

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 60 Номер 12 2017

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Анализ и разработка калибровки прокатных валков для производства асимметричных рельсовых профилей в условиях универсального рельсобалочного стана

Разработка технологии руднотермической плавки окускованной шихты из техногенного сырья для производства кремния

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 3. Разделение ферроникеля и оксидного расплава

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Различия физико-трибологических свойств магнетронно-плазменного антифрикционного покрытия Ti-C-Mo-S, нанесенного на подложки из сталей 40X и 20X13

Структура, фазовый состав и свойства электровзрывных износостойких покрытий после электронно-пучковой обработки

• КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

О механизме ускоренного охлаждения при термоупрочнении проката

Совместное влияние алюминия и титана на растворимость кислорода в расплавах на основе никеля

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 12, 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 Цветмет-обработка», г. Москва)

БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан)

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

БРОДОВ А.А., редактор раздела «**Экономическая эффективность металлургического производства**» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)

ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

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

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

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

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

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

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

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

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)
СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «**Экология и рациональное природопользование**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
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@misis.ru
www.fermet.misis.ru

654007, Новокузнецк, 7,
Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42
Сибирский государственный индустриальный университет,
Тел.: (3843) 74-86-28
E-mail: redjizvz@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: LEONTEV 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)
G.V. ASHIKHMIN (JSC "Institute
Tsvetmetobrabotka", Moscow)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

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

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

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

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

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

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

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@misis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Дорофеев В.В., Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадьков В.Н., Добрянский А.В. Анализ и разработка калибровки прокатных валков для производства асимметричных рельсовых профилей в условиях универсального рельсобалочного стана 941
- Немчинова Н.В., Минеев Г.Г., Тютрин А.А., Яковлева А.А. Разработка технологии руднотермической плавки окускованной шихты из техногенного сырья для производства кремния 948

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Салина В.А., Сычев А.В., Жучков В.И., Бабенко А.А. Термодинамическое моделирование процесса десульфурации металла борсодержащими шлаками системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$ 955
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Селиванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 3. Разделение ферроникеля и оксидного расплава 960

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Шубин А.Ю., Потекаев А.И., Савостиков В.М., Табаченко А.Н., Галсанов С.В. Различия физико-трибологических свойств магнетронно-плазменного антифрикционного покрытия $\text{Ti}-\text{C}-\text{Mo}-\text{S}$, нанесенного на подложки из сталей 40X и 20X13 966
- Романов Д.А., Протопопов Е.В. Структура, фазовый состав и свойства электровзрывных износостойких покрытий после электронно-пучковой обработки 972
- Осколкова Т.Н., Глезер А.М. Современное состояние научной проблемы поверхностного упрочнения карбидовольфрамовых твердых сплавов (обзор) 980

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

- Клещевский Ю.Н., Кудряшова И.А., Харлампенков Е.И., Захарова Н.В. Производство поливинилхлорида на основе вертикальной интеграции предприятий черной металлургии 992

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Зимин В.В., Митьков В.В., Зимин А.В. Формирование функционального объема и рабочих групп ERP-проекта предприятия ... 998

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Сарычев В.Д., Невский С.А., Ильяшенко А.В. О механизме ускоренного охлаждения при термоупрочнении проката 1005
- Дашевский В.Я., Александров А.А. Совместное влияние алюминия и титана на растворимость кислорода в расплавах на основе никеля 1008
- Указатель статей, помещенных в 2017 г. 1012

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- V.V. Dorofeev, A.A. Umanskiy, A.V. Golovatenko, V.N. Kadykov, A.V. Dobryanskiy Analysis and development of rolls calibration for production of asymmetrical rail profiles at universal rolling mill 941
- N.V. Nemchinova, G.G. Mineev, A.A. Tyutrin, A.A. Yakovleva Development of ore-thermal melting technology for agglomerated charge containing technogenic raw material in silicon production ... 948

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

- V.A. Salina, A.V. Sychev, V.I. Zhuchkov, A.A. Babenko Thermodynamic modeling of the process of metal desulphuration by boron containing slags of the $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$ system 955
- A.S. Vusikhis, L.I. Leont'ev, V.P. Chentsov, D.Z. Kudinov, E.N. Selivanov Metallic phase forming in barbotage of multicomponent oxide melt by reduction gas Report 3. Ferronickel and oxide melt separation 960

MATERIAL SCIENCE

- A.Yu. Shubin, A.I. Potekaev, V.M. Savostikov, A.N. Tabachenko, S.V. Galsanov Differences in physical-tribological properties of anti-friction ion-plasma $\text{Ti}-\text{C}-\text{Mo}-\text{S}$ coating deposited on 20Kh13 and 40Kh steels 966
- D.A. Romanov, E.V. Protopopov Formation of the structure, phase composition and properties of electric explosive wear-resistant coatings after electron-beam treatment 972
- T.N. Oskolkova, A.M. Glezer Current state of the scientific problem of WC-Co hard alloys surface hardening (Review) 980

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

- Yu.N. Kleshchevskii, I.A. Kudryashova, E.I. Kharlampenkov, N.V. Zakharova Production of polyvinylchloride within vertical integration of enterprises in ferrous metallurgy 992

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- V.V. Zimin, V.V. Mit'kov, A.V. Zimin Formation of functional volume and working groups of ERP-project of the enterprise 998

SHORT REPORTS

- V.D. Sarychev, S.A. Nevskii, A.V. Il'yashchenko On accelerated cooling mechanisms in thermal hardening of rolled metal 1005
- V.Ya. Dashevskii, A.A. Aleksandrov Joint effect of aluminum and titanium on the oxygen solubility in nickel based melts 1008
- Index of articles "Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy" for 2017. Vol. 60 1012

УДК 621.771.014

АНАЛИЗ И РАЗРАБОТКА КАЛИБРОВКИ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АСИММЕТРИЧНЫХ РЕЛЬСОВЫХ ПРОФИЛЕЙ В УСЛОВИЯХ УНИВЕРСАЛЬНОГО РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО СТАНА*

Дорофеев В.В.¹, д.т.н., главный калибровщик (Vladimir.Dorofeev@evraz.com)

Уманский А.А.², к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов (umanski@bk.ru)

Головатенко А.В.¹, к.т.н., начальник рельсового производства (Aleksey.Golovatenko@evraz.com)

Кадыков В.Н.², к.т.н., доцент кафедры обработки металлов давлением
и металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК (kadikov_vn@mail.ru)

Добрянский А.В.¹, старший калибровщик рельсобалочного цеха (Andrey.Dobryanski@evraz.com)

¹ АО ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат
(654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ш. Космическое, 16)

² Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Анализ развития железнодорожного путевого хозяйства позволил выявить тенденцию постоянного повышения требований к качеству железнодорожных переводов, являющихся наиболее быстроизнашивающимися элементами верхнего строения рельсового пути. При этом основными причинами несоответствия качества остяжковых переводов требованиям стандартов являются неудовлетворительная геометрия и разброс величин остаточных напряжений в исходных заготовках – остяжковых рельсах. Асимметричный профиль остяжковых рельсов значительно усложняет технологию их производства, особенно при использовании для их прокатки универсальных клетей. В представленной работе рассмотрены теоретические и технологические аспекты освоения производства остяжковых рельсов типа ОР65 на новом универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Несовершенство контрактной калибровки поставщика оборудования рельсобалочного стана, обусловившее невозможность ее применения для массового производства остяжковых рельсов, привело к необходимости разработки новой усовершенствованной схемы прокатки. Отличительными особенностями нового способа прокатки остяжковых рельсов является интенсифицированный режим обжатий в первой обжимной клети, снижение числа проходов во второй обжимной клети и применение разрезного рельсового наклонного калибра с разьемами по диагонали взамен разрезного калибра закрытого типа. При этом возможность интенсификации режима деформации предварительно обоснована расчетами усилия прокатки, проведенными с использованием ранее разработанной методики. Внедрение нового режима прокатки рельсов ОР65 позволило повысить производительность стана на 39,8 т/ч и уменьшить отбраковку готовых рельсов по плетам прокатного происхождения на 0,5 %. Проведенный анализ процессов течения металла и формирования чистового профиля остяжковых рельсов при прокатке в универсальных клетях показал, что оформление ширины подошвы профиля рельса происходит за счет свободного уширения металла при деформации этого элемента. В результате указанной особенности выполнение необходимой ширины подошвы профиля рельса зависит от многих технологических параметров и не может быть предварительно спрогнозировано с высокой степенью точности. Опыт промышленной прокатки остяжковых рельсов на рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» показал, что достижимая точность размеров элементов прокатных профилей составляет $\pm 1,0$ мм. При этом согласно действующей отечественной нормативной документации на производство остяжковых рельсов высшего и первого сорта предельные допуски на ширину короткого плеча подошвы установлены в пределах $\pm 0,3$ и $\pm 0,5$ мм соответственно. Таким образом, выполнение этого требования представляется невозможным.

Ключевые слова: калибровка валков, режим прокатки, рельсовые профили, остяжковые рельсы, дефекты поверхности, технико-экономические показатели производства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-941-947

Обозначившаяся в последние годы тенденция к увеличению скорости движения железнодорожных поездов [1 – 7] обуславливает соответствующее повышение требований к качеству железнодорожных переводов, являющихся наиболее быстроизнашивающимися элементами верхнего строения рельсового пути. В частности, к рельсовым переводам для высокоскоростного движения (скорость выше 200 км/ч) предъявляются более высокие требования по геомет-

рическим параметрам (в том числе по допускам на размеры, неровность поверхности катания рельсов и т.д.). Поскольку исходной заготовкой для производства остяжков стрелочных переводов являются остяжковые рельсы, то улучшение качества последних является актуальной задачей. Этот тезис подтверждается имеющимися данными о том, что основными причинами брака при изготовлении остяжковых переводов являются неудовлетворительная геометрия и разброс величин остаточных напряжений в исходных заготовках – остяжковых рельсах [8].

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках базовой части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.6365.2017/8.9.

Следует отметить, что профиль острякового рельса имеет ярко выраженную асимметричную форму (рис. 1), что значительно усложняет режимы его производства, в том числе калибровку прокатных валков. Особенно значительные трудности возникают при освоении производства таких профилей на современных универсальных рельсобалочных станах, имеющих в своем составе непрерывную группу прокатных клетей.

Анализируя тенденции развития рельсопрокатного производства, можно отметить, что технология прокатки рельсов в универсальных калибрах активно внедряется в мировой металлургии, начиная с 70-х гг. XX века [9 – 15]. Данный факт объясняется наличием

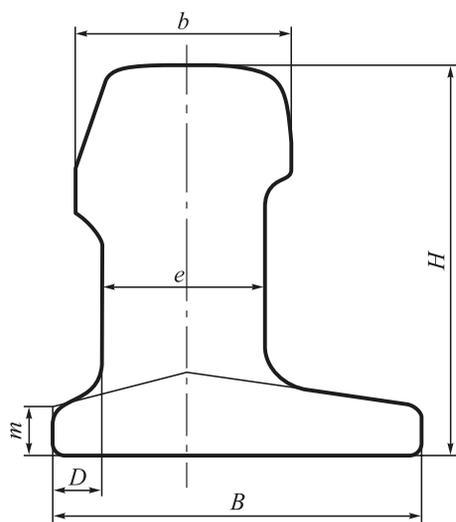


Рис. 1. Профиль поперечного сечения остряковых рельсов: H – высота рельса; b – ширина головки; e – толщина шейки; B – ширина подошвы; D – ширина короткого плеча подошвы; m – высота пера подошвы

Fig. 1. Cross-section profile of switch point rails: H – rail height; b – width of the head; e – thickness of the web; B – width of the base; D – width of base short arm; m – height of the base blade

целого ряда существенных преимуществ по отношению к устаревшей схеме прокатки рельсов в двухвалковых калибрах двух- и трехвалковых клетей, обуславливающих повышение качества рельсов при одновременном снижении затрат на их производство [16 – 20]. В целом можно констатировать, что в настоящее время в зарубежных странах прокатка рельсов осуществляется в основном с использованием универсальных клетей.

В отечественной металлургии первый универсальный рельсобалочный стан запущен в эксплуатацию в 2013 г. на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК»). Прокатный стан имеет в своем составе две последовательно расположенные двухвалковые реверсивные обжимные клетки ($BD1$ и $BD2$) и смещенный относительно линии прокатки универсальный тандем-стан, состоящий из двух универсальных и одной вспомогательной двухвалковой клетки, а также отдельно расположенной чистовой универсальной клетки (рис. 2).

В соответствии с контрактной калибровкой поставщика оборудования рельсобалочного стана (компания «SMS Meer») схема прокатки остряковых рельсов типа ОР65 включала в себя следующие основные этапы:

- семь проходов в ящичных калибрах клетки $BD1$ с получением прямоугольного подката;
- семь проходов в клетях $BD2$, в том числе первый проход в калибре «лежачая трапеция», второй и третий проходы в калибре «стоячая трапеция», четвертый и пятый проходы в разрезном рельсовом калибре закрытого типа, шестой и седьмой проходы в подготовительном рельсовом калибре открытого типа;
- прокатку в клетях тандем-стана за три прохода, в том числе первый проход в универсальной клетях UR и вспомогательной (эджерной) клетях E , второй проход в клетях UR ; третий проход последовательно во всех трех клетях тандем-стана (UR, E, UF).

Практический опыт производства остряковых рельсов по вышеописанной схеме позволил выявить ряд ее значительных недостатков:

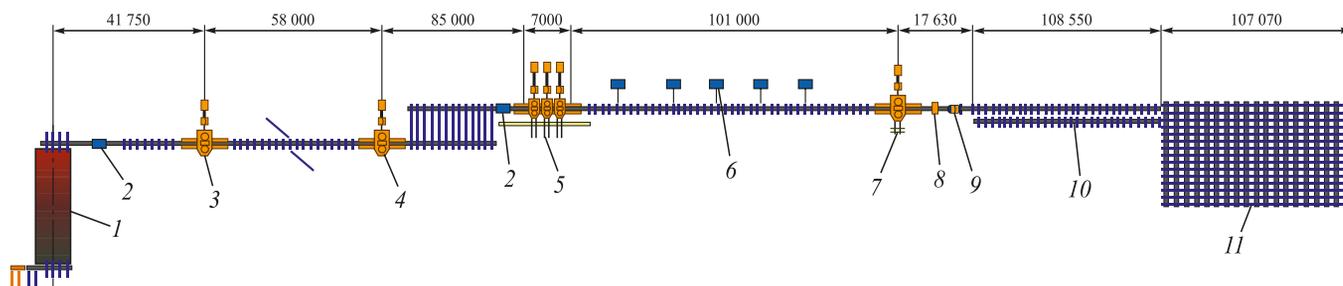


Рис. 2. Схема расположения оборудования универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»: 1 – нагревательная печь; 2 – устройство гидросбива окалины; 3, 4 – обжимные клетки $BD1$ и $BD2$; 5 – тандем-группа клетей; 6 – пилы горячей резки; 7 – чистовая клеть; 8 – лазерный профилимер; 9 – клеймитель; 10 – участок дифференцированной закалки; 11 – участок холодильника

Fig. 2. Layout of the equipment of universal rail-mill of JSC “EVRAZ ZSMK”: 1 – heating furnace; 2 – device for water descaling; 3, 4 – $BD1$ and $BD2$ breakdown stands; 5 – tandem group of stands; 6 – saws of hot cutting; 7 – finishing stand; 8 – laser profiler; 9 – stamper; 10 – section of differentiated hardening; 11 – section of the refrigerator

– при прокатке в клети *BD2* имело место скручивающие раскаты на выходе из калибров;

– в закрытом ручье разрезного рельсового калибра происходило интенсивное налипание металла по периметру стенок;

– невозможность восстановления рельсового разрезного калибра закрытого типа по ширине при регламентированном съеме металла при переточке валков.

Для устранения вышеприведенных недостатков разработан новый способ прокатки (рис. 3) остроговых рельсов с интенсифицированным режимом обжатий в клети *BD1*, уменьшенным количеством проходов в клети *BD2* и применением разрезного рельсового наклонного калибра с разъемами по диагонали взамен разрезного рельсового калибра закрытого типа. Возможность интенсификации режима деформации предварительно обоснована расчетами усилия прокатки, проведенными с использованием ранее разработанной методики расчета сопротивления деформации рельсовых сталей [21, 22]. Согласно указанной методике сопротивление деформации определяется из выражения

$$\sigma = Ae^{m_1 t} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_3}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_4} e^{m_5 \varepsilon} u^{m_6 t},$$

где $A, m_1 - m_6$ – коэффициенты уравнения, зависящие от химического состава стали; e – число Эйлера; t – температура прокатки, °С; ε – логарифмическая степень деформации; u – скорость деформации, s^{-1} .

Коэффициенты $A, m_1 - m_6$ определяются из выражений

$$A = 4365,4 + 69\,118[S];$$

$$m_1 = -0,0033 - 0,0043[V];$$

$$m_2 = 0,2607 - 5,7663[P];$$

$$m_3 = -0,0025 + 0,00308[C] + 0,00025[Mn];$$

$$m_4 = -0,0015 + 0,0475[P];$$

$$m_5 = -0,407 + 0,655[Mn];$$

$$m_6 = 0,0002 - 0,0012[V],$$

где [S], [V], [P], [C] и [Mn] – содержание, %, в стали серы, ванадия, фосфора, углерода и марганца соответственно.

Расчеты проводили для стали марки Э76ХСФ по ГОСТ Р 55820 – 2013 с использованием фактического химического состава этой марки стали на плавках текущего производства (см. таблицу); температуру прокатки по проходам выбирали исходя из температуры

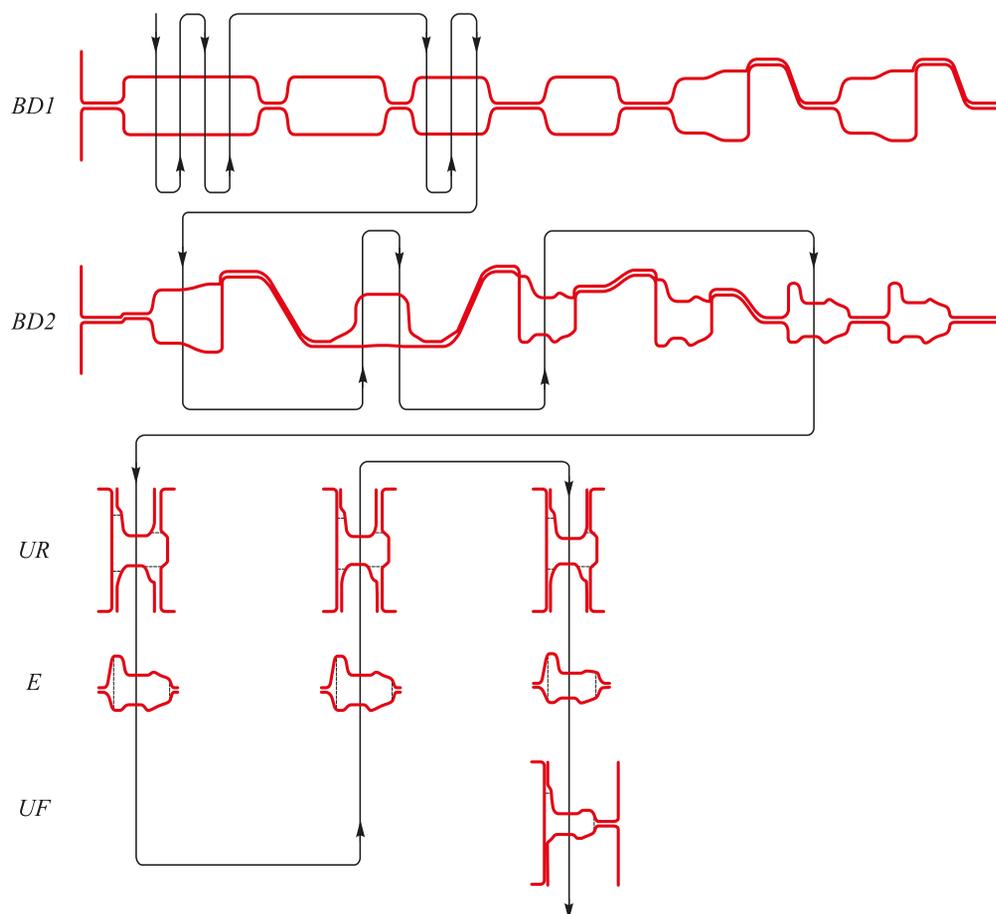


Рис. 3. Усовершенствованная схема прокатки остроговых рельсов типа ОР65 на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Fig. 3. Improved rolling scheme for switch point rails of OR65 type on universal rail mill of JSC “EVRAZ ZSMK”

Химический состав стали Э76ХСФ для производства рельсов ОР65

Chemical composition of E76KhSF steel for production of OR65 rails

Содержание элемента, %						
C	Mn	Si	V	Cr	P	S
0,76	0,90	0,60	0,07	0,60	0,015	0,015
0,69–0,80	0,70–1,00	0,30–0,70	0,03–0,15	0,35–0,80	не более 0,020	не более 0,020

Пр и м е ч а н и е. В числителе – фактический состав, в знаменателе – требования ГОСТ Р 55820-2013.

нагрева заготовок под прокатку 1170 °С и падения температуры на 5 °С за проход.

По полученным расчетным данным, подтвержденным фактическим опытом работы рельсобалочного стана, при использовании нового режима прокатки острязковых рельсов усилие прокатки не превышает 80 % от допустимого усилия прокатки (рис. 4).

В результате внедрения нового режима прокатки рельсов ОР65 за счет снижения количества проходов в клети BD2 достигнуто уменьшение цикла прокатки на 22,5 с, что обусловило повышение производительности стана при производстве данного вида продукции на 39,8 т/ч. Экономический эффект от повышения производительности стана составил 29,7 млн. руб/год.

Применение наклонного расположения рельсового калибра в новой схеме прокатки позволило добиться следующих преимуществ по сравнению с контрактной калибровкой:

- обеспечить возможность переточки валков без изменения ширины калибров;
- повысить интенсивность обжатия;

– устранить опасность «окова» валков раскатом вследствие диагонального расположения закрытых и открытых фланцев;

– облегчить задачу раската в валки за счет большого выпуска калибра;

– отказаться от схемы прокатки с различным диаметром нижнего и верхнего валков.

По фактическим данным облегчение условий задачи раската в валки при использовании нового режима прокатки позволило снизить отбраковку готовых рельсов ОР65 по дефекту «плена» на 0,5 %.

Анализируя процессы течения металла и формирования чистового профиля рельсов при использовании разработанной схемы прокатки, следует отметить, что контроль ширины фланцев подошвы и головки профиля раската после первого и третьего четырехвалкового калибров проводится во вспомогательных открытых двухвалковых калибрах эджерной клети. Окончательное же оформление профиля острязкового рельса осуществляется в трехвалковом чистовом универсальном калибре. Ручьи этого калибра, фор-

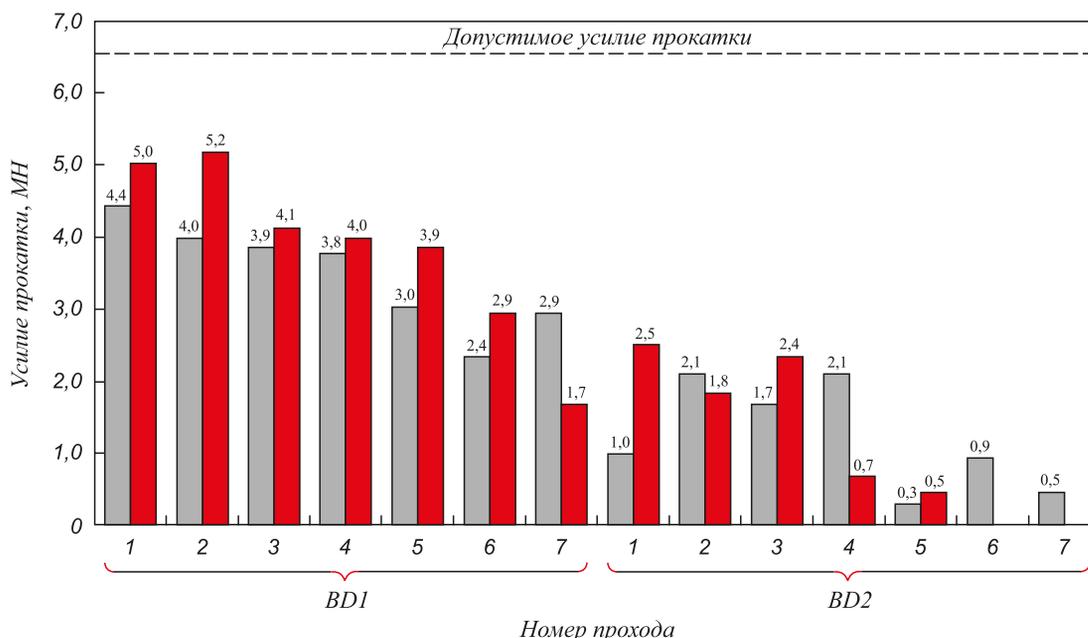


Рис. 4. Расчетные усилия прокатки при деформации в обжимных клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»: ■ – проектная калибровка; ■ – разработанная калибровка

Fig. 4. Calculated forces of rolling during deformation in breakdown stand of universal rail mill of “EVRAZ ZSMK” JSC: ■ – project calibration; ■ – designed calibration

мирующие головку рельса, конструируются по тем же правилам, что и для двухвалковых чистовых калибров с разъемом валков посередине поверхности катания головки профиля, а подошва формируется в трехвалковом участке калибра, где ширина подошвы формируется за счет свободного уширения металла в разьемах валков (рис. 5, а). Соответственно уширение короткого и длинного плечей подошвы профиля (ΔB_ϕ) складывается из естественного уширения (ΔB_c) (вследствие основного обжатия этих элементов в калибре) и вынужденного уширения (ΔB_b) (появляющихся в результате дополнительного обжатия местных наплывов металла у вершин короткого и длинного плечей подошвы, образующихся при деформации этих элементов во вспомогательных калибрах горизонтальной эджерной клетки):

$$\Delta B_\phi = \Delta B_c + \Delta B_b;$$

$$\Delta B_c = \frac{2,54\Delta t(\varepsilon_\phi - \varepsilon_{ш})}{\varepsilon_\phi};$$

$$\Delta B_b = \frac{k\Delta Ht'}{\lambda t},$$

где $\Delta t = t' - t$ – среднее обжатие фланца по толщине; ε_ϕ и $\varepsilon_{ш}$ – относительное обжатие фланцев и шейки соответственно; $\varepsilon_\phi = \Delta t$; $\varepsilon_{ш} = d' - d$; $\Delta H_\phi = H'_\phi - H_\phi$ – обжатие фланцев по высоте во вспомогательной клетке; λ – коэффициент вытяжки в универсальном калибре; k – коэффициент, учитывающий долю металла, идущего на уширение фланца (принимается 0,5 для черновых клетей и 0,7 – для чистовых клетей).

Формирование подошвы острогового рельса в трехвалковом участке калибра позволяет ликвидировать присущий прокатке в двухвалковом калибре (рис. 5, б) момент, вызываемый защемлением металла в закрытом верхнем фланце калибра, формирующем длинное плечо подошвы рельса (M_3), совпадающий с направлением

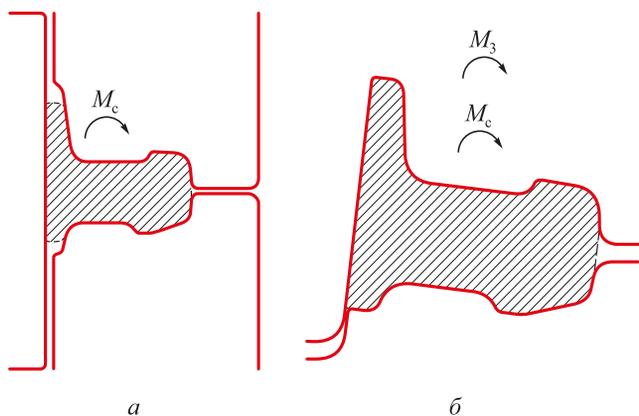


Рис. 5. Общий вид универсального трехвалкового (а) и чистового двухвалкового (б) калибров для прокатки рельсов острогового

Fig. 5. General view of universal three-roll (a) and finishing two-roll (b) calibers for switch point rails rolling

скручивающего момента (M_c), вызываемого различием скоростей по периметру чистового калибра острогового рельса (рис. 5, а) и уменьшить скрученность при выходе из валков.

Вместе с тем следует отметить ограничения, присущие разработанному режиму прокатки остроговых рельсов в условиях универсального рельсобалочного стана. Как показано выше, окончательное формирование профиля рельсов в чистовом универсальном калибре вертикальным роликом и боковыми поверхностями ручьев горизонтальных валков предусматривает оформление ширины подошвы профиля за счет свободного уширения металла при деформации этого элемента (рис. 5, а). В результате формирование ширины подошвы профиля в чистовом калибре осуществляется не инструментом, а свободным уширением металла, которое зависит от многих технологических параметров и не может быть предварительно спрогнозировано с высокой степенью точности. В связи с этим закономерно возникают затруднения при выполнении требований нормативной документации по точности получения размеров элементов профиля. Имеющиеся производственные данные отечественных и зарубежных металлургических предприятий позволяют говорить о достижимой точности размеров элементов прокатных профилей, получаемых горячей прокаткой при наличии в схеме прокатки свободного уширения металла, величиной $\pm 1,0$ мм. Данный факт подтверждается также требованиями, установленными зарубежной нормативной документацией. При этом согласно действующего отечественного ГОСТ Р 55820 – 2013 предельные допуски на ширину короткого плеча подошвы для классов точности изготовления профиля «высший сорт» (X) и «первый сорт» (Y) установлены в пределах $\pm 0,3$ и $\pm 0,5$ мм соответственно. В соответствии с вышеизложенным, выполнение этого требования представляется невозможным, что требует внесения корректив в действующую нормативно-техническую документацию на производство остроговых рельсов.

Выводы. На основании результатов теоретических исследований и экспериментов, проведенных в условиях действующего рельсобалочного стана, разработан новый способ прокатки остроговых рельсов. Отличительными особенностями новой схемы прокатки являются: интенсифицированный режим обжатий в первой обжимной клетке, снижение количества проходов во второй обжимной клетке и применение разрезного рельсового наклонного калибра с разьемами по диагонали взамен разрезного рельсового калибра закрытого типа. Внедрение усовершенствованного режима прокатки остроговых рельсов ОР65 на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК» позволило повысить производительность стана и улучшить качество поверхности рельсовых профилей. Экономическая эффективность от внедрения нового режима прокатки составила 29,7 млн. руб/год.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Stalinskii D.V., Rudyuk A.S. Production and Quality of Rails // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 5. Pp. 73 – 77.
2. Samoilovich Yu.A. Possibility of producing railway rails with increased strength and minimum buckling // Metallurgist. 2012. Vol. 55. No.11. Pp. 903 – 911.
3. Sinel'nikov V.A., Filippov G.A. Technological Aspects of Improving the Quality and Service Properties of Railroad Rails // Metallurgist. 2001. Vol. 45. No. 9. Pp. 403 – 407.
4. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Dorofeev V.V. Analysis of the main trends in the development of rail production in Russia and abroad // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. No. 150. 012002 S.
5. Свейковски У., Нерзак Т. Производство рельсов высокого качества с использованием компактных универсальных клетей и технологий Rail Cool. Металлургическое производство и технология (МРТ) // Черные металлы. 2006. № 2. С. 50 – 56.
6. Никитина Л.А. Состояние и перспективы развития производства проката в России и за рубежом. Ч. IV // Производство проката. 2000. № 11. С. 2 – 10.
7. Смирнов В.К., Бондин А.Р., Михайленко А.М. Исследование прокатки рельсов в универсальных клетях // Производство проката. 2002. № 12. С. 24 – 30.
8. Коган А.Г., Шур Е.А. Перспективы повышения качества острых рельсов // Сборник трудов юбилейной рельсовой комиссии ОАО «КМК». 2002. С. 42 – 48.
9. Stammach R. Das Walzen von Tragern und Shinen ant Triogerusten der Kontintraeseum Universalwalzmverfahren // Der Kalibreur. 1968. No. 9.
10. Lassent A. Le train a'poutrelles et a'rails de l'usine d'hagauge (SASILOR) // Revue de metallurge. 1974. Vol. 11. No. 10. Pp. 733 – 748.
11. Mennel G. Schienenwalzung in Universal Gerust der Modernisierung der Strap Hagange // Der Kalibreur. 1981. No. 35. Pp. 15 – 16.
12. Kinoshita K., Hattozi M., Hagashiga H., Isozumi K. On reconctraction of Rail Mill and Newly – developed rails of Nippon Steel Corporation // Nipon: Steel Technical Report Overseas. 1973. No. 3.
13. Svejkovsky U. Newest technologies for economical sections production // AISE Steel Technology. 2002. No. 2. Pp. 33 – 39.
14. Frank E. Former. Steel Dynamics Commissions Its New Structural and Rail Division // AISE Steel Technology. 2002. No. 11-12. Pp. 27 – 35.
15. Desvallees J., Faessey A., Gouth G., Mennel G. Universal rolling of rails – State of the art // Iron and steel engineer. 1987. March. Pp. 25 – 31.
16. Shilov V.A., Shvarts D.L., Litvinov R.A. Shaping of metal when rolling rails in universal grooves // Steel in Translation. 2008. Vol. 38. No. 3. Pp. 214 – 216.
17. Shvarts D.L. Rolling of rail profiles in a universal groove. Part 1 // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 6. Pp. 430 – 435.
18. Shvarts D.L. Rolling of rail profiles in a universal groove. Part 2 // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 7. Pp. 499 – 502.
19. Shilov V.A., Shvarts D.L., Skosar' E.O. Aspects of the rolling of long rails on a universal rail-beam mill // Metallurgist. 2016. Vol. 60. Iss. 3. Pp. 260 – 266.
20. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Kadykov V.N. Improvement of rolling modes of long length rails on the universal rail and structural steel mill “EVRAZ ZSMK” // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. No. 150. Pp. 12 – 28 .
21. Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадьков В.Н. Разработка методики прогнозирования сопротивления деформации рельсовой стали при изменяющихся условиях прокатки // Инновации в материаловедении и металлургии. Материалы IV Международной интерактивной научно-практической конференции. Екатеринбург, 2015. С. 199 – 202.
22. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N., Dumova L.V. Development of mathematical models and methods for calculation of rail steel deformation resistance of various chemical composition // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. No. 150. P. 012029.

Поступила 17 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 12, PP. 941–947.

ANALYSIS AND DEVELOPMENT OF ROLLS CALIBRATION FOR PRODUCTION OF ASYMMETRICAL RAIL PROFILES AT UNIVERSAL ROLLING MILL

V.V. Dorofeev¹, A.A. Umanskii², A.V. Golovatenko¹,
V.N. Kadykov², A.V. Dobryanskii¹

¹JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Analysis of the development of railway track facilities revealed a tendency to constantly improve quality requirements for rail transfers, which have the most wear in the upper part of the rail way. The major causes of quality inconsistency of switch point transfers to requirements of the standards are poor geometry and spread the values of residual stresses in the initial blanks – switch point rails. Asymmetrical profile of switch point rails greatly complicates their manufacturing technology, especially at use of universal rolling mill stands for their rolling. This paper describes theoretical and technological aspects of the development of OR65 switch point rails production at the new universal rolling mill of JSC “EVRAZ ZSMK”. Imperfection of contract calibration of the supplier of rolling mill equipment, which determined the impossibility of its application for mass production of switch point rails, led to the need to develop new and improved rolling pattern. Distinctive features of the new method of stand, reduction switch point rails rolling are an intensified mode

of breakdown in the first breakdown of the number of passes in the second breakdown stand and the use of split inclined rail caliber with diagonal connectors instead of closed split rail caliber. At the same time the possibility of intensifying the strain mode is preliminarily justified by calculations of rolling force conducted using a previously developed authors' technique. The introduction of a new mode of rolling the OR65 rails allowed to increase the mill's productivity by 39.8 t/h and to reduce the rejection of finished rails by 0.5 % of rolling stock. The analysis of metal flow processes and of the formation of finishing profile of switch point rails while rolling in the universal stands has shown that the clearance of width of the rail profile base is due to the free broadening of the metal at the element deformation. As a result of this feature, the execution of the necessary width of the rail profile base depends on many technological parameters and cannot be predicted with a high degree of accuracy. The experience of industrial rolling of switch point rails on the rail mill of JSC “EVRAZ ZSMK” has shown that the achievable accuracy of the elements dimensions of the rolling profiles is ± 1.0 mm. At the same time, according to the current domestic regulatory documentation for the production of switch point rails of the highest and first grades, the maximum tolerances for the width of the short arm of the base are set within ± 0.3 and ± 0.5 mm, respectively. Thus, the fulfillment of this requirement is impossible.

Keywords: rolls calibration, rolling mode, rail profiles, switch point rails, surface defects, technical and economic indicators of production.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-941-947

REFERENCES

1. Stalinskii D.V., Rudyuk A.S. Production and quality of rails. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 5, pp. 73–77.
2. Samoilovich Yu.A. Possibility of producing railway rails with increased strength and minimum buckling. *Metallurgist*. 2012, vol. 55, no.11, pp. 903–911.
3. Sinel'nikov V.A., Filippov G.A. Technological aspects of improving the quality and service properties of railroad rails. *Metallurgist*. 2001, vol. 45, no. 9, pp. 403–407.
4. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Dorofeev V.V. Analysis of the main trends in the development of rail production in Russia and abroad. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, no. 150, 012002 p.
5. Svejkovsky U., Nerzak T. Production of high-quality rails using compact universal stands and Rail Cool technologies. Metallurgical production and technology (MRI). *Chernye metally*. 2006, no. 2, pp. 50–56. (In Russ.).
6. Nikitina L.A. State and prospects for development of rolled metal production in Russia and abroad. Part. IV. *Proizvodstvo prokata*. 2000, no. 11, pp. 2–10. (In Russ.).
7. Smirnov V.K., Bondin A.R., Mikhailenko A.M. Research of rails rolling in universal stands. *Proizvodstvo prokata*. 2002, no. 12, pp. 24–30. (In Russ.).
8. Kogan A.G., Shur E.A. Prospects of improving the quality of switch point rails. In: *Sbornik trudov yubileinoi rel'sovoi komissii OAO "KMK"* [Coll. of papers of Anniversary Rails Commission of OJSC "KMK"]. 2002, pp. 42–48. (In Russ.).
9. Stammbach R. Das Walzen von Tragern und Shinen ant Triogerusten der Kontintraeum Universalwalzmverfahren. *Der Kalibreur*. 1968, no. 9. (In Germ.).
10. Lassent A. Le train a'poutrelles et a'rails de l'usine d'hagauge (SASILOR). *Revue de metallurge*. 1974, vol. 11, no. 10, pp. 733–748. (In Fr.).
11. Mennel G. Schienenwalzung in Universal Gerust der Modernisierung der Strap Hagange. *Der Kalibreur*. 1981, no. 35, pp. 15–16. (In Germ.).
12. Kinoshita K., Hattozi M., Hagashiga H., Isozumi K. On reconstruction of rail mill and newly – developed rails of Nippon Steel Corporation. *Nipon: Steel Technical Report Overseas*. 1973, no. 3.
13. Svejkovsky U. Newest technologies for economical sections production. *AISE Steel Technology*. 2002, no. 2, pp. 33–39.
14. Frank E. Former. Steel dynamics commissions its new structural and rail division. *AISE Steel Technology*. 2002, no. 11-12, pp. 27–35.
15. Desvallees J., Faessey A., Gouth G., Mennel G. Universal rolling of rails – state of the art. *Iron and steel engineer*. 1987, March, pp. 25–31.
16. Shilov V.A., Shvarts D.L., Litvinov R.A. Shaping of metal when rolling rails in universal grooves. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 3, pp. 214–216.
17. Shvarts D.L. Rolling of rail profiles in a universal groove. Part 1. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no 6, pp. 430–435.
18. Shvarts D.L. Rolling of rail profiles in a universal groove. Part 2. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no 7, pp. 499–502.
19. Shilov V.A., Shvarts D.L., Skosar' E.O. Aspects of the rolling of long rails on a universal rail-beam mill. *Metallurgist*. 2016, vol. 60, no. 3, pp. 260–266.
20. Golovatenko A.V., Umansky A.A., Kadykov V.N. Improvement of rolling modes of long length rails on the universal rail and structural steel mill "EVRAZ ZSMK". *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, no. 150, pp. 12–28.
21. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N. Development of method for predicting rail steel deformation resistance under varying rolling conditions. In: *Innovatsii v materialovedenii i metallurgii. Materialy IV Mezhdunarodnoi interaktivnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Innovations in materials science and metallurgy. Materials of the IV Int. Interactive Scientific and Practical Conf.]. Ekaterinburg, 2015, pp. 199–202. (In Russ.).
22. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Kadykov V.N., Dumova L.V. Development of mathematical models and methods for calculation of rail steel deformation resistance of various chemical composition. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, no. 150, p. 012029.

Acknowledgements. The work was performed at the SibSIU under the basic part of the state task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation no. 11.6365.2017/8.9.

Information about the authors:

V.V. Dorofeev, Dr. Sci. (Eng.), Chief Calibrator
(Vladimir.Dorofeev@evraz.com)

A.A. Umanskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy (umanskii@bk.ru)

A.V. Golovatenko, Cand. Sci. (Eng.), Chief of Rail Production
(Aleksey.Golovatenko@evraz.com)

V.N. Kadykov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming and Metal Science". OJSC "EVRAZ ZSMK"
(kadikov_vn@mail.ru)

A.V. Dobryanskii, Senior Calibrator of Rail and Beam Shop
(Andrey.Dobryanskij@evraz.com)

Received April 17, 2017

УДК 669.054.83:669.782.04

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ РУДНОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАВКИ ОКУСКОВАННОЙ ШИХТЫ ИЗ ТЕХНОГЕННОГО СЫРЬЯ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КРЕМНИЯ*

Немчинова Н.В., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Металлургия
цветных металлов» (ninavn@yandex.ru)

Минеев Г.Г., д.т.н., профессор кафедры «Металлургия цветных металлов» (kafmcm@istu.edu)

Тютрин А.А., к.т.н., доцент кафедры «Металлургия цветных металлов» (an.tu@inbox.ru)

Яковлева А.А., д.т.н., профессор кафедры технологии продуктов питания
и химии (ayakovistu@mail.ru)

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

Аннотация. Производство кремния в руднотермических печах (РТП) карботермическим восстановлением кварцитов сопровождается образованием больших объемов пылевых выбросов, которые содержат значительное количество ценного кремнезема (в среднем 86 %). В связи с этим работы, посвященные расширению сырьевой базы за счет возврата этого техногенного сырья в технологический процесс, являются актуальными. Для использования в процессе выплавки кремния в РТП собираемой газоочистным оборудованием пыли, состоящей из частиц крупностью 120 мкм с преобладающей фракцией +20 – 50 мкм, необходимо применять ее предварительное окускование (для предотвращения ее уноса из реакционной зоны технологическими газами). Поскольку при транспортировке и загрузке в РТП шихта, в том числе и окускованная, должна обладать достаточной прочностью, как связующее предложено использовать жидкое стекло с добавкой в качестве упрочняющего реагента пыли электрофильтров алюминиевого производства, содержащей смолистые вещества (полиароматические углеводороды). По результатам проведенных испытаний на прочность образцов окускованной шихты рекомендовано следующее соотношение компонентов в шихте: 24 – 27 % пыли кремниевого производства; 51 – 53 % углеродистого восстановителя (смеси нефтекокса и древесного угля в соотношении 1:1); 4 – 5 % отсева мелкофракционного кремния; 14 – 15 % связующего (жидкое стекло и пыль электрофильтров алюминиевого производства в соотношении 4:1) (по массе). При таком составе шихты коэффициент сопротивления сбрасыванию составил в среднем 82,5 %. В результате изучения физико-химических характеристик окускованных композиций, полученных по предлагаемой методике, установлено, что они обладают пористой структурой (45,5 %) для формирования у материала хорошо развитой активной поверхности и кажущейся плотностью (1100 кг/см³), что позволяет предполагать работу РТП в стабильном режиме при использовании окускованной шихты данного компонентного состава. Проведенные в высокотемпературной печи типа НТФ 17/10 экспериментальные плавки с получением продукта, содержащего более 44 % (по массе) карбида кремния как обязательного промежуточного соединения в карботермическом процессе, позволяют рекомендовать окускованную по предлагаемой методике шихту при выбранном соотношении компонентов для использования в качестве добавки к основной (кусковой) шихте при производстве кремния карботермическим способом.

Ключевые слова: кремний, отходы производства кремния, пыль циклонов, шлам газоочистки, восстановитель, жидкое стекло, окускованная шихта, плавка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-948-954

В ряде стран, богатых природными ресурсами (в том числе и в России), одним из главных факторов экономического роста и социального развития является металлургия. Предприятия отрасли постоянно совершенствуют технологические процессы, базирясь на теоретических основах металлургии и предлагая инновационные разработки [1 – 4]. Однако любое производство металлов сопровождается неизбежным образованием отходов, которые не в полном объеме утилизируются или реализуются в других отраслях промышленности [5 – 10].

В связи с растущими масштабами металлургического производства и развитием всех его отраслей

неуклонно увеличивается спрос на кремний металлургических марок [11 – 13]. Производство кремния в руднотермических печах (РТП) сопровождается образованием большого количества пылевых выбросов, которые содержат значительное количество ценного кремнезема. В связи с этим работы, направленные на расширение сырьевой базы за счет возврата этого техногенного сырья в производство, а также совершенствование в целом технологии получения кремния являются актуальными. Однако данный вид альтернативного сырья невозможно непосредственно использовать при плавке в РТП из-за значительного пылевыноса. Одним из способов рационального использования таких кремнеземсодержащих сырьевых материалов является окускование шихтовых материа-

* Работа выполнена по НИР 11.7210.2017/8.9 в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ.

лов, которое способствует повышению эффективности действующего производства.

В промышленном масштабе металлургический кремний получают карботермическим способом – путем высокотемпературного восстановления кремнезема углеродом восстановителей (УВ) из сырья с высоким (не менее 98 %) содержанием оксида кремния SiO_2 в РТП, которые широко используются для производства ферросплавов, карбидов кремния и кальция [14 – 17]. В качестве УВ используют смесь различающихся по реакционной способности и зольности углеродных материалов: древесного угля, нефтекокса, каменных углей. При производстве металлургического кремния кроме основного продукта образуется ряд побочных материалов: пыль и шлам газоочистки (дисперсные продукты химического реагирования, мелкие частицы компонентов шихты в процессах транспортирования, дозирования, загрузки и плавки [18]); кварцевая мелочь (при дроблении и грохочении крупнокускового кварцита); мелочь древесного, каменного углей (при сортировке восстановителей); отсев кремния ($\text{Si}_{\text{отс}}$) (при дроблении готового продукта); шлаки (в процессе окислительного рафинирования кремния). Часть отходов кремниевого производства реализуется или используется повторно в технологическом процессе, остальное складывается на шламовых полях вблизи предприятий, загрязняя окружающую среду.

В России два производителя металлургического кремния: крупнейшее АО «Кремний» (по итогам работы 2016 г. объем основной продукции составил 33 112 тыс. т) и ООО «СУАЛ–Кремний–Урал», входящие в ОК «РУСАЛ». В настоящем исследовании изучен вопрос возврата в технологический процесс мелкофракционных пылевых отходов действующего производства.

Проведенные лабораторные исследования химического состава техногенных пылевых материалов АО «Кремний» с помощью просвечивающего электронного микроскопа «JEOL JEM-2100» (Япония) показали, что оксид кремния SiO_2 в пыли присутствует в виде частиц сферической формы со средним диаметром частиц 100 нм (рис. 1).

Согласно аналитическим данным, полученным в лаборатории АО «Кремний», пыль содержит оксид кремния SiO_2 в количестве в среднем 86 %. Результаты рентгенофлуоресцентного анализа, выполненного с помощью прибора «ARL-9900» (США), и химического гравиметрического анализа приведены ниже:

Компонент	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	MgO	$\text{C}_{\text{св}}$
Содержание, % (по массе)	86,30	0,37	0,30	1,40	1,20	5,80
Компонент	Na_2O	SO_3	P_2O_5	K_2O	TiO_2	SiC
Содержание, % (по массе)	0,07	0,14	0,12	0,28	0,02	4,15

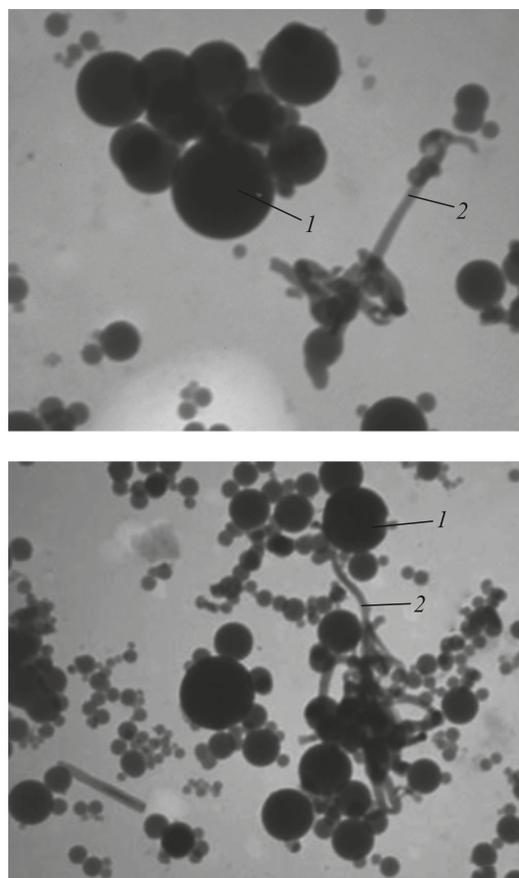


Рис. 1. Электронное изображение образцов частиц пыли газоочистки АО «Кремний»: 1 – сфероидизированные частицы оксида кремния SiO_2 ; 2 – включения углерода

Fig. 1. Electronic image of the samples of dust particles of JSC «Silicon» gas purification: 1 – spheroidized particles of SiO_2 silicon oxide; 2 – inclusions of carbon

По данным рентгенофазового анализа, выполненного на дифрактометре «ДРОН-3.0» (Россия), установлено, что в пыли в основном присутствуют аморфный кремнезем, элементный кремний и карборунд (рис. 2).

По данным гранулометрического анализа, выполненного с помощью лазерного анализатора частиц «Fritsch Analysette 22 NanoТес» (Германия), крупность частиц пыли газоочистки производства кремния составляет 120 мкм с преобладающей фракцией +20 – 50 мкм (51,7 %).

Таким образом, по химическому составу рассматриваемый материал можно считать перспективным сырьем для получения кремния (рис. 1, 2). Однако из-за возможного значительного уноса из реакционной зоны технологическими газами перед непосредственной загрузкой в РТП этот материал необходимо окусковывать.

Проведенные ранее многочисленные лабораторные, полупромышленные и промышленные испытания (плавки) окускованных шихт показали, что шихтовые композиции должны удовлетворять следующим тре-

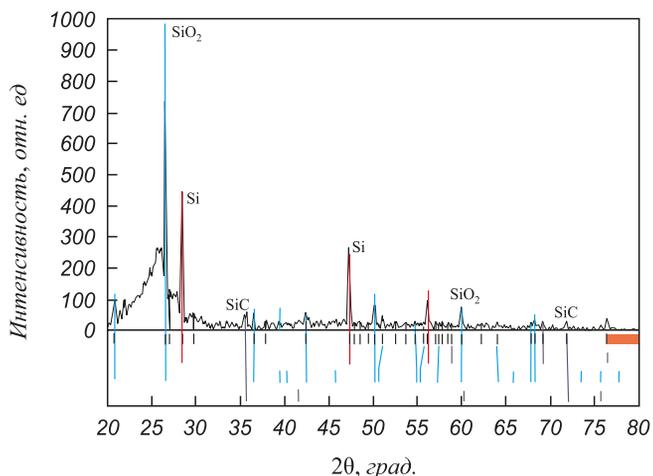
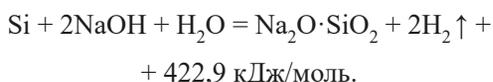


Рис. 2. Дифрактограмма образца пыли АО «Кремний»

Fig. 2. Diffractogram of the dust sample of JSC «Kremnii»

бованиям: достаточная механическая прочность (способность противостоять раздавливанию и истиранию при транспортировке и перегрузке); однородность шихтовых материалов по размерам (для равномерной газопроницаемости колошника); высокая реакционная способность; удельное электросопротивление (УЭС), позволяющее вести технологический процесс при необходимых электрических режимах работы печи; достаточная термическая стойкость (способность не разрушаться при резком изменении температуры); оптимальная пористость (для проникновения газообразных реагентов внутрь окучкованной шихты, что способствует увеличению ее реакционной поверхности).

В качестве шихтовых компонентов были использованы пыль газоочистки (как кремнеземсодержащее сырье), смесь древесного угля и нефтекокса (как восстановитель). Расчет соотношения кремнезема и углерода в шихте проводили по упрощенной основной химической реакции карботермического процесса $SiO_2 + 2C = Si + 2CO$ [16, 18]. В качестве связующего предложено использовать жидкое стекло (ЖС) по ГОСТ 13078 – 81, обладающее высокими адгезионными свойствами. Характеристики ЖС: pH – 11,4; плотность – 1,47 г/дм³; силикатный модуль – 2,96. Кроме того, ЖС обладает избытком щелочи: необходимо для протекания экзотермической реакции [19]:



Это позволяет вернуть в процесс еще один вид техногенного сырья – отсев кремния крупностью 500 мкм. При взаимодействии едкого натра и частиц мелкофракционного кремния происходит активное выделение газообразного водорода, что является основой для образования пористой структуры окучкованной шихты.

Как указывалось выше, техногенное сырье АО «Кремний» (пыль и шлам газоочистки) по своему химическому составу соответствует основным сырьевым материалам (рис. 1, 2). Согласно данным гранулометрического анализа данный вид отходов перед окучкованием не требует дополнительного дробления (или измельчения); пыль и шлам используются для приготовления окучкованной шихты в исходном состоянии.

Для изготовления окатышей из шихтовых материалов для черной и цветной металлургии используется современное высокопроизводительное оборудование [20, 21]. В настоящих исследованиях для приготовления опытной партии окучкованной шихты использовали окомкователь в виде тарельчатого гранулятора (установленной мощности 1,5 кВт), в который загружали сначала твердофазные мелкофракционные шихтовые компоненты, затем подавали связующее.

Поскольку при транспортировке и загрузке в РТП шихта, в том числе и окучкованная, должна обладать достаточной прочностью, в настоящих исследованиях готовые образцы шихты подвергали испытаниям согласно ГОСТ 21289 – 75 с определением коэффициента сопротивления сбрасыванию ($R_{сбр}$), принятого в качестве характеристики механической прочности шихты при ее четырехкратном сбрасывании на стальную плиту с высоты 1,5 м. По окончании сбрасываний испытываемые куски окучкованной шихты собирали и подвергали рассеву на сите до прекращения выделения подрешетного продукта. Оставшиеся на сите куски шихты взвешивали и рассчитывали $R_{сбр}$ по формуле:

$$R_{сбр} = \frac{m}{M} \cdot 100 \%,$$

где m – масса надрешетного продукта с размерами частиц 25 мм и более после испытаний, г; M – масса окучкованной шихты, подвергнутой испытаниям сбрасыванием, г.

Значения коэффициента $R_{сбр}$ окучкованной шихты с использованием в качестве связующего ЖС составили 59 – 69 % (рис. 3).

Для достижения величины $R_{сбр}$ не менее 80 % в качестве дополнительного упрочняющего компонента предложено использовать добавку пыли электрофильтров алюминиевого производства, имеющего в своем составе кроме фтористых солей, углерода и оксида алюминия смолистые вещества (полиароматические углеводороды) в среднем до 4 % [8] (рис. 3).

В результате проведенных лабораторных исследований предложено следующее соотношение компонентов в шихте нового состава: 23 – 27 % пыли газоочистки производства кремния; 51 – 53 % углеродистого восстановителя (смеси отсева нефтекокса и мелочи древесного угля в соотношении 1:1); 4 – 5 % $Si_{отс}$; 14 – 15 % связующего (ЖС и пыль электрофильтров производства алюминия в соотношении 4:1).

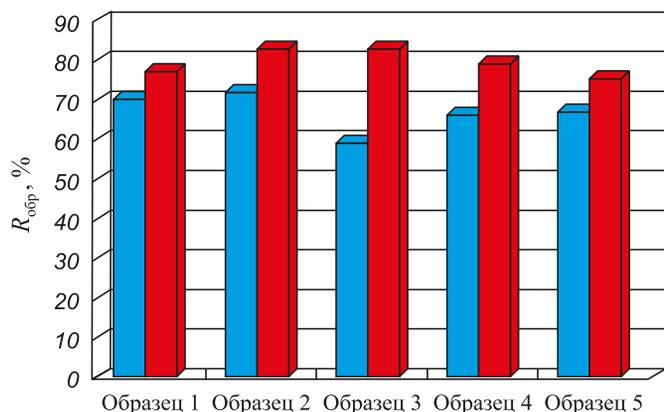


Рис. 3. Прочность окускованной шихты при использовании различных видов связующего:

■ – жидкое стекло; ■ – жидкое стекло + пыль электрофильтров производства алюминия

Fig. 3. Strength of agglomerated charge with various types of binder: ■ – liquid glass; ■ – liquid glass + dust of electrofilters of aluminium production

Для интенсификации начала экзотермической реакции взаимодействия $Si_{отс}$ со щелочью жидкого стекла исследуемые образцы помещали в предварительно нагретую до 50 °С зону сушильного шкафа фирмы «Binder» (Германия). Такая температура принята согласно ранее проведенным исследованиям [19]. По окончании химической реакции пористую окускованную шихту подвергали выдержке (сушке) в течение 2 ч для дальнейшего упрочнения.

Как известно, в течение плавки шихта в печи опускается, ее физические свойства и состояние изменяются в результате нагрева и происходящих реакций [16 – 18]. При попадании в зону высоких температур шихта подвергается серьезным термическим воздействиям [16]. В настоящей работе изучено влияние температуры на прочность (целостность) исследуемых образцов окускованной шихты для проверки ее пригодности к руднотермической плавке (рис. 4). Испытания проводили в камерной лабораторной печи ПВК-1,4-8, температурный диапазон которой составлял 150 – 1350 °С, с шагом 150 °С. Партии образцов окатышей массой по 200 г (в среднем) помещали в печь и выдерживали при заданной температуре в течение 1 ч. По окончании опыта образцы доставали из печи и охлаждали при комнатной температуре, после чего проводили взвешивание целой части окатышей (без мелочи размерами менее 10 мм). Далее рассчитывали содержание неразрушенной при температурной выдержке части окускованной шихты Q_t по формуле:

$$Q_t = \frac{q}{M} \cdot 100 \%;$$

здесь q – масса окатышей с размерами частиц более 10 мм, г; M – масса исходной окускованной шихты, подвергнутой температурной выдержке, г.

Результаты экспериментов показали, что исследуемая окускованная шихта подвергается заметному разрушению лишь при температуре выше 750 °С, что удовлетворяет требованиям пирометаллургии кремния.

В процессе восстановления кремнезема углеродом велика роль газообразных агентов. Скорость реакции в большой степени зависит от условий удаления продуктов реакции: угарного газа и кремния. Правильность этого суждения подтверждается практикой производства кремния и сплавов на его основе, где улучшение газопроницаемости колошника и условий выпуска сплава способствуют повышению производительности печи и улучшению извлечения конечного продукта [22]. Интенсивно образующиеся технологические газы имеют повышенное давление. Для их выхода необходима хорошая проницаемость шихты, зависящая от ее пористости. При отсутствии достаточной газопроницаемости давление газов резко возрастает и они могут вырываться в виде мощных свищей пламени сгорающего оксида кремния SiO [23]. Оптимальная пористость окускованной шихты обеспечивает образуемому в зоне печи (при взаимодействии твердофазного углерода восстановителя и кислорода воздуха по реакции Будуара) угарному газу доступ к компонентам шихты для физико-химических взаимодействий, а также способствует свободному удалению технологических газов в промышленных электродуговых печах [23].

Электросопротивление печи также зависит от достаточной пористости шихты и ее составляющих. Поэтому для увеличения значения данной характеристики печи полученная окускованная шихта должна обладать достаточными пористостью и кажущейся плотностью. В работе [24] описано, что для достижения необходимого УЭС брикетированной шихты (0,130 Ом/м) при 1200 °С оптимальное значение кажущейся плотности составляет 950 – 1250 кг/м³, а пористости – 45 – 55 %. В проведенных ранее исследованиях по окускованию шихты по похожей методике указывалось на стабильную работу РТП при использовании шихты с пористостью 35 – 47,1 % [19].

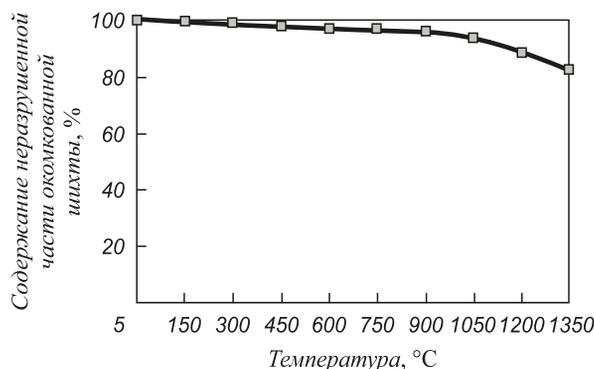


Рис. 4. Влияние температуры на прочность исследуемых образцов окускованной шихты

Fig. 4. Effect of temperature on strength of agglomerated charge samples

В настоящей работе определены пористость (ГОСТ 25732 – 88) и плотность (ГОСТ 2409 – 95) шихты. Установлено, что окускованные композиции, полученные по предлагаемой методике, имеют пористую структуру (45,5 %), что обуславливает наличие у материала хорошо развитой активной поверхности, а также обладают кажущейся плотностью 1100 кг/см³, что позволяет считать, что при использовании предлагаемой окускованной шихты работа печи будет стабильной.

Для того, чтобы подтвердить правильность выбранного соотношения компонентов в окускованной шихте и принципиальную возможность ее использования в металлургии кремния, была подготовлена партия окускованной шихты. Опытные плавки осуществляли в лаборатории ООО «КрасСпецСтрой» (г. Красноярск) в высокотемпературной печи типа НТФ 17/10 при температуре 1710 ± 10 °С [25]. Проведено три экспериментальные плавки и приняты средние значения. Графитовый тигель с образцом окускованной шихты массой в среднем 39,6 г помещали в зону печи; нагрев осуществляли со скоростью 10 °С/мин. Выдержку при высокой температуре проводили в течение 1 ч, затем образец постепенно охлаждали в печи в течение 5 ч.

Авторы работ [26] считают, что при достаточно хорошем перемешивании всех мелкофракционных компонентов шихты первичным актом в местах контакта SiO₂ с углеродом возможно образование SiO_{газ} и СО приблизительно при 1227 °С, а при повышении температуры более 1527 °С – образование карбида кремния SiC. Данные условия были соблюдены как при подготовке шихты к плавке, так и в ее процессе (то есть температура нагрева печи (до 1710 °С) соответствовала температурным условиям образования карбида кремния).

По результатам рентгенофазового анализа, проведенного на рентгеновском дифрактометре «Shimadzu XDR7000» (Япония), продукт плавки из окускованной шихты содержал карбид кремния (в количестве в среднем 44,33 % (по массе)), кремнезем (в среднем 15 % (по массе)), элементный кремний и другие соединения. Химический фазовый состав продукта плавки окускованной шихты показан ниже:

Компонент	SiC	SiO ₂	Si	Si ₂ N ₂ O	Fe ₂ SiO ₄	Fe ₂ O ₃	Прочие
Содержание, % (по массе)	44,33	14,98	6,02	31,6	2,42	0,46	0,19

Результаты свидетельствуют о правильно подобранном соотношении компонентов в шихте и возможности получения кремния из предлагаемых отходов металлургического производства. Образование карборунда как обязательного промежуточного соединения при карботермическом получении кремния неизбежно, так как при более низких температурах восстановление оксидов до карбидов идет легче, чем восстановление до металла. Также по результатам анализа зафиксировано соединение Si₂N₂O (как промежуточная фаза), однако

условия и причины его образования в настоящей работе не исследовали.

Таким образом, по проведенным экспериментам можно сделать вывод о том, что окускованная по предлагаемой методике шихта с мелкофракционными техногенными материалами кремниевого и алюминиевого производств подвергается активному восстановлению в зоне высоких температур (с образованием обязательного промежуточного соединения – карборунда) благодаря развитой реакционной поверхности, оптимальной пористости с доступом газообразного реагента к твердофазным компонентам шихты и отводу продуктов взаимодействия. Мелкофракционные техногенные материалы металлургического производства возможно вернуть в технологический цикл производства кремния в качестве добавки к основной (кусковой) шихте.

Выводы. При выплавке кремния в РТП образуется техногенное мелкофракционное сырье – пыль газочистки, которая более чем на 85 – 86 % состоит из ценного компонента – оксида кремния SiO₂. Для дальнейшего его использования для плавки в РТП необходимо применять окускование. В качестве связующего предложено жидкое стекло с добавкой упрочняющего реагента – пыли электрофильтров алюминиевого производства, содержащей смолистые вещества (полиароматические углеводороды). По результатам испытания на прочность образцов окускованной шихты рекомендовано следующее соотношение компонентов в шихте нового состава: 24 – 27 % пыли производства кремния; 51 – 53 % углеродистого восстановителя (смеси нефтекокса и древесного угля в соотношении 1:1); 4 – 5 % отсева мелкофракционного кремния; 14 – 15 % связующего (жидкое стекло и пыль электрофильтров производства алюминия в соотношении 4:1). Значение R_{сбр} шихты данного состава составило в среднем 82,5 %. Проведенные экспериментальные плавки в высокотемпературной печи типа НТФ 17/10 с получением продукта, содержащего в основном карбид кремния как обязательное промежуточное соединение в карботермическом процессе, позволяют рекомендовать использовать окускованную по предлагаемой методике шихту при выбранном соотношении компонентов при производстве металлургического кремния.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Nosov S.K., Roshchin A.V., Roshchin V.E., Chernyakhovskii B.P. Theoretical basis, modern technologies, and innovations of ferrous metallurgy // Russian Metallurgy (Metally). 2012. Vol. 2012. No. 12. P. 1007 – 1013.
2. Holappa L. Toward sustainability in ferroalloys production. – In book: Proceeding of the Twelfth Intern. Ferroalloys Congress. June 6 – 9. – Finland, Helsinki, 2010. P. 1 – 10.
3. Nakajima K., Matsubae-Yokoyama K., Nakamura S., Itoh S., Nagasaka T. Substance flow analysis of zinc associated with iron and steel cycle in Japan, and environmental assessment of EAF dust recycling process // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No. 10. P. 1478 – 1483.

4. Минеев Г.Г., Минеева Т.С., Жучков И.А., Зелинская Е.В. Теория металлургических процессов. – Иркутск: изд. ИрГТУ, 2010. – 524 с.
5. Holappa L., Xiao Y. Slags in ferroalloys production – review of present knowledge // The Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy. 2004. August. P. 429 – 438.
6. Комплексное устойчивое управление отходами. Металлургическая промышленность: учебное пособие / Н.В. Немчинова, Л.В. Шумилова, С.П. Салхофер, К.К. Размахнин, О.В. Чернова. – М.: Издательский дом Академии Естествознания, 2016. – 494 с.
7. Peng, Z., Gregurek, D., Wenzl C. Extractive Metallurgy: Efficiency and Eco-friendliness. 2016. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1743-7> (дата обращения 21.10.2017).
8. Куликов Б.П., Истомин С.П. Переработка отходов алюминиевого производства. – Красноярск: ООО «Классик Центр», 2004. – 480 с.
9. Kumar M., Senapati B., Kumar C. Management of Industrial Waste: The Case of Effective Utilization of Red Mud and Fly Ash at Vedanta Aluminium Limited - Lanjigarh // Light Metals. 2013. P. 119 – 124.
10. Полях О.А., Руднева В.В., Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В., Аникин А.Е. Применение техногенных отходов металлургических предприятий для производства карбида кремния // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 8. С. 5 – 12.
11. Hesse K., Schindlbeck E., Freiheit H.-C. Challenges of solar silicon production. – Silicon for the Chemical And Solar Industry IX: Proceeding of the Intern. Conf. June 23 – 26. – Norway, Oslo, 2008. P. 61 – 67.
12. Критская Т.В., Шварцман Л.Я., Немчинова Н.В. Промышленные методы получения и особенности свойств кремния для фотовольтаики // Изв. вуз. Прикладная химия и биотехнология. 2014. № 4. С. 41 – 49.
13. Andresen B. The metallurgical silicon process revisited. – In book: Silicon for the Chemical And Solar Industry X: Proceeding of the Intern. Øye, H.F., Brekken, H., Nygaard, L. (Eds). Conf. June 28 – July 02. – Norway, Ålesund – Geiranger, 2010. P. 11 – 23.
14. Ringdalen E., Tangstad M. Reaction Mechanisms in Carbothermic Production of Silicon, Study of Selected Reactions. – The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2012. P. 195 – 203.
15. Vangskåsen J. Metal-producing Mechanisms in the Carbothermic Silicon Process. 2012. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://daim.idi.ntnu.no/masteroppgaver/007/7167/masteroppgave.pdf> (дата обращения: 21.10.2017.).
16. Гасик М.И., Гасик М.М. Электротермия кремния. – Днепропетровск: Нац. металлур. акад. Украины, 2011. – 487 с.
17. Gasik M. Handbook of Ferroalloys: Theory and Technology. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2013. – 536 p.
18. Катков О.М. Выплавка технического кремния: учеб. пособие. – Иркутск: изд. ИрГТУ, 1999. – 243 с.
19. Немчинова Н.В., Клец В.Э., Черняховский Л.В. Силикаты натрия как связующее для брикетов в производстве кремния // Изв. вуз. Цветная металлургия. 1999. № 2. С. 14 – 18.
20. Павловец В.М. Расширение функциональных возможностей агрегатов для подготовки железорудного сырья к металлургической плавке. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2016. – 373 с.
21. Харитоненко А.А., Гахов П.Ф. Оборудование фабрик окускования. – Липецк: изд. ЛПТУ, 2014. – 132 с.
22. Рысс М.А. Производство ферросплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 344 с.
23. Струнский Б.М. Расчеты руднотермических печей. – М.: Металлургия, 1982. – 192 с.
24. Пат. 2333889 РФ. Шихта для производства чистого кремния / И.Г. Альперович, Л.И. Репина, И.В. Сергеева, Д.П. Финберг; заявл. 18.08.2006; опубл. 20.09.2008. Бюл. № 26.
25. Немчинова Н.В., Леонова М.С., Тютрин А.А. Экспериментальные работы по плавке окомкованной шихты в производстве кремния // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2017. Т. 21. № 1. С. 209 – 217.
26. Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В., Коврова О.А. Схема механизма физико-химического взаимодействия углеродотермического восстановления оксида кремния до карбида в печи Ачесона. – В кн.: Проблемы рудной электротермии: докл. научн.-техн. совещания. – СПб.: изд. СПбТИ, 1996. С. 33 – 37.

Поступила 17 октября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 12, pp. 948–954.

DEVELOPMENT OF ORE-THERMAL MELTING TECHNOLOGY FOR AGGLOMERATED CHARGE CONTAINING TECHNOGENIC RAW MATERIAL IN SILICON PRODUCTION

N.V. Nemchinova, G.G. Mineev, A.A. Tyutrin, A.A. Yakovleva

Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia

Abstract. Production of silicon in ore-thermal furnaces (OTF) by carbothermic reduction of quartzites is accompanied by large dust emission, containing significant amount of valuable silica (an average of 86 %). In this regard, works devoted to raw material base expansion due to return of technogenic wastes into technological process are of great significance. To be used in process of silicon smelting in OTF, the dust collected by gas treatment units, consisting of 120 microns particles with predominant fraction of +20 – 50 µm, has to pass through preliminary agglomeration (to prevent its possible fly from reaction zone with process gases). Since charge including agglomerated part must have sufficient strength during transportation and loading to OTF, liquid glass is suggested to be used as a binder with addition of aluminum-containing electrostatic precipitators containing resinous substances (polyaromatic hydrocarbons) as a hardening reagent for dust. Based on the results of tests for strength of the agglomerated charge samples, the following charge components ratio is recommended: 24 – 27 % of silicon production dust; 51 – 53 % of carbonaceous reductant (1:1 mixture

of petroleum coke and charcoal); 4 – 5 % oversize of fine-grained silicon; 14 – 15 % of binder (liquid glass and dust of electrostatic precipitators of aluminum-magnesium production in 4:1 ratio) (by weight). With such a composition of charge, the drop resistance coefficient averaged 82.5 %. As a result of physical-chemical study of agglomerated compositions obtained by the proposed method, it was found that they have porous structure (45.5 %) which forms a well-developed active surface of material with an apparent density (1100 kg/cm³), which provides operation of OTF in a stable mode when using agglomerated charge of this composition. Experimental melting carried out in a HTF 17/10 type high-temperature furnace has resulted in a product containing more than 44 % (by weight) of silicon carbide as an obligatory intermediate in carbothermic process, that allows to recommend charge agglomerated by proposed procedure with selected component ratio for use as additives to the main (cobbed) charge in production of silicon by carbothermic method.

Keywords: silicon metallurgy, silicon production waste, cyclone dust, gas cleaning sludge, reductant, liquid glass, pelletized batch, smelting.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-948-954

REFERENCES

- Nosov S.K., Roshchin A.V., Roshchin V.E., Chernyakhovskii B.P. Theoretical basis, modern technologies, and innovations of ferrous metallurgy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, vol. 2012, no. 12, pp. 1007–1013.
- Holappa L. Toward sustainability in ferroalloys production. In: *Proceeding of the Twelfth Intern. Ferroalloys Congress. June 6 – 9. Finland, Helsinki*, 2010, pp. 1–10.
- Nakajima K., Matsubae-Yokoyama K., Nakamura S., Itoh S., Nagasaka T. Substance flow analysis of zinc associated with iron and steel cycle in Japan, and environmental assessment of EAF dust recycling process. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 10, pp. 1478–1483.
- Mineev G.G., Mineeva T.S., Zhuchkov I.A., Zelinskaya E.V. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov* [Theory of metallurgical processes]. Irkutsk: izd. IrGTU, 2010, 524 p. (In Russ.).
- Holappa L., Xiao Y. Slags in ferroalloys production – review of present knowledge. *The Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*. 2004, August, pp. 429–438.
- Nemchinova N.V., Shumilova L.V., Salkhofer S.P., Razmakhin K.K., Chernova O.V. *Kompleksnoe ustoichivoe upravlenie otkhodami. Metallurgicheskaya promyshlennost': uchebnoe posobie* [Integrated sustainable waste management. Metallurgical industry: Manual]. Moscow: ID Akademii Estestvoznaniya, 2016, 494 p. (In Russ.).
- Peng Z., Gregurek D., Wenzl C. *Extractive Metallurgy: Efficiency and Eco-friendliness*. 2016. Available at URL: <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1743-7> (Accessed: 21.10.2017).
- Kulikov B.P., Istomin S.P. *Pererabotka otkhodov alyuminievogo proizvodstva* [Processing of aluminum waste products]. Krasnoyarsk: Klassik Tsentr, 2004, 480 p. (In Russ.).
- Kumar M., Senapati B., Kumar C. Management of industrial waste: the case of effective utilization of red mud and fly ash at Vedanta Aluminium Limited – Lanjigarh. *Light Metals*. 2013, pp. 119–124.
- 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.).
- Hesse K., Schindlbeck E., Freiheit H.-C. Challenges of solar silicon production. *Silicon for the Chemical And Solar Industry IX: Proceeding of the Intern. Conf. June 23 – 26. Norway, Oslo*, 2008, pp. 61–67.
- Kritskaya T.V., Shvartsman L.Ya., Nemchinova N.V. Industrial production methods and typical properties of silicon for photovoltaics. *Izv. vuz. Prikladnaya khimiya i biotekhnologiya*. 2014, no. 4, pp. 41–49. (In Russ.).
- Andresen B. The metallurgical silicon process revisited. In: *Silicon for the Chemical And Solar Industry X: Proceeding of the Intern. Conf. June 28 – July 02. Norway, Ålesund – Geiranger*, 2010. Øye, H.F., Brekken, H., Nygaard, L. eds. pp. 11–23.
- Ringdalen E., Tangstad M. Reaction mechanisms in carbothermic production of silicon, study of selected reactions. *The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*. 2012, pp. 195–203.
- Vangskåsen J. *Metal-producing Mechanisms in the Carbothermic Silicon Process*. 2012. Available at URL: <https://daim.idi.ntnu.no/masteroppgaver/007/7167/masteroppgave.pdf> (Accessed: 21.10.2017).
- Gasik M.I., Gasik M.M. *Elektrotermiya kremniya* [Electrothermy of silicon]. Dnepropetrovsk: Nats. metallur. akad. Ukrainy, 2011, 487 p. (In Russ.).
- Gasik M. *Handbook of Ferroalloys: Theory and Technology*. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2013, 536 p.
- Katkov O.M. *Vyplavka tekhnicheskogo kremniya: ucheb. posobie* [Technical silicon melting: Manual]. Irkutsk: IrGTU, 1999, 243 p. (In Russ.).
- Nemchinova N.V., Klets V.E., Chernyakhovskii L.V. Sodium silicates as a binder for briquettes in production of silicon. *Izv. vuz. Tsvetnaya metallurgiya*. 1999, no. 2, pp. 14–18. (In Russ.).
- Pavlovets V.M. *Rasshirenie funktsional'nykh vozmozhnostei agregatov dlya podgotovki zhelezorudnogo syr'ya k metallurgicheskoi plavke* [Expansion of functional capabilities of aggregates for preparation of iron ore raw materials for metallurgical smelting]. Novokuznetsk: SibGIU, 2016, 373 p. (In Russ.).
- Kharitonenko A.A., Gakhov P.F. *Oborudovanie fabrik okuskovaniya* [Equipment of agglomerating plants]. Lipetsk: LGTU, 2014, 132 p. (In Russ.).
- Ryss M.A. *Proizvodstvo ferrosplavov* [Production of ferroalloys]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 344 p. (In Russ.).
- Strunskii B.M. *Raschety rudnotermicheskikh pechei* [Calculation design for ore-thermal furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 192 p. (In Russ.).
- Al'perovich I.G., Repina L.I., Sergeeva I.V., Finberg D.P. *Shikhta dlya proizvodstva chistogo kremniya* [Charge for pure silicon production]. Patent RF no. 2333889. *Byulleten' izobretenii*. 2008, no. 26. (In Russ.).
- Nemchinova N.V., Leonova M.S., Tyutrin A.A. Experimental work on melting of pelletized charge in production of silicon. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2017, vol. 21, no. 1, pp. 209–217. (In Russ.).
- Yakushevich N.F., Galevskii G.V., Kovrova O.A. Scheme of mechanism of physical-chemical interaction of carbon-thermal reduction of silicon oxide to carbide in Acheson furnace. In: *Problemy rudnoi elektrotermii: dokl. nauchn.-tekh. soveshchaniya* [Problems of Ore Electrothermy: Rep. of Sci.-Tech. Meeting]. St. Petersburg: SPbTI, 1996, pp 33–37. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed within research project 11.7210.2017 / 8.9 under the state task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation.

Information about the authors:

N.V. Nemchinova, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Non-ferrous Metallurgy” (ninaavn@yandex.ru)

G.G. Mineev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Non-ferrous Metallurgy” (kafmcm@istu.edu)

A.A. Tyutrin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Non-ferrous Metallurgy” (an.tu@inbox.ru)

A.A. Yakovleva, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Food and Chemistry (ayakovistu@mail.ru)

Received October 17, 2017

УДК 536 + 669.162.275.25

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕСУЛЬФУРАЦИИ МЕТАЛЛА БОРСОДЕРЖАЩИМИ ШЛАКАМИ СИСТЕМЫ $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{V}_2\text{O}_5$ *

Салина В.А., к.т.н., старший научный сотрудник (valentina_salina@mail.ru)

Сычев А.В., к.т.н., старший научный сотрудник (ntm2000@mail.ru)

Жучков В.И., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник (ntm2000@mail.ru)

Бабенко А.А., д.т.н., главный научный сотрудник (babenko251@gmail.com)

Институт металлургии УрО РАН

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

Аннотация. Проведено термодинамическое моделирование процесса десульфурации металла борсодержащими шлаками системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{V}_2\text{O}_5$ с применением программного комплекса HSC 6.12 Chemistry (Outokumpu). Изучены влияния температуры процесса (1500 – 1700 °С), основности шлака (2 – 5) и содержания V_2O_5 (1 – 4 %)¹ на десульфурацию стали. Установлено, что увеличение температуры процесса десульфурации металла с 1500 до 1700 °С способствует снижению содержания серы в изученном диапазоне основности шлака. При температуре 1600 °С содержание серы в металле составило 0,0052 % для шлака основностью 2, а при 1650 °С ее концентрация составила 0,0048 %. Повышение основности шлака с 2 до 5 оказало благоприятное влияние на степень десульфурации металла, увеличивая ее соответственно с 80,7 до 98,7 % при температуре 1600 °С. При этом повышение концентрации V_2O_5 в шлаке оказало отрицательное влияние на процесс десульфурации металла. Шлак основностью 2, содержащий 1 и 4 % V_2O_5 , позволил получить количество серы в металле соответственно 0,0052 и 0,012 % при температуре 1600 °С, а шлак основностью 5 с таким же содержанием V_2O_5 при той же температуре обеспечил количество серы в металле на уровне 0,00036 и 0,001 % соответственно. Следует отметить, что более благоприятные условия процесса десульфурации металла обеспечил шлак без оксида V_2O_5 по сравнению с борсодержащим. Шлаки основностью 2 и 5 без V_2O_5 согласно результатам термодинамического моделирования позволили получить металл при температуре 1600 °С с содержанием серы 0,0039 и 0,00019 % соответственно. Результаты расчета термодинамического моделирования процесса десульфурации металла борсодержащими шлаками системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{V}_2\text{O}_5$ основностью 2 – 5 в интервале температур 1500 – 1700 °С коррелируют с данными экспериментальных исследований и могут иметь практическое значение при совершенствовании технологии процесса десульфурации стали борсодержащими шлаками в сталеплавильном производстве.

Ключевые слова: термодинамическое моделирование, борсодержащий шлак, сталь, температура, основность, десульфурация стали.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-955-959

Проблема улучшения качества стали во многом зависит от снижения в ней содержания серы. Ее решение позволит значительно повысить экономическую эффективность производства металлопродукции.

Роль шлаков и их влияние на качество стали в металлургическом производстве многообразны и зависят от их химического состава (основности), физико-химических свойств (вязкости, поверхностного и межфазного натяжения, плотности и т.д.). Одна из главных особенностей основных шлаков заключается в способности поглощать серу – десульфурация стали [1 – 5].

Результаты исследования, посвященные изучению процесса десульфурации как теоретического, так и прикладного характера, приведены в работах [6 – 11]. Так, авторы работы [6], сравнивая экспериментальные и расчетные значения коэффициентов распределения серы между металлом и шлаком в зависимости от отношения $(\text{CaO})_{\text{св}}/(\text{FeO})$ и активности кислорода в метал-

ле, установили, что при $(\text{CaO})_{\text{св}} = 25$ % и/или окисленности металла ($a_{\text{O}} \geq 0,0015$ %) и шлака ($\text{FeO} > 0,2$ %) распределение серы между металлом и шлаком близко к равновесному. Время, необходимое для снижения содержания серы с 0,010 – 0,020 до 0,002 – 0,005 %, составило 35 – 45 мин.

Для производства сталей с низким и сверхнизким содержанием серы процесс десульфурации осуществляют на установках ковш-печь путем формирования высокоосновных шлаков системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ с добавлением плавикового шпата (CaF_2) [7 – 9]. В работе [9] изучено влияние твердых шлакообразующих смесей (извести и плавикового шпата марки Ф-85) на процессы десульфурации и дефосфорации стали. При этом сталь 20ГЛ в ковше дополнительно обрабатывали алюминием, силикокальцием, редкоземельными металлами, что позволило получить содержание серы в металле 0,004 %.

Однако влияние фторида кальция на физико-химические свойства шлака не обеспечивает необходимой десульфурации стали из-за его кратковременного

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

¹ Здесь и далее по тексту содержание в % (по массе).

действия. Кроме того, применение CaF_2 , выделяющего газообразный фтор, в совокупности с образованием «самораспадающихся» шлаков ухудшает экологическую обстановку. Авторами работы [8] проведены исследования по замене фторида кальция на оксид V_2O_3 . Установлено, что при 4 % V_2O_3 и отношении $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3 = 1,5 - 3,0$, конечное содержание серы в металле находится в диапазоне 0,002 – 0,004 %, в то время как при 4 % CaF_2 и таком же отношении $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ее количество составило 0,005 – 0,008 %. Однако в литературе имеются сведения и о незначительном влиянии оксида V_2O_3 на степень десульфурации металла [12].

Добавка борного ангидрида в сталеплавильные шлаки повышает их жидкоподвижность. Присадка от 0,5 до 3 % V_2O_3 позволяет снизить вязкость в среднем на 20 %, а температуру кристаллизации на 50 – 300 °C [13]. В работе [14] также отмечено положительное влияние оксида V_2O_3 в шлаке на его вязкость.

Применение оксида V_2O_3 оказывает разностороннее влияние на свойства шлака. Например, для стабилизации от силикатного распада высокоосновных шлаков выплавки рафинированного феррохрома в работе [10] использовали V_2O_3 . Установлено, что присутствие в шлаке 0,25 – 0,50 % V_2O_3 образует высокотемпературные (не распадающиеся) формы двухкальциевого силиката.

Результатами работы [11] подтверждено положительное влияние V_2O_3 на процессы десульфурации и дефосфорации стали даже в условиях отсутствия постоянного динамического перемешивания, а авторами работы [15] доказано, что добавление оксида бора может вызвать как увеличение, так и снижение теплопроводности шлака системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{V}_2\text{O}_3$ в зависимости от основности.

В работе [16] приведены результаты термодинамического моделирования (ТМ) влияния кремния, алюминия и углерода, содержащихся в металле, на процесс межфазного распределения бора из оксидной системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{V}_2\text{O}_3$, которые показали принципиальную возможность осуществления прямого микролегирования стали бором.

Имеются и другие работы, свидетельствующие о положительном влиянии бора на различных переделах черной металлургии [17 – 21].

В связи с недостаточной изученностью влияния оксида V_2O_3 системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{V}_2\text{O}_3$ на процесс десульфурации стали проведены термодинамические расчеты с применением программного комплекса HSC 6.12 Chemistry (Outokumpu), основанного на минимизации свободной энергии Гиббса и вариационных принципах термодинамики [22]. Расчеты выполнены с применением модуля «Равновесные составы» (Equilibrium Compositions) в интервале температур 1500 – 1700 °C через 50 °C, давлении 1 атм, объеме газовой фазы 2,24 м³ N₂; количество шлака составляло 25 % от массы металла. Химический состав шлака, ис-

пользованного для проведения ТМ, приведен в таблице.

Химический состав стали для проведения ТМ следующий: 0,4 % C; 0,2 % Si; 0,02 % Al; 0,8 % Mn; 0,1 % Cr; 0,027 % S; Fe – остальное.

На основе результатов ТМ построены зависимости содержания серы в металле от температуры при основности шлака 2 (рис. 1, а) и 5 (рис. 1, б), разном содержании V_2O_3 в шлаке (1, 3 и 4 %) и без V_2O_3 , а также зависимость содержания серы в металле от основности шлака при температуре 1600 °C с 1 % V_2O_3 и без V_2O_3 в шлаке (рис. 2).

Из рис. 1, а видно, что шлаки основностью 2, содержащие 1 % V_2O_3 , обладают высокими рафинирующими свойствами. При температуре 1600 °C степень десульфурации металла достигает 80,7 % и обеспечивает содержание серы на уровне 0,0052 %. С увеличением температуры процесс рафинирующие свойства шлака улучшаются, обеспечивая содержание серы в металле при температуре 1650 °C не более 0,0048 %. Повышение содержания оксида V_2O_3 до 4 % ухудшает рафинирующие свойства шлака. При температуре 1650 °C степень десульфурации металла достигает 57 % и обеспечивает содержание серы на уровне 0,0116 %.

Для основности шлака 5 (рис. 1, б) количество серы в металле значительно ниже по сравнению с результатами ТМ для шлака с основностью 2 (рис. 1, а). При добавлении в шлак 1 % V_2O_3 и температуре 1600 °C степень десульфурации металла достигает 98,7 % и обеспечивает содержание серы на уровне 0,00036 %. Увеличение количества V_2O_3 в шлаке до 4 % повышает содержание серы в металле до 0,001 %, что соответствует степени десульфурации металла 96,3 %. Повышение температуры процесса десульфурации металла способствует снижению содержания серы в нем.

Важно отметить, что более благоприятные условия процесса десульфурации металла обеспечивает шлак без V_2O_3 по сравнению с боросодержащим. Шлаки с

Химический состав шлака

Chemical composition of the slag

Номер шлака	Содержание, % (по массе)					Основность шлака
	CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	V ₂ O ₃	
1	50,7	25,3	8	15	1	2
2	48,7	24,3	8	15	4	2
3	57	19	8	15	1	3
4	63,4	12,6	8	15	1	5
5	61,8	12,2	8	15	3	5
6	60,8	12,2	8	15	4	5
7	51,5	25,5	8	15	0	2
8	58,8	18,2	8	15	0	3
9	64,3	12,7	8	15	0	5

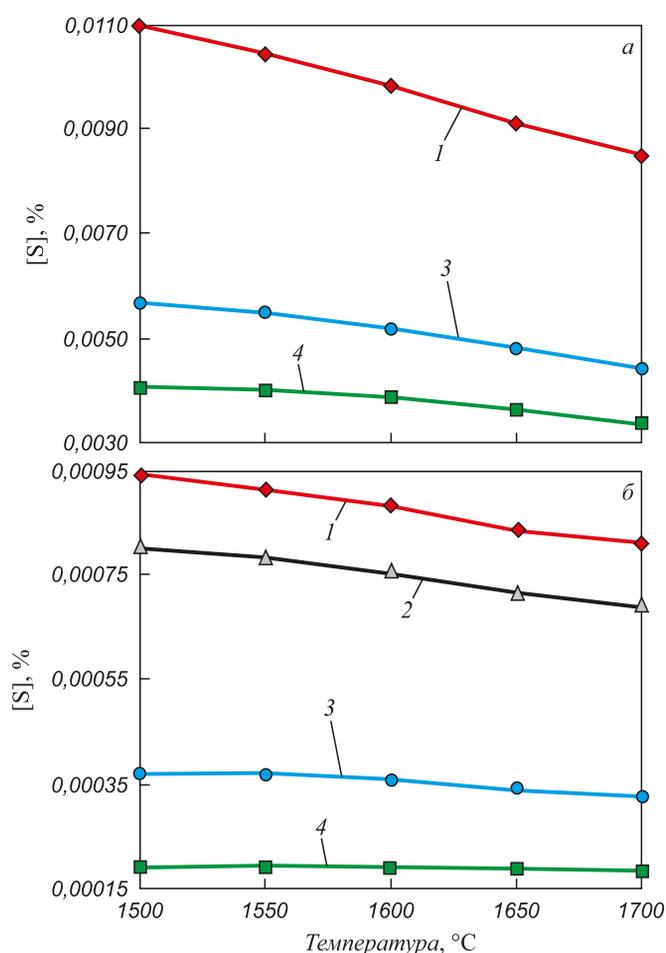


Рис. 1. Изменение содержания серы в металле в зависимости от температуры и содержания B_2O_3 в шлаке при его основности 2 (а) и 5 (б):
1 – 4 % B_2O_3 ; 2 – 3 % B_2O_3 ; 3 – 1 % B_2O_3 ; 4 – без B_2O_3

Fig. 1. Change in sulfur content in metal depending on temperature and content of B_2O_3 in slag with its basicity of 2 (a) and 5 (b):
1 – 4 % B_2O_3 ; 2 – 3 % B_2O_3 ; 3 – 1 % B_2O_3 ; 4 – without B_2O_3

основностью 2 и 5 без B_2O_3 (рис. 1, а, б) согласно результатам ТМ позволили получить металл при температуре 1600 °С с содержанием серы 0,0039 и 0,00019 % соответственно.

Полученные результаты расчета ТМ процесса десульфурации металла борсодержащими шлаками системы $CaO-SiO_2-MgO-Al_2O_3-B_2O_3$ основностью 2 – 5 в интервале температур 1500 – 1700 °С коррелируют с данными экспериментальных исследований и могут иметь практическое значение в сталеплавильном производстве.

Выводы. Результаты термодинамического моделирования процесса десульфурации металла борсодержащими шлаками системы $CaO-SiO_2-MgO-Al_2O_3-B_2O_3$ с применением программного комплекса HSC 6.12 Chemistry (Outokumpu) показали, что увеличение температуры процесса десульфурации металла с 1500 до 1700 °С способствует снижению содержания серы в изученном диапазоне основности шлака; повышение

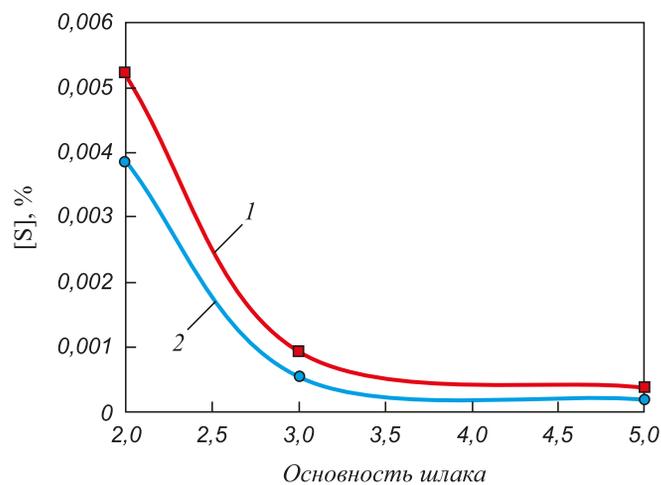


Рис. 2. Изменение содержания серы в металле в зависимости от основности шлака и содержания B_2O_3 в нем при температуре 1600 °С:
1 – 1 % B_2O_3 ; 2 – без B_2O_3

Fig. 2. Change in sulfur content in metal depending on basicity of slag and content of B_2O_3 in it at temperature of 1600 °С:
1 – 1 % B_2O_3 ; 2 – without B_2O_3

основности шлака с 2 до 5 оказывает благоприятное влияние на степень десульфурации металла, увеличивая ее с 80,7 до 98,7 % соответственно при температуре 1600 °С; увеличение содержания B_2O_3 в шлаке с 1 до 4 % снижает его рафинирующие свойства независимо от основности. Результаты исследований могут быть использованы при совершенствовании технологии процесса десульфурации стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металлургия стали. Учебник для вузов / В.И. Явойский, Ю.В. Кряковский, В.П. Григорьев и др. – М.: Металлургия, 1983. – 584 с.
2. Чуйко Н.М., Чуйко А.Н. Теория и технология электроплавки стали. – Киев-Донецк: Головное изд-во, 1983. – 248 с.
3. Бигеев А.М., Бигеев В.А. Металлургия стали. Теория и технология плавки стали. Учебник для вузов. Изд. 3-е перераб. и допол. – Магнитогорск: изд. МТГУ, 2000. – 544 с.
4. Каблуковский А.Ф. Производство электростали и ферросплавов. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2003. – 511 с.
5. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Производство стали. Внепечная металлургия стали. – М.: Теплотехник, 2010. Т. 3. – 544 с.
6. Новиков В.А., Царев В.А., Новиков С.В., Афанасьев С.Ю., Батов Ю.М. Термодинамические и кинетические особенности процесса десульфурации // Электromеталлургия. 2012. № 9. С. 16 – 20.
7. Соколов Г.А. Внепечное рафинирование стали. – М.: Металлургия, 1977. – 208 с.
8. Wang H., Zhang T., Zhu H., Li G., Yan 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. P. 702 – 706.
9. Турсунов Н.К., Семин А.Е., Саноккулов Э.А. Исследование процессов дефосфорации и десульфурации при выплавке стали 20ГЛ в индукционной тигельной печи с дальнейшей обработкой в ковше с использованием редкоземельных металлов // Черные металлы. 2017. № 1. С. 33 – 40.

10. Акбердин А.А., Ким А.С., Есенжулов А.Б. Теоретическая оценка и промышленная проверка технологии выплавки рафинированного феррохрома с использованием легкоплавких флюсов: Сб. трудов Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов», посвященной 110-летию со дня рождения академика А.М. Самарина. – М.: ИМЕТ РАН, 2012. С. 69.
11. Возчиков А.П., Демидов К.Н., Смирнов Л.А. и др. Разработка борсодержащих высокомагнезиальных флюсов рационального состава для сталеплавильного производства и экспериментальная оценка их физико-химических и рафинирующих свойств // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2014. № 11. С. 35 – 38.
12. Zhu Z.X., Li G.R., Wang H.M., Dai Q.X., Li B. // J. Univ. Sci. Technol. 2006. Bd. 28. S. 725.
13. Жарменов А.А., Муқанов Д.М., Акбердин А.А. и др. Комплексная переработка минерального сырья Казахстана // Бор в процессах подготовки и металлургической переработки железорудного сырья. – Астана: Фолиант, 2003. Т. 3. С. 3 – 87.
14. Kim Gi Hyun, Sohn H. Role of B₂O₃ on the viscosity and structure in the CaO–Al₂O₃–Na₂O-based system // Metallurgical and Materials Transaction. 2014. Vol. 45. № 1. P. 86 – 95.
15. Kim Youngjae, Morita Kazuki. Relationship between molten oxide structure and thermal conductivity in the CaO–SiO₂–B₂O₃ system // ISIJ International. 2014. Vol. 54. № 9. P. 2077 – 2083.
16. Сычев А.В., Салина В.А., Бабенко А.А., Жучков В.И. Изучение межфазного распределения бора между борсодержащим оксидом и металлом // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 2. С. 140 – 144.
17. Wan Yong, Chen Weiqing. Effect of boron content on the microstructure and magnetic properties of non-oriented electrical steels // J. Wuhan Univ. Technol. Mater. Sci. Ed. 2015. Vol. 30. No. 3. P. 574 – 579.
18. Величко О.Г., Камкіна Л.В., Манідін В.С., Ісава Л.Є., Червоний І.Ф. Роль бору в процесі отримання якісної сталі і проблеми його визначення // Теорія і практика металургії. 2015. № 1-2. С. 104 – 108.
19. Богданов Н.А., Сычков А.Б., Деревянченко И.В. и др. Разработка и освоение производства борсодержащих сталей // Металлург. 1999. № 2. С. 29, 30.
20. Жучков В.И., Сычев А.В., Акбердин А.А., Трофимов Е.А., Салина В.А., Бабенко А.А. Исследование и совершенствование процесса получения комплексных борсодержащих ферросплавов. Сб. материалов XVI Международной конференции «Современные проблемы электрометаллургии стали». – Челябинск: ИЦ ЮУрГУ, 2015. Ч. 2. С. 191 – 196.
21. Жучков В.И., Леонтьев Л.И., Бабенко А.А., Сычев А.В., Акбердин А.А. Перспективные направления использования борсодержащих материалов в черной металлургии: Сб. трудов XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. – Екатеринбург: Уральское отделение Российской академии наук, 2016. Т. 3. С. 73.
22. Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical reactions and Equilibrium software with extensive thermochemical database. – Pori: Outokumpu research OY, 2002.

Поступила 30 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 12, pp. 955–959.

THERMODYNAMIC MODELING OF THE PROCESS OF METAL DESULPHURATION BY BORON CONTAINING SLAGS OF THE CaO–SiO₂–MgO–Al₂O₃–B₂O₃ SYSTEM

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

Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

Abstract. Thermodynamic modeling of process of metal desulphurization with boron-containing slags of the CaO–SiO₂–MgO–Al₂O₃–B₂O₃ system was carried out using HSC 6.1 Chemistry (Outokumpu) software. Influence of process temperature (1500–1700 °C), basicity of slag (2–5) and content of B₂O₃ (1–4 %) on desulphurization of steel was studied. It was established that increase in temperature of metal desulphurization process from 1500 °C to 1700 °C helps to reduce sulfur content in the studied range of slag basicity. At temperature of 1600 °C, sulfur content in metal was 0.0052 % for slag basicity of 2, and at 1650 °C its concentration was 0.0048 %. Increase in basicity of slag from 2 to 5 had encouraging effect on the degree of metal desulfurization, increasing it from 80.7 to 98.7 %, respectively, at temperature of 1600 °C. At the same time, an increase in B₂O₃ concentration in slag had a negative effect on the process of metal desulfurization. Slag with basicity of 2, containing 1 and 4 % of B₂O₃, allowed to obtain the amount of sulfur in metal, 0.0052 % and 0.0098 % respectively at a temperature of 1600 °C, and slag with basicity of 5 with the same content of B₂O₃ at the same temperature provided the amount of sulfur in metal 0.00036 and 0.00088 %, respectively. It should be noted that more favorable conditions for metal desulphurization provided the slag without B₂O₃ oxide comparing with the boron containing one. Slag with basicity of 2 and 5 without B₂O₃ according to the results of thermodynamic modeling allowed to obtain metal at temperature of 1600 °C with sulfur content of 0.0039 and 0.00019 %, respectively. Results of calculation of thermodynamic modeling of metal desulphurization process with boron-containing slags of CaO–SiO₂–MgO–Al₂O₃–B₂O₃ system with basicity of 2–5 in temperature range of 1500–1700 °C correlate with experimental

data and can apply to improving technology of steel desulphurization with boron-containing slags in steelmaking industry.

Keywords: thermodynamic modeling, boron-containing slag, steel, temperature, basicity, desulphurization of steel.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-955-959

REFERENCES

1. Yavoiskii V.I., Kryakovskii Yu.V., Grigor'ev V.P., Nechkin Yu.M., Kravchenko V.F., Borodin D.I. *Metallurgiya stali. Uchebnik dlya vuzov* [Metallurgy of steel. Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 584 p. (In Russ.).
2. Chuiko N.M., Chuiko A.N. *Teoriya i tekhnologiya elektroplavki stali* [Theory and technology of electric steel melting]. Kiev-Donetsk: Golovnoe izd-vo, 1983, 248 p. (In Russ.).
3. Bigeev A.M., Bigeev V.A. *Metallurgiya stali. Teoriya i tekhnologiya plavki stali. Uchebnik dlya vuzov* [Metallurgy of steel. Theory and technology of steel melting. Textbook for universities]. Magnitogorsk: MTGU, 2000, 544 p. (In Russ.).
4. Kablukovskii A.F. *Proizvodstvo elektrostali i ferrosplavov* [Production of electric steel and ferroalloys]. Moscow: Akademkniga, 2003, 511 p. (In Russ.).
5. Dyudkin D.A., Kisilenko V.V. *Proizvodstvo stali. Vnepechnaya metallurgiya stali* [Steel production. Out-of-furnace metallurgy of steel]. Moscow: Teplotekhnika, 2010, vol. 3, 544 p. (In Russ.).
6. Novikov V.A., Tsarev V.A., Novikov S.V., Afanas'ev S.Yu., Batov Yu.M. Thermodynamic and kinetic features of desulphurization process. *Elektrometallurgiya*. 2012, no. 9, pp. 16–20. (In Russ.).
7. Sokolov G.A. *Vnepechnoe rafinirovanie stali* [Out-of-furnace refining of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 208 p. (In Russ.).

8. Wang H., Zhang T., Zhu H., Li G., Yan Y., Wang J. Effect of B₂O₃ on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 5, pp. 702–706.
9. Tursunov N.K., Semin A.E., Sanokulov E.A. Research of dephosphorization and desulfurization processes in smelting of 20GL steel in an induction crucible furnace with further processing in a ladle using rare earth metals. *Chernye metally*. 2017, no. 1, pp. 33–40. (In Russ.).
10. Akberdin A.A., Kim A.S., Esenzhulov A.B. Theoretical evaluation and industrial verification of smelting technology for refined ferrochromium using low-melting fluxes. In: *Sb. trudov Mezhdunarodnoi nauchnoi konferentsii "Fiziko-khimicheskie osnovy metallurgicheskikh protsessov", posvyashchennaya 110-letiyu so dnya rozhdeniya akademika A.M. Samarina* [Papers of the Int. Sci. Conf. "Physical and Chemical Foundations of Metallurgical Processes" dedicated to the 110th anniversary of the birth of Academician A.M. Samarin]. Moscow: IMET RAN, 2012, p. 69. (In Russ.).
11. Vozchikov A.P., Demidov K.N., Smirnov L.A. etc. Development of boron-containing high-magnesia fluxes of rational composition for steelmaking and experimental evaluation of their physico-chemical and refining properties. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2014, no. 11, pp. 35–38. (In Russ.).
12. Zhu Z.X., Li G.R., Wang H.M., Dai Q.X., Li B. *J. Univ. Sci. Technol.* 2006, bd. 28, p. 725.
13. Zharmenov A.A., Mukanov D.M., Akberdin A.A. etc. Complex processing of mineral raw materials in Kazakhstan. In: *Bor v protsessakh podgotovki i metallurgicheskoi pererabotki zhelezorudnogo syr'ya* [Boron in the processes of preparation and metallurgical processing of iron ore]. Astana: Foliant, 2003, vol. 3, pp. 3–87. (In Russ.).
14. Kim Gi Hyun, Sohn Il. Role of B₂O₃ on the viscosity and structure in the CaO-Al₂O₃-Na₂O-based system. *Metallurgical and Materials Transaction*. 2014, vol. 45, no. 1, pp. 86–95.
15. Kim Youngyae, Morita Kazuki. Relationship between molten oxide structure and thermal conductivity in the CaO-SiO₂-B₂O₃ system. *ISIJ International*. 2014, vol. 54, no. 9, pp. 2077–2083.
16. Sychev A.V., Salina V.A., Babenko A.A., Zhuchkov V.I. Research of the boron interfacial distribution between boron-bearing oxide and metal. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, no. 2, pp. 140–144. (In Russ.).
17. Wan Yong, Chen Weiqing. Effect of boron content on the microstructure and magnetic properties of non-oriented electrical steels. *J. Wuhan Univ. Technol. Mater. Sci. Ed.* 2015, vol. 30, no. 3, pp. 574–579.
18. Velichko O.G., Kamkina L.V., Manidin V.S., Isava L.E., Chervonii I.F. The role of boron in processes of obtaining of steel of high quality and the problem of its determination. *Teoriya i praktika metallurgii*. 2015, no. 1-2, pp. 104–108. (In Ukr.).
19. Bogdanov N.A., Sychkov A.B., Derevyanchenko I.V., Kucherenko O.L., Oleinik A.A., Parusov V.V., Starov R.V., Nesterenko A.M. Development and introduction of a technology for making boron-bearing steels. *Metallurgist*. 1999, vol. 43, no. 1-2, pp. 71–75. (In Russ.).
20. Zhuchkov V.I., Sychev A.V., Akberdin A.A., Trofimov E.A., Salina V.A., Babenko A.A. Research and improvement of the process of obtaining of complex boron-containing ferroalloys. In: *Sb. materialov XVI Mezhdunarodnoi konferentsii "Sovremennye problemy elektrometallurgii stali"* [Materials of the XVI Int. Conf. "Modern Problems of Electrometallurgy of Steel"]. Chelyabinsk: YuUrGU, 2015, Part. 2, pp. 191–196. (In Russ.).
21. Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I., Babenko A.A., Sychev A.V., Akberdin A.A. Advanced directions of using boron-containing materials in ferrous metallurgy. In: *Sb. trudov XX Mendeleevskogo s'ezda po obshchei i prikladnoi khimii* [Papers of the XXth Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry]. Ekaterinburg: Ural'skoe otdelenie Rossiiskoi akademii nauk, 2016, vol. 3, p. 73. (In Russ.).
22. Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical reactions and Equilibrium software with extensive thermochemical database. *Pori: Outokumpu research OY*, 2002.

Acknowledgements. The study was financially supported by grant of the Russian Science Foundation (Project no. 16-19-10435).

Information about the authors:

V.A. Salina, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher*
(valentina_salina@mail.ru)
A.V. Sychev, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher* (ntm2000@mail.ru)
V.I. Zhuchkov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher*
(ntm2000@mail.ru)
A.A. Babenko, *Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher*
(babenko251@gmail.com)

Received May 30, 2017

ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ БАРБОТАЖЕ ГАЗОМ-ВОССТАНОВИТЕЛЕМ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ОКСИДНОГО РАСПЛАВА СООБЩЕНИЕ 3. РАЗДЕЛЕНИЕ ФЕРРОНИКЕЛЯ И ОКСИДНОГО РАСПЛАВА

Вусихис А.С.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (vas58@mail.ru)

Леонтьев Л.И.^{2,3,4}, д.т.н., академик, главный научный сотрудник (leo@imet.mplik.ru)

Ченцов В.П.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (vpc44@mail.ru)

Кудинов Д.З.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (d.kudinov@mail.ru)

Селиванов Е.Н.¹, д.т.н., заведующий лабораторией пирометаллургии

цветных металлов (pcmlab@mail.ru1)

¹ Институт металлургии УрО РАН

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

² Президиум РАН

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

³ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

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

⁴ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

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

Аннотация. Используя уравнения физико-химической гидродинамики и полученные ранее в результате измерений данные о поверхностных и межфазных свойствах металлических и оксидных расплавов, описаны условия формирования металлической фазы при барботаже расплава окисленной никелевой руды монооксидом углерода. Определены критические размеры газового пузыря $R_{п,кр}$ и металлической капли $r_{к,кр}$ движущихся в оксидном расплаве без дробления в температурном интервале от 1550 до 1750 °С. Обнаружено, что с температурой значения $R_{п,кр}$ меняются незначительно и возрастают с $6,35 \cdot 10^{-2}$ м (при 1550 °С) до $6,58 \cdot 10^{-2}$ м (при 1750 °С), параметр $r_{к,кр}$ зависит от состава капли и температуры и меняется от $2,1 \cdot 10^{-3}$ до $2,9 \cdot 10^{-3}$ м. Определены размеры капель металла, образующихся на единичном пузыре при восстановлении никеля и железа из оксидного расплава. По мере уменьшения содержания оксидов никеля и железа в расплаве с увеличением общего расхода СО происходит снижение содержания никеля в каплях ферроникеля с 89 до 18 %, а их диаметры уменьшаются с $1,4 \cdot 10^{-3}$ до $8,0 \cdot 10^{-4}$ м. При этом масса капли снижается с $9,4 \cdot 10^{-5}$ до $1,6 \cdot 10^{-5}$ кг. Выявлены условия всплывания системы газовый пузырь – капля металла от их размеров. Во всех интервалах температуры и содержания никеля система пузырь СО – капля металла начинает подниматься в оксидном расплаве при соотношении $r_{к}/R_{п}$ менее 0,68 – 0,78. Для оценки стабильности системы пузырь СО – капля металла при вышеуказанных размерах пузыря и капли проведены расчеты параметров, определяющих их совместное движение. Показано, что отрыв капли металла от пузыря не возможен при условиях реализации процесса в пирометаллургических агрегатах. Описан процесс формирования металлической фазы в результате барботажного восстановления никеля и железа монооксидом углерода, который заключается в следующем. Взаимодействие оксидного расплава с газом сопровождается формированием капель металла, которые, закрепляясь на пузырях, двигаются к поверхности оксидного расплава. Первоначально формируется металл с содержанием 80 – 90 % Ni, а по мере уменьшения доли никеля в оксидном расплаве его содержание в каплях металла снижается до 20 %. На поверхности оксидного расплава капли металла сливаются и при достижении размера более $5 \cdot 10^{-3}$ м они «прорывают» поверхность и опускаются на дно. В случае столкновения капли с поднимающимися навстречу системами пузырь – капля они могут как слиться с ними, так и обтекать их. При слиянии мелкие капли будут ассимилированы и подняты на поверхность. Сила отрыва капли от пузыря существенно превышает силу тяжести капель, поэтому система пузырь – капля металла стабильна при всех рассмотренных соотношениях их размеров.

Ключевые слова: металлическая фаза, оксидный расплав, газ-восстановитель, барботаж; газовый пузырь, капля металла, условия всплывания, коалесценция, критические размеры, поверхностные свойства, межфазное натяжение, расслаивание, коагуляция.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-960-965

В соответствии с ранее приведенными теоретическими выкладками [1] и результатами измерений поверхностных свойств расплавов [2] выполнены расчеты параметров, определяющих разделение ферроникеля и оксидного расплава в ходе барботажа газом-восстановителем (СО).

В барботажных процессах предельный размер пузыря газа, всплывающего без дробления в жидкости, зависит от ее поверхностного натяжения ($\sigma_{шл}$) и плотности ($\rho_{шл}$), а также от плотности газа (ρ_r). В соответствии с теоретическими выкладками [1] с использованием данных о поверхностных свойствах и плотностях метал-

лических железо-никелевых (0 – 100 % Ni) [2] и оксидного рудного расплава проведены расчеты изменения критического радиуса пузыря $R_{п.кр}$ монооксида углерода в температурном интервале от 1550 до 1750 °С. Как следует из полученных данных (рис. 1), с температурой величина $R_{п}$ меняется незначительно и возрастает с $6,35 \cdot 10^{-2}$ м (при 1550 °С) до $6,58 \cdot 10^{-2}$ м (при 1750 °С).

Газовая флотация частиц металла в оксидном расплаве происходит, если сила опускания капли (F_k) меньше подъемной силы ($F_{п}$) пузыря ($F_k < F_{п}$), при этом $\frac{r_k}{R_{п}} < \left(\frac{\rho_{шл}}{\rho_{ме} - \rho_{шл}} \right)^{1/3}$. В рассматриваемом случае при контакте капли ферроникеля с пузырем CO–CO₂ это соотношение зависит от содержания никеля в сплаве и температуры (рис. 2).

Во всех интервалах температуры и содержания никеля система пузырь – капля металла начинает подниматься в оксидном расплаве при соотношении $r_k/R_{п} = 0,68 - 0,78$. Никель как металл, обладающий большей плотностью, начинает всплывать при соотношении $r_k/R_{п} \approx 0,74$ (при 1550 °С). С увеличением

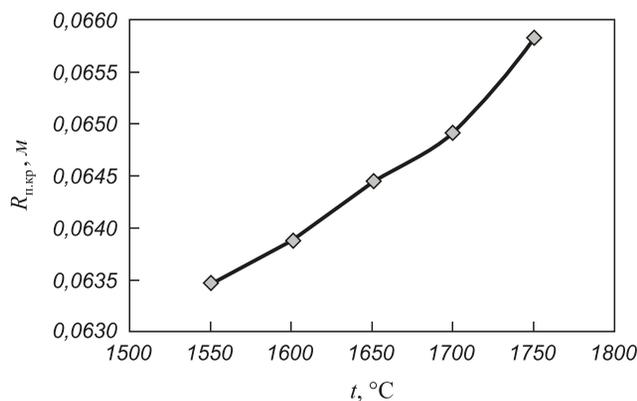


Рис. 1. Изменение критического радиуса пузыря от температуры

Fig. 1. Temperature dependence of bubble critical radius

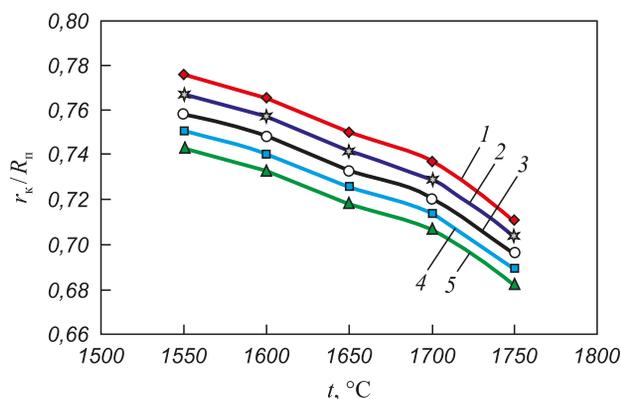


Рис. 2. Влияние температуры на соотношение $r_k/R_{п}$ при содержании никеля в сплаве 0 (1), 25 % (2), 50 % (3), 75 % (4), 100 % (5)

Fig. 2. Temperature dependence of $r_k/R_{п}$ ratio (Nickel content in alloy: 0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5), mas. %)

содержания железа в сплаве его плотность уменьшается, поэтому капля поднимаемого на поверхность металла может быть более крупная, и для железа имеем $r_k/R_{п} = 0,78$. Уменьшение плотности шлака с ростом температуры происходит интенсивнее, чем металла [2], поэтому в рассматриваемой системе возможна флотация только более мелких капель.

Выносимые с газовыми пузырями на поверхность оксидного расплава мелкие капли металла могут осесть на дно в случае превышения их массы над силами поверхностного натяжения шлака. Ранее [3, 4] применительно к восстановительно-сульфидирующей шахтной плавке окисленных никелевых руд определены масса и диаметр капель штейна, способных «прорвать» поверхность шлакового расплава, которые составили 0,35 г и $5 \cdot 10^{-3}$ м соответственно. Поскольку плотность металла в 1,5 – 2,0 раза выше плотности штейна, эти величины в рассматриваемом случае составляют 0,35 г и $4 \cdot 10^{-3}$ м.

Критический радиус $r_{к.кр}$ капли металла, оседающей в оксидном расплаве без дробления, зависит от ее состава и температуры. Значения $r_{к.кр}$ в интервале 1550 – 1750 °С для сплавов с содержанием никеля от 0 до 100 % представлены на рис. 3.

Критический радиус капли прямо пропорционален межфазному натяжению на границе металлического и оксидного расплава и обратно пропорционален плотности металла. Поскольку межфазное натяжение металла с ростом концентрации никеля в сплаве и увеличением температуры уменьшается быстрее его плотности, снижается и величина критического радиуса капли. Во всем интервале температур и составов значение $r_{к.кр}$ меняется от $2,1 \cdot 10^{-3}$ до $2,9 \cdot 10^{-3}$ м. Эти значения близки к радиусу капли, «прорывающей» поверхность шлака.

Для описания барботажных процессов восстановления оксидных расплава газом-восстановителем предложена модель, позволяющая, не прибегая к экспериментам, с помощью расчетов термодинамического равновесия описать кинетику бар-

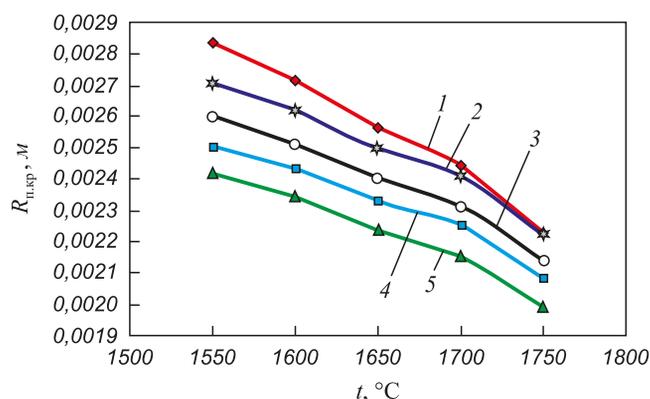


Рис. 3. Зависимость критического радиуса капли от температуры для сплавов с 0 (1), 25 % (2), 50 % (3), 75 % (4), 100 % (5) Ni

Fig. 3. Temperature dependence of drop critical radius (Nickel content in alloy: 0 (1), 25 (2), 50 (3), 75 (4), 100 (5), mas. %)

ботажа оксидного расплава различными восстановительными газами [4]. Модель апробирована на системе NiO–FeO–Al₂O₃–SiO₂–CaO–Mg–CO–CO₂. Сравнительный анализ расчетных [5] и экспериментальных [6, 7] данных показал, что предложенная методика может быть использована при качественном анализе процессов взаимодействия многокомпонентных оксидных расплавов с газами-восстановителями различного состава.

Согласно расчетам [5], в ходе восстановления оксидного расплава (1550 °С), первоначально содержащего 1 моль NiO (1,8 % по массе) и 10 молей FeO (17,4 % по массе), монооксидом углерода при температуре 1550 °С содержание оксида никеля в оксидном расплаве уменьшается до 0,04 %, а оксида железа – до 17,0 % (рис. 4). Доля никеля, перешедшего в металлическую фазу, возрастает до 97,8 %, а железа до 4,4 % (рис. 5).

Полученные данные использованы для оценки размеров единичной капли, ее массы и состава при восстановлении металла единичным пузырем монооксида

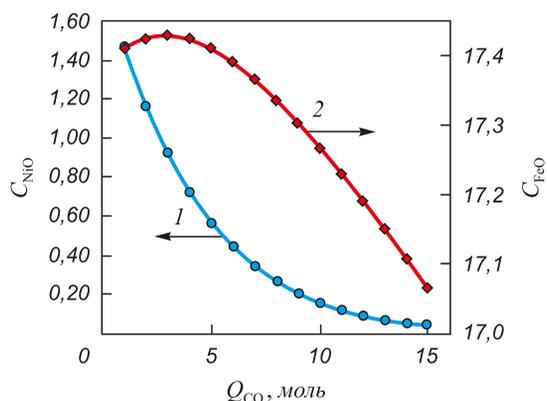


Рис. 4. Изменение содержания оксидов никеля (1) и железа (2) в расплаве от количества введенного монооксида углерода (Q_{CO})

Fig. 4. Nickel (1) and iron (2) oxide dependence on injected carbon monoxide (Q_{CO})

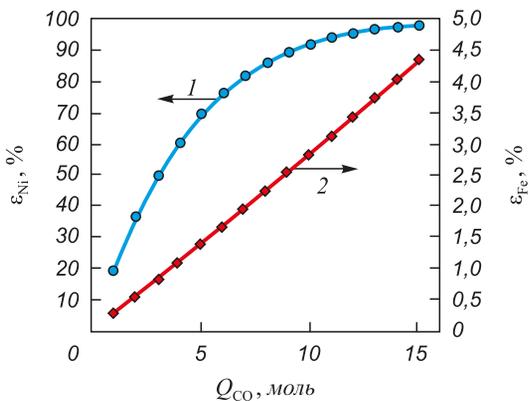


Рис. 5. Изменение доли (ϵ , %) восстановленных никеля (1) и железа (2) от количества введенного монооксида углерода (Q_{CO})

Fig. 5. Quantity dependence of reduced nickel (1) and iron (2) on injected carbon monoxide (Q_{CO}) quantity

да углерода, радиус которого равен предельному R_{II} , всплывающему в расплаве без дробления. Значение R_{II} составляет $6,35 \cdot 10^{-2}$ м, объем $1,07 \cdot 10^{-3}$ м³. Пузырь такого объема содержит $7,06 \cdot 10^{-2}$ моля CO, поскольку при температуре 1550 °С плотность CO = 0,174 кг/м³. Изменение радиуса такой капли и ее состава в зависимости от общего расхода газа представлено на рис. 6. Радиус капли металла, восстановленного единичным газовым пузырем, до равновесного содержания CO–CO₂, меняется с $1,4 \cdot 10^{-3}$ до $8,0 \cdot 10^{-4}$ м при изменении содержания никеля в капле ферроникеля с 89 до 18 %. При этом масса капли снижается с $9,4 \cdot 10^{-5}$ до $1,6 \cdot 10^{-5}$ кг.

Для оценки стабильности системы пузырь CO – капля металла при вышеуказанных размерах пузыря и капли проведены расчеты параметров, определяющих их совместное движение. Результаты расчетов углов Θ , радиусов капли r_k и пузыря R_{II} и их соотношений r_k/R_{II} , определяющих размыкание системы, а также сил отрыва как алгебраической суммы сил тяжести капли F_g , поверхностного натяжения F_σ , приведены в табл. 1. Размеры газового пузыря, сил поверхностного натяжения F_σ и соотношений F_g/F_σ при радиусе капли $r_k = 2,4 \cdot 10^{-3}$ м и ее силе тяжести $3,1 \cdot 10^{-4}$ Н приведены в табл. 2.

Как видно из приведенных данных, отрыв капли металла от пузыря невозможен при условиях реализации процесса в пирометаллургических агрегатах. При значениях R_{II} и r_k меньше критических и любом соотношении их размеров в условиях движения вверх системы пузырь CO – капля металла в оксидном расплаве отделения капли от пузыря не происходит.

С учетом полученных данных процесс формирования металлической фазы при восстановлении никеля и железа из оксидного расплава руды монооксидом углерода в режиме барботажа представлен рядом последовательных процессов (рис. 7). Первоначально происходит восстановление металлов (Ni и Fe), которые образуют каплю, закрепленную на поверхности пузыря

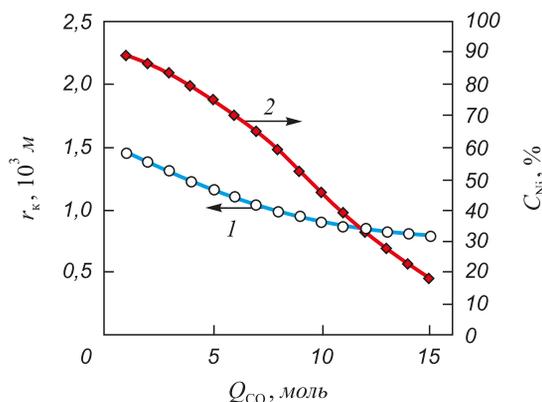


Рис. 6. Изменение радиуса капли металла, восстановленного единичным пузырем монооксида углерода (1), и содержания никеля в капле (2) от параметра (Q_{CO})

Fig. 6. Drop radius of metal reduced by single CO bubble (1) and nickel content (2) dependence on injected carbon monoxide (Q_{CO}) quantity

Параметры формирования системы пузырь СО – капля металла

Table 1. Parameters of bubble CO – a drop of metal system formation

Параметр	Значение параметра						
	30	35	40	45	50	55	65
Θ , град	30	35	40	45	50	55	65
r_k/R_n	0,066	0,23	0,37	0,48	0,58	0,65	0,74
$r_k, 10^3$ м	7,9	8,5	9,1	9,771	10,4	11,1	12,8
$R_n, 10^3$ м	119	37,0	24,9	20,4	18,2	17,0	17,2
$F_g = F_\sigma$, Н	0,011	0,014	0,017	0,021	0,025	0,031	0,046

Условия движения системы пузырь СО – капля металла

Table 2. The motion conditions of the bubble CO – a drop of metal

Параметр	Значение параметра						
	0,066	0,23	0,37	0,48	0,58	0,65	0,74
r_k/r_n	0,066	0,23	0,37	0,48	0,58	0,65	0,74
F_σ , Н	0,0033	0,0038	0,0044	0,0051	0,0058	0,0066	0,0087
$R_n, 10^3$ м	38,1	10,4	6,6	5,0	4,2	3,7	3,2
F_g/F_σ	0,09	0,08	0,07	0,06	0,053	0,047	0,035

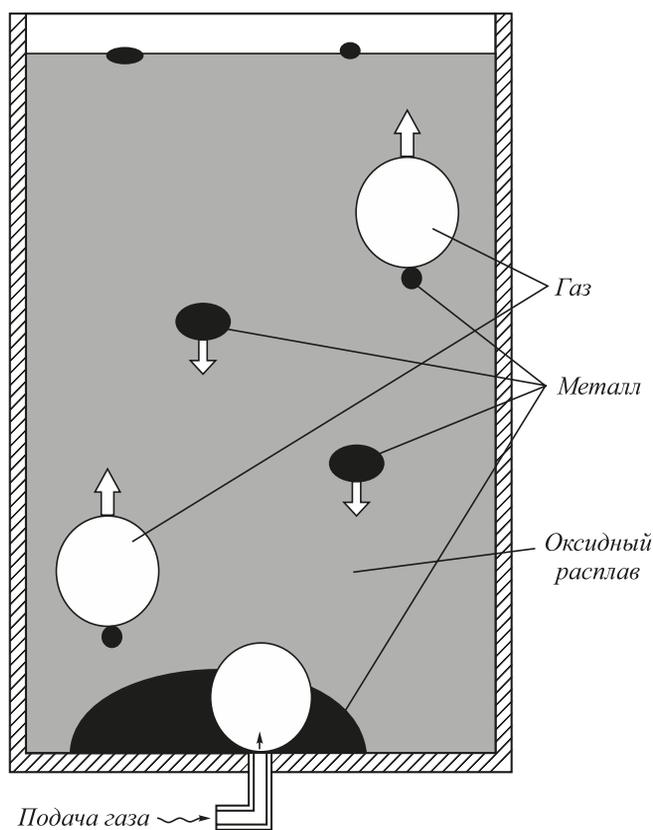


Рис. 7. Схема процесса формирования металлической фазы при барботаже оксидного расплава монооксидом углерода

Fig. 7. Scheme of metallic phase formation in barbotage process of oxide melt by CO

газа. Система пузырь СО – капля металла движется к поверхности оксидного расплава. Капли металла имеют относительно большой размер $(1,0 - 1,5) \cdot 10^{-3}$ м и содержат более 70 % никеля (рис. 6). На поверхности расплава газовый пузырь разрушается, капли металла укрупняются до размера $r_k \approx 2,5 \cdot 10^{-3}$ м, «прорывают» поверхность и оседают на дно. В случае столкновения капли с поднимающимися навстречу системами пузырь – капля они могут как слиться с ними, так и обтекать их. При слиянии мелкие капли будут ассимилированы и подняты на поверхность. Сила отрыва капли от пузыря существенно превышает силу тяжести капель, поэтому система пузырь – капля металла стабильна при всех рассмотренных соотношениях их размеров. На начальной стадии восстановления на дно оседают капли с повышенным (более 70 %) содержанием никеля. В ходе восстановления размер всплывающих капель падает и к завершению процесса восстановления никеля их радиус составляет $7 \cdot 10^{-4}$ м, а содержание никеля уменьшается до 20 %. При взаимодействии с монооксидом углерода первым восстанавливается никель (рис. 5), а по мере снижения его содержания в оксидном расплаве (рис. 4) восстанавливается железо.

Выводы. При барботажном восстановлении никеля и железа монооксидом углерода формируются капли металла, которые двигаются к поверхности оксидного расплава совместно с пузырями газа. На поверхности капли металла, размер которых зависит от размера единичного пузыря, сливаются и опускаются на дно.

В первоначальный период может быть сформирована металлическая донная фаза с 70 – 80 % Ni, которая в дальнейшем разубоживается металлом с меньшим содержанием никеля.

Предложенная методика позволяет оценить параметры барботажных процессов (Ромел, Ausmelt, Sirosmelt, Ванюкова и т.п.), используемых в черной [8 – 11] и цветной [12 – 21] металлургии, и повысить эффективность их использования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вусихис А.С., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Леонтьев Л.И., Селиванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 1. Теоретические основы процесса // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 9. С. 639 – 644.
2. Вусихис А.С., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Леонтьев Л.И., Селиванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 2. Плотность и поверхностные свойства // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. № 1. С. 48 – 54.
3. Ванюков А.В., Зайцев В.Я. Шлаки и штейны цветной металлургии. – М.: Металлургия, 1969. – 408 с.
4. Шмонин Ю.Б. Пирометаллургическое обеднение шлаков цветной металлургии. – М.: Металлургия, 1981. – 132 с.
5. Vusikhis A.S., Dmitriev A.N., Kudinov D.Z., Leontiev L.I. The study of liquid and gas phases interaction during the reduction of metal oxides from the melts by gas reductant in bubbled layer // The Third International Conference on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Materials Technologies (MMT-2004), Ariel, Israel, 2004.
6. Шаврин С.В., Захаров И.Н., Ипатов В.В. Кинетические закономерности восстановления шлака газом // Изв. АН СССР. Металлургия и горное дело. 1964. № 3. С. 22 – 31.
7. Крашеников М.В., Леонтьев Л.И. Математическая модель процесса получения ферроникеля при продувке оксидного расплава восстановительным газом // Расплавы. 2001. № 2. С. 37 – 41.
8. Роменец В.А. Процесс жидкофазного восстановления железа: разработка и реализация // Сталь. 1990. № 8. С. 20 – 27.
9. Роменец В.А., Вегман Е.Ф., Сакир Н.Ф. Процесс жидкофазного восстановления // Изв. вуз. Черная металлургия. 1993. № 7. С. 9 – 19.
10. Бондаренко Б.И., Шаповалов В.А., Гармаш Н.И. Теория и технология бескоксовой металлургии. – Киев: Наукова думка, 2003. – 538 с.
11. Роменец В.А., Вадавин В.С., Усачев А.Б. Процесс Ромелт. – М.: МИСиС, Изд. дом «Руда и Металлы», 2005. – 399 с.
12. Ежов Е.И., Вернер Б.Ф., Рыжов О.А. и др. Плавка окисленной никелевой руды на ферроникель в печи с погруженным факелом: Тр. ин-та Гипроникель. – Л.: изд. ин-та Гипроникель, 1977. Вып. 3 (67). С. 30 – 35.
13. Русаков М.Р., Востриков Г.В., Пинин Л.Н., Садовникова Е.А. Новые методы обеднения конвертерных и печных шлаков с использованием газообразных и жидких восстановителей и энергии: Тр. ин-та Гипроникель. – Л.: изд. ин-та Гипроникель, 1979. С. 8 – 15.
14. Ежов Е.И., Вернер Б.Ф., Рыжов О.А. и др. Бескоксая плавка никельсодержащего сырья в агрегатах с погруженным факелом // Цветные металлы. 1984. № 8. С. 33 – 36.
15. Русаков М.Р. Обеднение шлаковых расплавок продувкой восстановительными газами // Цветные металлы. 1985. № 3. С. 40 – 42.
16. Ванюков А.В., Быстров В.П. Плавка в жидкой ванне. – М.: Металлургия, 1988. – 208 с.
17. Автогенные процессы в цветной металлургии / В.В. Мечев, В.П. Быстров, А.В. Тарасов, А.В. Гречко, Э.Н. Мазурук. – М.: Металлургия, 1991. – 416 с.
18. Рыжов О.А., Вигдорчик Е.М., Мосиондз К.И. и др. Новый процесс плавки окисленных никелевых руд в двухзонном агрегате // Цветные металлы. 1992. № 6. С. 19 – 21.
19. Ковган П.А., Абуов М.Г., Едильбаев А.И. Перспективные технологии переработки бедных окисленных никелевых руд // Цветные металлы. 2008. № 2. С. 43 – 45.
20. Цымбулов Л.Б., Князев М.В., Цемехман Л.Ш. и др. Анализ различных вариантов технологической схемы переработки окисленных никелевых руд на ферроникель с применением двухзонной печи Ванюкова // Цветные металлы. 2010. № 10. С. 15 – 21.
21. Пахомов Р.А., Старых Р.В. Особенности плавки окисленных никелевых руд в агрегате барботажного типа. I. Термодинамический анализ плавки // Металлы. 2015. № 5. С. 3 – 14.

Поступила 1 июля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 12, pp. 960–965.

METALLIC PHASE FORMING IN BARBOTAGE OF MULTICOMPONENT OXIDE MELT BY REDUCTION GAS REPORT 3. FERRONICKEL AND OXIDE MELT SEPARATION

A.S. Vusikhis¹, L.I. Leont'ev^{2,3,4}, V.P. Chentsov¹, D.Z. Kudinov¹, E.N. Selivanov¹

¹Institute of Metallurgy UB RAS, Ekaterinburg, Russia

²Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences), Moscow, Russia

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

⁴National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Using the equations of physico-chemical hydrodynamics and the data obtained earlier on the surface and interfacial properties of metallic and oxide melts, conditions for the formation of the metallic phase during bubbling of the oxidized nickel ore melt by carbon

monoxide are described. Critical dimensions of the gas bubble (R_b)_{cr} and the metal droplet (r_d)_{cr} are determined, moving in the oxide melt without crushing in the temperature range from 1550 to 1750 °C. It was found that the value of (R_b)_{cr} varies with temperature and increases from $6.35 \cdot 10^{-2}$ m (1550 °C) to $6.58 \cdot 10^{-2}$ m (1750 °C), (r_d)_{cr} depends on composition of the droplet and temperature and varies from $2.1 \cdot 10^{-3}$ m to $2.9 \cdot 10^{-3}$ m. The size of metal droplets formed on a single bubble is determined upon reduction of nickel and iron from the oxide melt. As the content of nickel and iron oxides decreases in the melt with an increase in the total CO flow rate, nickel content in ferrometal drops decreases from 89 to 18 %, and their diameters decrease from $1.4 \cdot 10^{-3}$ m to $8.0 \cdot 10^{-4}$ m. In this case, mass of the drop decreases from $9.4 \cdot 10^{-5}$ to $1.6 \cdot 10^{-5}$ kg. The conditions for emergence of the "gas bubble – a drop of metal" system from their dimensions are revealed. In all intervals of temperature and nickel content, the "bubble CO – a drop of metal" system begins to rise in the oxide melt at a ratio r_k/R_n

of less than 0.68–0.78. To assess the stability of the “bubble CO – drop of metal” system at the above bubble and droplet sizes, calculations of the parameters determining their joint motion were carried out. It is shown that the separation of a drop of metal from a bubble is not possible under the conditions of the process in pyrometallurgical aggregates. The process of metal phase formation as a result of barbotage reduction of nickel and iron by carbon monoxide is described, which consists in the following. The interaction of the oxide melt with the gas is accompanied by formation of metal droplets, which are fixed to the bubbles moving to the surface of the oxide melt. Initially, a metal with content of 80–90 % Ni is formed, and as the proportion of nickel in the oxide melt decreases, its content in the metal drops is reduced to 20 %. On the surface of the oxide melt, the metal droplets merge, when they reach a size of more than $5 \cdot 10^{-3}$ m, they “break through” the surface and descend to the bottom. In the case of a collision of a drop with the “bubble-drop” systems approaching them, they can how to merge with them, and flow around them. At the confluence, small drops will be assimilated and raised to the surface. The force of separation of the droplet from the bubble is substantially greater than the gravity of the droplets, so the bubble-drop system of the metal is stable for all considered ratios of their sizes.

Keywords: metallic phase, oxide melt, reduction gas, bubbling process, barbotage, gas bubble, metal drop, separation, surface properties, coalescence, critical dimensions, interfacial tension, carbon monoxide, liquation, coagulation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-960-965

REFERENCES

- Vusikhis A.S., Chentsov V.P., Kudinov D.Z., Leont'ev L.I., Selivanov E.N. Metallic phase forming in barbotage of multicomponent oxide melt by reduction gas. Report 1. Theoretical basis of the process. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, no. 9, pp. 639–644. (In Russ.).
- Vusikhis A.S., Chentsov V.P., Kudinov D.Z., Leont'ev L.I., Selivanov E.N. Metallic phase forming in barbotage of multicomponent oxide melt by reduction gas. Report 2. Density and surface properties. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, no. 1, pp. 48–54. (In Russ.).
- Vanyukov A.V., Zaitsev V.Ya. *Shlaki i shteyny tsvetnoi metallurgii* [Slags and mattes of non-ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 408 p. (In Russ.).
- Shmonin Yu.B. *Pirometallurgicheskoe obednenie shlakov tsvetnoi metallurgii* [Pyrometallurgical depletion of slags of non-ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 132 p. (In Russ.).
- Vusikhis A.S., Dmitriev A.N., Kudinov D.Z., Leont'ev L.I. The study of liquid and gas phases interaction during the reduction of metal oxides from the melts by gas reductant in bubbled layer. *The Third International Conference on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Materials Technologies (MMT-2004)*, Ariel, Israel, 2004.
- Shavrin S.V., Zakharov I.N., Ipatov V.V. Kinetic regularities of slag reduction with gas. *Izv. AN SSSR. Metallurgiya i gornoe delo*. 1964, no. 3, pp. 22–31. (In Russ.).
- Krashennikov M.V., Leont'ev L.I. Mathematical model of the process of obtaining ferronickel at oxide melt blowing with a reducing gas. *Rasplavy*. 2001, no. 2, pp. 37–41. (In Russ.).
- Romenets V.A. Process of liquid-phase reduction of iron: development and realization. *Stal'*. 1990, no. 8, pp. 20–27. (In Russ.).
- Romenets V.A., Vegman E.F., Sakir N.F. Process of liquid-phase reduction. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1993, no. 7, pp. 9–19. (In Russ.).
- Bondarenko B.I., Shapovalov V.A., Garmash N.I. *Teoriya i tekhnologiya beskoksovoi metallurgii* [Theory and technology of non-coke metallurgy]. Kiev: Naukova dumka, 2003, 538 p. (In Russ.).
- Romenets V.A., Vadavin V.S., Usachev A.B. *Protsess Romelt* [Romelt process]. Moscow: MISiS, ID Ruda i Metally, 2005, 399 p. (In Russ.).
- Ezhov E.I., Verner B.F., Ryzhov O.A. etc. Melting of oxidized nickel ore to ferronickel in a furnace with a submerged torch. In: *Tr. in-ta Gipronikel'* [Gipronickel Institute Proceedings]. Leningrad: izd. in-ta Gipronikel', 1977, vol. 3 (67), pp. 30–35. (In Russ.).
- Rusakov M.R., Vostrikov G.V., Pinin L.N., Sadovnikova E.A. New methods of depletion of converter and furnace slag using gaseous and liquid reducing agents and electric power. In: *Tr. in-ta Gipronikel'* [Gipronickel Institute Proceedings]. Leningrad: izd. in-ta Gipronikel', 1979, pp. 8–15. (In Russ.).
- Ezhov E.I., Verner B.F., Ryzhov O.A. etc. Non-coke melting of nickel-containing raw materials in submerged torch units. *Tsvetnye metally*. 1984, no. 8, pp. 33–36. (In Russ.).
- Rusakov M.R. Degradation of slag melts by purging with reducing gases. *Tsvetnye metally*. 1985, no. 3, pp. 40–42. (In Russ.).
- Vanyukov A.V., Bystrov V.P. *Plavka v zhidkoi vanne* [Melting in a liquid bath]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 208 p. (In Russ.).
- Mechev V.V., Bystrov V.P., Tarasov A.V., Grechko A.V., Mazuruk E.N. *Avtogennyye protsessy v tsvetnoi metallurgii* [Autogenous processes in non-ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 416 p. (In Russ.).
- Ryzhov O.A., Vigdorchik E.M., Mosiondz K.I. etc. New process for melting oxidized nickel ores in a two-zone aggregate. *Tsvetnye metally*. 1992, no. 6, pp. 19–21. (In Russ.).
- Kovgan P.A., Abuov M.G., Edil'baev A.I. Perspective technologies for processing of poor oxidized nickel ores. *Tsvetnye metally*. 2008, no. 2, pp. 43–45. (In Russ.).
- Tsymbolov L.B., Knyazev M.V., Tsemekhman L.Sh. etc. Analysis of various variants of technological scheme for oxidized nickel ores processing into ferronickel using a two-zone Vanyukov furnace. *Tsvetnye metally*. 2010, no. 10, pp. 15–21. (In Russ.).
- Pakhomov R.A., Starykh R.V. Features of oxidized nickel ores melting in a bubbling type unit. I. Thermodynamic analysis of melting. *Metally*. 2015, no. 5, pp. 3–14. (In Russ.).

Information about the authors:

A.S. Vusikhis, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (vas58@mail.ru)

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

V.P. Chentsov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (vpc44@mail.ru)

D.Z. Kudinov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (d.kudinov@mail.ru)

E.N. Selivanov, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Pyrometallurgy of Nonferrous Metals (pcmlab@mail.ru)

Received July 1, 2016

УДК 621.793

РАЗЛИЧИЯ ФИЗИКО-ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНЕТРОННО-ПЛАЗМЕННОГО АНТИФРИКЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ Ti–C–Mo–S, НАНЕСЕННОГО НА ПОДЛОЖКИ ИЗ СТАЛЕЙ 40X И 20X13

Шубин А.Ю.^{1,2}, аспирант кафедры точного приборостроения (ayshubin@gmail.com)
Потекаев А.И.², д.ф.-м.н., профессор, директор Сибирского физико-технического института
им. В.Д. Кузнецова (СФТИ ТГУ), заведующий лабораторией
перспективных материалов и технологий (kanc@spti.tsu.ru)
Савостиков В.М.², к.т.н., ведущий технолог (svm.53@mail.ru)
Табаченко А.Н.², к.ф.-м.н., заведующий лабораторией (tabachenko@spti.tsu.ru)
Галсанов С.В.², к.т.н., инженер-исследователь (s_galsanov@mail.ru)

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

Аннотация. Представлены результаты сравнительных исследований трибологических и физических свойств антифрикционного покрытия многокомпонентного состава Ti–C–Mo–S, нанесенного комбинированным магнетронно-плазменным методом на подложки из сталей 40X и 20X13. Покрытие на подложках из сталей 40X и 20X13 формировали в одной загрузке, т.е. в одинаковых условиях и при одинаковых технологических режимах путем магнетронного распыления катодов, изготовленных при помощи СВС-синтеза, и ассистирующего воздействия высокоплотной газоразрядной плазмы, формируемой плазменным источником ПИНК. В работе приведены технологические приемы, применявшиеся при нанесении покрытия. После формирования покрытия подложки подвергали фрикционным испытаниям на трибометре по схеме «pin-on-disk», линейная скорость перемещения контртел относительно друг друга составляла 50 – 60 см/с. Полученные результаты показали существенное различие трибологических характеристик покрытия в зависимости от материала подложки, в первую очередь, износостойкости. Выявлена существенная разница показателей ресурса работы покрытия на подложках из разных материалов при сравнении малолегированной хромом (примерно 1 %) стали 40X (износостойкость более высокая) и высоколегированной хромом (примерно 13 %) сталью 20X13. Представлены результаты оптической и электронно-растровой микроскопии треков износа, обнаружено различие в характере и степени износа покрытия на подложках из сталей 40X и 20X13. При помощи электронного профилометра по усредненной площади поперечного сечения дорожки трения оценен удельный износ покрытия на 1000 оборотов диска: площадь сечения дорожки износа покрытия на подложке из стали 20X13 в четыре раза больше, чем на подложке из стали 40X. Комплексный анализ результатов физико-трибологических исследований позволяет предположить, что выявленное различие обусловлено, в первую очередь, разным исходным химико-фазовым составом и различиями в структуре использованных в эксперименте материалов подложки, определяющих свойства легированного поверхностного слоя и прочность сцепления (адгезию) покрытия с подложкой и, в конечном счете, механизм изнашивания.

Ключевые слова: магнетронно-плазменный метод, антифрикционное покрытие, многокомпонентный состав, трибология, трение, износ, коэффициент трения, износостойкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-966-971

В настоящее время преобладающей научно-технологической тенденцией является разработка и исследование функциональных покрытий многокомпонентного состава, вариации которого позволяют целенаправленно управлять структурно-фазовым состоянием, физическими, химическими и трибологическими свойствами. Одним из направлений в этой области является создание покрытий со сверхвысокой твердостью («superhard coatings») [1 – 4]. Однако многочисленными исследованиями установлено, что износостойкость обеспечивается не только высокой твердостью материала покрытия, но и достаточно низким коэффициентом трения. Примерами реализации такого сочетания могут служить многокомпонентные

составы покрытий Ti–Si–C–N [5], Ti–B–C–N [6], MoS₂–Cr [7], MoS₂–Nb [8], Mo:S:C:Ti:B [9, 10]. При этом выявлено, что физико-трибологические свойства таких покрытий зависят, в первую очередь, от относительного содержания компонентов в их составе, а также от режимов осаждения. Очень убедительно это показано в работах [11, 12], где установлено, что структурно-фазовое состояние магнетронных трибологических покрытий на основе углерода с титаном или молибденом зависит от содержания металла в их составе и плотности ионного тока на подложку. В настоящее время также общепризнано и экспериментально подтверждено, что для долговременной работы трибологического покрытия необходимо обеспечить прочность сцепления его

с подложкой (основой изделия) и достаточно плавное (градиентное) изменение состава, структуры и физико-механических свойств от основы к внешней рабочей поверхности. Для градиентного построения, например, в работе [13] осуществляли предварительное упрочнение стальной основы ионным азотированием перед магнетронным осаждением твердого покрытия из нитрида титана (TiN) и финишное магнетронное осаждение внешнего антифрикционного слоя из дисульфида молибдена (MoS_2). В работе [14] градиентное построение реализуется путем формирования промежуточного слоя смешанного состава TiN + MoS_2 между твердым подслоем TiN и внешним антифрикционным слоем MoS_2 . В работе [15] на твердый подслой типа TiN, TiCN магнетронным напылением наносили внешний слой смешанного состава MoST^{TM} , представляющий собой композицию дисульфида молибдена с титаном.

В Сибирском физико-техническом институте Томского государственного университета разработано трибологическое покрытие многокомпонентного состава Ti–C–Mo–S. Комбинированный способ магнетронно-плазменного формирования градиентно-композиционной структуры этого покрытия на титановых сплавах с предварительным легированием и модифицированием свойств поверхностного слоя подложки запатентован как изобретение [16]. С целью расширения области применения указанного комбинированного способа представляется необходимым оценить возможность и эффективность его использования на других материалах, в частности, на сталях с различными составом и свойствами.

Исследования проводили на широко применяемых в отечественной промышленности конструкционной стали 40X и коррозионно-стойкой стали 20X13. По своему химическому составу эти стали отличаются, в первую очередь, содержанием хрома – около 1 % в стали 40X и около 13 % в стали 20X13. Стали предварительно подвергали закалке с отпуском на твердость HRC 42 – 45. Образцы для исследования изготавливали в виде дисков diam. 50 мм и толщиной 4 мм. Диски шлифовали и полировали с применением алмазных паст и водной взвеси оксида хрома. Шероховатость поверхности полированных образцов (R_a) не превышала 0,1 мкм. Нанесение покрытия Ti–C–Mo–S осуществляли на комбинированной установке «Композит-3», созданной на базе установки ННВ 6.6-И1 с паромасляной откачкой рабочей камеры и магнетронной распылительной системы от установки МИР-2 [17]. Покрытие наносили одновременно на оба образца из указанных сталей при их непрерывном вращении относительно двух распыляемых катодных мишеней. При формировании градиентно-композиционной структуры покрытия использовали прием предварительного магнетронно-плазменного легирования поверхностного слоя подложки путем магнетронного распыления СВС-катодов Ti–C–Mo–S и ассистирующего воздействия на подложку высокоплот-

ной газоразрядной плазмой, формируемой автономным плазмогенератором ПИНК (плазменным источником с накаливаемым катодом) [18]. Последующее магнетронное осаждение покрытия также осуществляли при ассистирующем воздействии плазмогенератора ПИНК [16]. В качестве рабочего газа использовали аргон. Мощность магнетронного разряда на каждой катодной мишени составляла порядка 1,0 кВт. Потенциал смещения на подложках составлял 1200 В в процессе магнетронно-плазменного легирования и 200 В во время осаждения покрытия. Для предотвращения снижения твердости термообработанных сталей температуру образцов-подложек поддерживали не более 400 °С путем регулирования тока ассистирующего газового разряда, генерируемого источником ПИНК. При расстоянии от мишени до подложек 230 мм и времени осаждения 60 мин формировалось покрытие толщиной порядка 1,3 – 1,5 мкм. Анализ компонентного состава легированного поверхностного слоя и самого покрытия осуществляли методом оже-спектроскопии на приборе «Шхуна-2». Фрикционные испытания проводили на трибометре «ТНТ-S-AX000» (CSM) по схеме неподвижный индентор – вращающийся исследуемый образец в виде диска с нанесенным покрытием (pin-on-disk). В качестве индентора использовали шарики из закаленной (до HRC 62 – 63) стали ШХ-15. Диаметр шариков составлял 3 мм. Нагрузка на индентор во всех испытаниях составляла 1 Н. Линейную скорость перемещения контртел относительно друг друга устанавливали в диапазоне 50 – 60 см/с. Значение коэффициента трения отслеживали в зависимости от количества оборотов диска. Методами оптической (на приборах ИМЦ и МЕТАМ РВ-21) и электронной микроскопии (на растровом электронном микроскопе «Tescan Vega 3») исследовали треки износа на дисках с покрытием, а также области вокруг отпечатков Роквелла. Сравнительную оценку степени износа покрытий на подложках из разных сталей осуществляли непосредственно после критического возрастания коэффициента трения до 0,2 и более. Износ определяли путем вычисления усредненной по девяти измерениям площади поперечного сечения трека износа на приборе «Micro Measure 3D Station» (STIL).

При сравнительном анализе выявлено, что глубина распределения легирующих элементов в поверхностном слое подложек на стали 40X больше, чем на стали 20X13, и составляет порядка 500 нм [19]. По-видимому, это связано с различием химического состава подложек. Можно предположить, что высокая реакционная способность хрома (способность образовывать химические соединения по типу оксидов и карбидов при паромасляной откачке рабочей камеры) и его гораздо большее содержание в стали 20X13 по сравнению со сталью 40X ограничивает глубину диффузии при легировании подложки из стали 20X13. Подтверждением этого предположения служит анализ результатов оп-

тического исследования отпечатков Роквелла, которые получены на покрытии, осажденном на подложки из указанных сталей. После протравливания их 4 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте наблюдается существенное различие в характере разрушения покрытия и окрасе области вокруг отпечатка для стали 20X13 в сравнении со сталью 40X (рис. 1).

Ярко выраженная разница в окрасе областей, прилегающих к границе отпечатка (без покрытия), свидетельствует о значимых различиях химико-фазового состава основы и легированного подслоя.

Результаты фрикционных испытаний покрытия Ti–C–Mo–S, нанесенного на подложки из сталей двух марок, показаны на рис. 2.

Коэффициент трения (μ) покрытия на стали 40X уменьшался от 0,11 на стадии приработки до 0,09. Та-

кое значение коэффициента трения сохраняется вплоть до 38 000 оборотов (около 3000 м пути скольжения), а далее наблюдается резкое увеличение значения μ вследствие износа покрытия (рис. 2, а). При исследовании покрытия на стали 20X13 при тех же условиях фрикционных испытаний установлено, что коэффициент трения первоначально снижается с 0,09 до 0,07 (но такое значение сохраняется лишь до 18 000 оборотов диска), а далее значение μ резко увеличивается из-за износа покрытия (рис. 2, б). Подтверждением различия в характере изнашивания покрытия на исследованных сталях служат результаты оптической и электронно-растровой микроскопии треков износа (рис. 3, 4).

Методом оптической микроскопии исследовали треки изнашивания после приработки, но еще до полного износа покрытия (то есть при значениях коэффициента

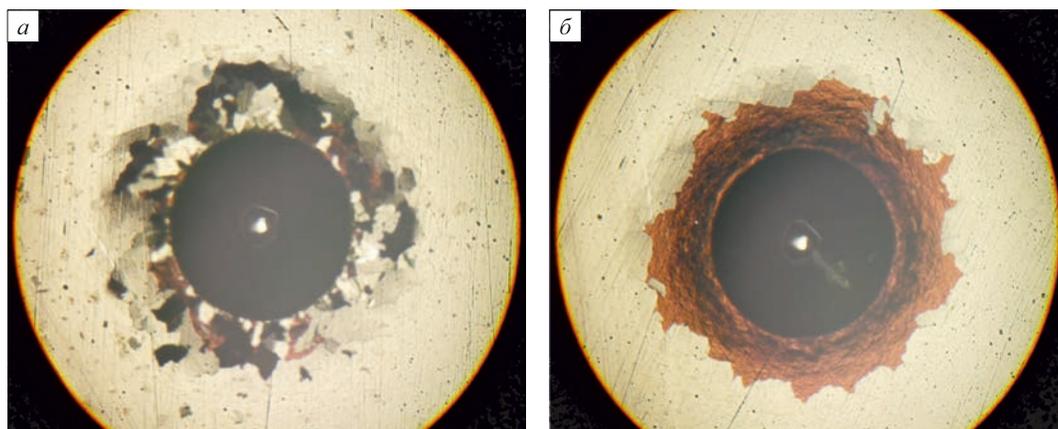


Рис. 1. Вид протравленных областей вокруг отпечатков Роквелла на стали 40X (а) и стали 20X13 (б) с нанесенным покрытием Ti–C–Mo–S

Fig. 1. Etched area view around Rockwell's prints for 40Kh (a) and 20Kh13 (b) steels with Ti–C–Mo–S coating

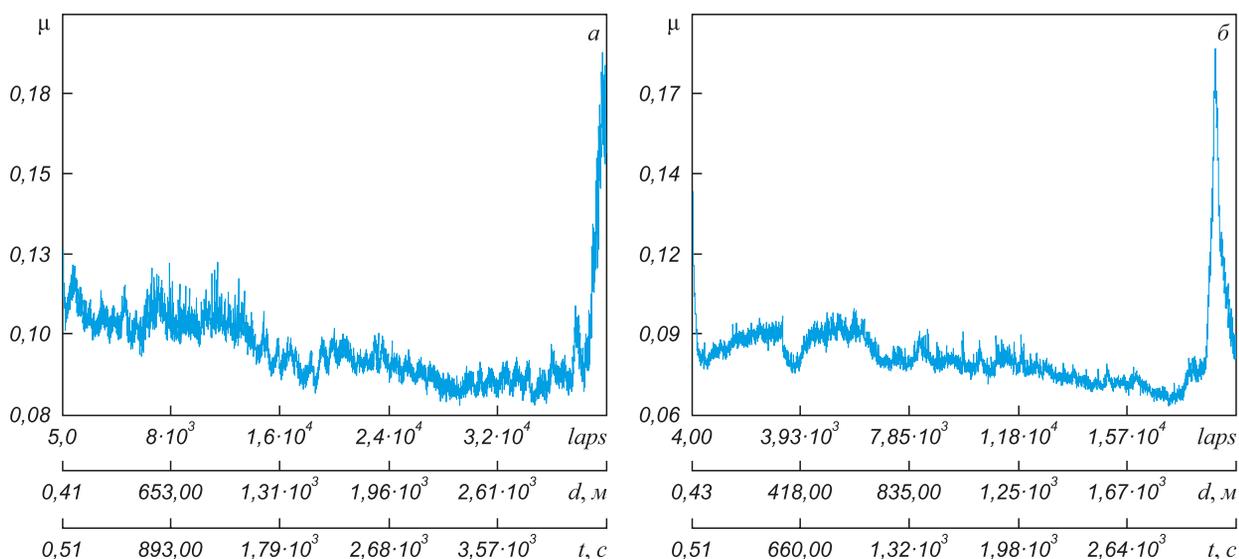


Рис. 2. Изменение коэффициента трения μ в зависимости от количества оборотов образца-диска с покрытием Ti–C–Mo–S, нанесенного на сталь 40X (а) и сталь 20X13 (б)

Fig. 2. Friction coefficient value changings depending on number of sample - disc rounds with Ti–C–Mo–S coating, sputtered on 40Kh (a) and 20Kh13 (b) steels

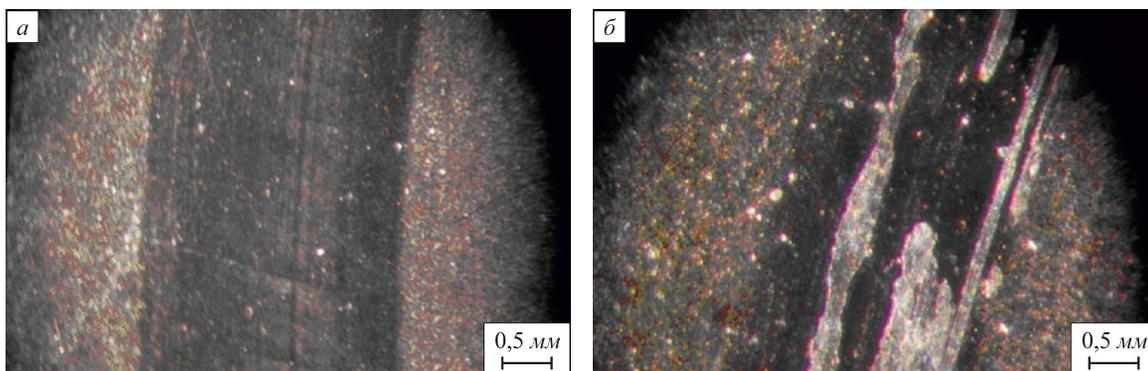


Рис. 3. Характер изнашивания покрытия Ti–C–Mo–S на треке износа на подложке из стали 40X (а) и на подложке из стали 20X13 (б) (оптическая микроскопия)

Fig. 3. Ti–C–Mo–S coating damage character on wear track sputtered on substrate of 40Kh (a) and 20Kh13 (b) steels (optical microscopy)

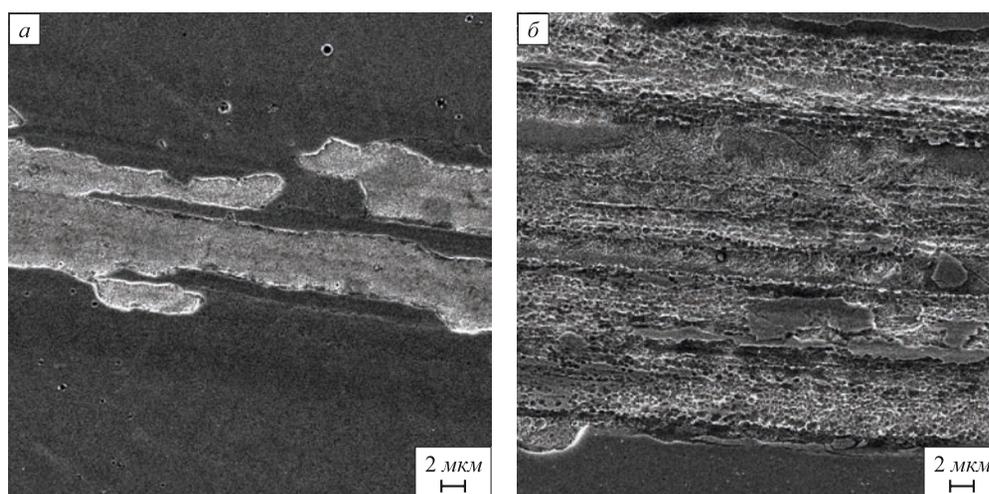


Рис. 4. Характер разрушения покрытия Ti–C–Mo–S на треке износа на подложке из стали 40X (а) и на подложке из стали 20X13 (б) (растровая электронная микроскопия)

Fig. 4. Ti–C–Mo–S coating damage character on wear track sputtered on substrate of 40Kh (a) and 20Kh13 (b) steels (electron scanning microscopy)

трения 0,09–0,07). На стали 20X13 разрушение покрытия в результате фрикционного взаимодействия с контртелом носит «лепестковый» характер, покрытие отслаивается крупными и протяженными в направлении трека частицами (рис. 3, б). Методом электронной микроскопии исследовали треки износа непосредственно после возрастания значения коэффициента трения до 0,2. Покрытие на стали 20X13 изнашивалось практически по всей площади дорожки износа после 18 000 оборотов образца-подложки, наблюдается явное изнашивание самого материала подложки (рис. 4, б). При этом, судя по морфологии изношенной поверхности подложки, адгезионная составляющая взаимодействия стального индентора со стальной подложкой вносит существенный вклад в механизм износа.

На стали 40X (рис. 4, а) покрытие полностью не изнашивалось даже после 38 000 оборотов образца. Результаты (рис. 3, а, 4, а) свидетельствуют о более высокой прочности сцепления покрытия с подложкой из

стали 40X по сравнению со сталью 20X13. Но нужно отметить, что примерно при 38 000 оборотах характер износа покрытия на стали 40X также носит лепестковый характер с отслоением частиц покрытия. Согласно данным работы [20] при скольжении индентора по поверхности образца перед ним образуется зона сжатия, а за ним – зона растяжения. В результате возникает знакопеременный цикл нагружения в материале покрытия, вследствие чего в нем накапливаются повреждения, ослабляющие прочность его сцепления с подложкой. Это обусловлено циклическим характером взаимодействия контртела с покрытием, то есть с накоплением со временем цикловой усталости.

Сравнительная оценка интенсивности изнашивания покрытия Ti–C–Mo–S по усредненной площади поперечного сечения трека износа показала, что на стали 40X она составляет порядка 3,3 мкм² на 1000 оборотов диска, а на стали 20X13 – порядка 12 мкм² на 1000 оборотов. Эти данные коррелируют с ранее изложенными

результатами по изменению значения коэффициента трения и количеству оборотов дисков с покрытием до его катастрофического износа (рис. 2), а именно, 38 000 оборотов для стали 40X и 18 000 оборотов для стали 20X13.

Выводы. Выявлена существенная разница в показателях ресурса работы покрытия на разных материалах подложки в сравнении малолегированной хромом (порядка 1 %) стали 40X, где износостойкость более высокая, с высоколегированной хромом (порядка 13 %) сталью 20X13. Авторы полагают, что это, в первую очередь, обусловлено различием таких свойств, как исходный химико-фазовый состав материалов подложки, определяющий физико-механические свойства легированного поверхностного слоя подложки, прочность сцепления (адгезия) покрытия с подложкой и, в конечном счете, механизм изнашивания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Musil J., Vlček J. Physical and mechanical properties of hard nanocomposite films prepared by magnetron sputtering. – In book: Proceedings of 5th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Vol. 3. – Tomsk, 2000. P. 393 – 398.
- Савостиков В., Борисов Д., Сергеев С., Коротаев А., Пинжин Ю. Nanostructure Superhard Coatings and Technological Design of Gradient-Packet Macrostructures // Изв. вузов. Физика. 2006. № 8. Приложение. С. 502 – 507.
- Houška J., Vlček J., Hřeben S., Bilek M.M.M., McKenzie D.R. Effect of B and the Si/C ratio on high-temperature stability of Si – B – C – N materials // Europhysics Letters. 2006. Vol. 76. P. 512 – 518.
- Musil J., Daniel R., Zeman P., Takai O. Structure and properties of Zr – Si – N films with a high (≥ 25 at.%) Si content // Thin Solid Films. 2005. Vol. 478. P. 238 – 247.
- Ma S.L., Ma D.Y., Guo Y., Xu B., Wu G.Z., Xu K.W., Paul K. Synthesis and characterization of super hard, self-lubricating Ti – Si – C – N nanocomposite coatings // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. P. 6350 – 6355.
- Kwang Ho Kim, Jung Tae Ok, Sudeep Abraham, Young-Rae Cho, In-Wook Park, John J. Moore. Syntheses and mechanical properties of Ti – B – C – N coatings by a plasma-enhanced chemical vapor deposition // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 201. P. 4185 – 4189.
- Su Y.L., Kao W.H. Tribological behavior and wear mechanism of MoS₂ – Cr coatings sliding against various counterbody // Tribology International. 2003. Vol. 36. P. 11 – 23.
- Ersin Arslan, Özlem Baran, Ihsan Efeoglu, Yasar Totik. Evaluation of adhesion and fatigue of MoS₂ – Nb solid-lubricant films deposited by pulsed-dc magnetron sputtering // Surf. Coat. Technol. 2008. Vol. 202. P. 2344 – 2348.
- Steinmann M., Muller A., Meerkamm H. A new type of tribological coating for machine elements based on carbon, molybdenum disulphide and titanium diboride // Tribology International. 2004. Vol. 37. P. 879 – 885.
- Ihsan Efeoglu. Co-sputtered Mo:S:C:Ti:B based coating for tribological applications // Surface and Coatings Technology. 2005. Vol. 200. P. 1724 – 1730.
- Musil J., Novák P., Čerstvý R., Soukup Z. Tribological and mechanical properties of nanocrystalline-TiC/ α -C nanocomposite thin films // J. Vac. Sci. Technol. A. 2010. Vol. 28. No. 2 (Mar/Apr). P. 244 – 249.
- Novák P., Musil J., Čerstvý R., Jäger A. Coefficient of friction and wear of sputtered α -C thin coatings containing Mo // Surface and Coatings Technology. 2010. Vol. 205. P. 1486 – 1490.
- Rahman Mahfujur, Haider Julfikar, Dowling D.P., Duggan P., Hashmi M.S.J. Investigation of mechanical properties of TiN + MoS_x coating on plasma-nitrided substrate // Surface and Coatings Technology. 2005. Vol. 200. P. 1451 – 1457.
- Gangopadhyay S., Acharya R., Chattopadhyay A.K., Paul S. Pulsed DC magnetron sputtered MoS_x-TiN composite coating for improved mechanical properties and tribological performance // Surface and Coatings Technology. 2009. Vol. 203. P. 3297 – 3305.
- Renevier N.M., Hampshire J., Fox V.C., Witts J., Allen T., Teer D.G. Advantages of using self-lubricating, hard, wear-resistant MoS₂-based coatings // Surface and Coating Technology. 2001. Vol. 142-144. P. 67 – 77.
- Пат. 2502828 РФ. Способ нанесения антифрикционного износостойкого покрытия на титановые сплавы / В.М. Савостиков, А.Н. Табаченко, А.И. Потехаев, Е.Ф. Дударев; заявл. 18.06.2012; опубл. 27.12.2013. Бюл. № 36.
- Савостиков В.М., Потехаев А.И., Табаченко А.Н. Физико-технические основы создания градиентно-слоистых поверхностей многокомпонентного состава совмещением методов ионно-диффузионного насыщения, магнетронного и вакуумно-дугового осаждения // Изв. вузов. Физика. 2011. № 7. С. 26 – 34.
- Пат. 2116707 РФ. Устройство для создания низкотемпературной газоразрядной плазмы / Д.П. Борисов, Н.Н. Коваль, П.М. Щанин; заявл. 06.01.1997; опубл. 27.07.1998. Бюл. № 21.
- Savostikov V.M., Potekaev A.I., Tabachenko A.N., Shulepov I.A., Kuzmichenko V.M., Didenko A. Gradient-layered tribological coatings based on Mo – S – Ti – C, created by the combined ion-plasma methods // Russian Physics Journal. 2012. Vol. 11. P. 1232 – 1240.
- Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. С. 285, 286.

Поступила 3 февраля 2017 г.

DIFFERENCES IN PHYSICAL-TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF ANTI-FRICTION ION-PLASMA Ti–C–Mo–S COATING DEPOSITED ON 20Kh13 AND 40Kh STEELS

A.Y. Shubin^{1,2}, A.I. Potekaev², V.M. Savostikov²,
A.N. Tabachenko², S.V. Galsanov²

¹National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

²National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

Abstract. The results of comparative studies of tribological and physical properties of Ti–C–Mo–S multicomponent composition antifriction coating deposited by combined magnetron-plasma method on 40Kh and 20Kh13 steel templates are presented. Coating on 40Kh

and 20Kh13 steel templates is formed in a single batch, i.e. under the same conditions and with the same technological regimes by magnetron sputtering of cathodes made by SHS synthesis and assistance of high-density gas-discharged plasma formed by HCPS plasma source. The work shows technological methods used in coating. After the coating is formed, templates were subjected to friction tests on tribometer using “pin-on-disk” scheme, linear relative speed of counter-faces was 50 – 60 cm/s. The obtained results showed a significant difference in tribological characteristics of coating, depending on template material, wear resistance in the first place. A significant difference in service life

of coating on templates produced of different materials was found by comparing low-alloy chromium (about 1 %) 40Kh steel (higher wear resistance) to high-chrome chromium (about 13 %) 20Kh13 steel. Results of optical microscopy and ESM of wear and tear tracks are presented, difference in nature and degree of wear of coating formed on templates made of 40Kh and 20Kh13 steels is revealed. Using electronic profilometer, specific wear of coating per 1000 rotations of disk was estimated based on average cross-section area of friction track: cross-section area of coating wear track of 20Kh13 steel template coating is four times larger than that of 40Kh steel template. A comprehensive analysis of physical and tribological study results suggests that observed difference is primarily due to different initial chemical-phase composition and differences in structure of substrate materials used in experiment that determine properties of alloyed surface layer and adhesion strength of coating and, ultimately, wear mechanism.

Keywords: magnetron plasma sputtering method, anti-friction coating, multi-component coating, tribology, friction, wear, friction coefficient, wear-resistance.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-966-971

REFERENCES

- Musil J., Vlček J. Physical and mechanical properties of hard nanocomposite films prepared by magnetron sputtering. In: *Proceedings of 5th International conference on modification of materials with particle beams and plasma flows*. Vol. 3. Tomsk, 2000, pp. 393–398.
- Savostikov V., Borisov D., Sergeev S., Korotaev A., Pinzhin Yu. Nanostructure superhard coatings and technological design of gradient-packet macrostructures. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2006, no. 8, pp. 502–507. (In Russ.).
- Houška J., Vlček J., Hřeben S., Bilek M.M.M., McKenzie D.R. Effect of B and the Si/C ratio on high-temperature stability of Si – B – C – N materials. *Europhysics Letters*. 2006, vol. 76, pp. 512–518.
- Musil J., Daniel R., Zeman P., Takai O. Structure and properties of Zr – Si – N films with a high (≥ 25 at.%) Si content. *Thin Solid Films*. 2005, vol. 478, pp. 238–247.
- Ma S.L., Ma D.Y., Guo Y., Xu B., Wu G.Z., Xu K.W., Paul K. Synthesis and characterization of super hard, self-lubricating Ti – Si – C – N nanocomposite coatings. *Acta Materialia*. 2007, vol. 55, pp. 6350–6355.
- Kwang Ho Kim, Jung Tae Ok, Sudeep Abraham, Young-Rae Cho, In-Wook Park, John J. Moore. Syntheses and mechanical properties of Ti – B – C – N coatings by a plasma-enhanced chemical vapor deposition. *Surface and Coatings Technology*. 2006, vol. 201, pp. 4185–4189.
- Su Y.L., Kao W.H. Tribological behavior and wear mechanism of MoS₂ – Cr coatings sliding against various counterbody. *Tribology International*. 2003, vol. 36, pp. 11–23.
- Ersin Arslan, Özlem Baran, Ihsan Efeoglu, Yasar Totik. Evaluation of adhesion and fatigue of MoS₂ – Nb solid-lubricant films deposited by pulsed-dc magnetron sputtering. *Surf. Coat. Technol.* 2008, vol. 202, pp. 2344–2348.
- Steinmann M., Muller A., Meerkamm H. A new type of tribological coating for machine elements based on carbon, molybdenum disulphide and titanium diboride. *Tribology International*. 2004, vol. 37, pp. 879–885.
- Ihsan Efeoglu. Co-sputtered Mo:S:C:Ti:B based coating for tribological applications. *Surface and Coatings Technology*. 2005, vol. 200, pp. 1724–1730.
- Musil J., Novák P., Čerstvý R., Soukup Z. Tribological and mechanical properties of nanocrystalline-TiC/ α -C nanocomposite thin films. *J. Vac. Sci. Technol. A*. 2010, vol. 28, no. 2 (Mar/Apr), pp. 244–249.
- Novák P., Musil J., Čerstvý R., Jäger A. Coefficient of friction and wear of sputtered α -C thin coatings containing Mo. *Surface and Coatings Technology*. 2010, vol. 205, pp. 1486–1490.
- Rahman Mahfujur, Haider Julfikar, Dowling D.P., Duggan P., Hashmi M.S.J. Investigation of mechanical properties of TiN + MoS_x coating on plasma-nitrided substrate. *Surface and Coatings Technology*. 2005, vol. 200, pp. 1451–1457.
- Gangopadhyay S., Acharya R., Chattopadhyay A.K., Paul S. Pulsed DC magnetron sputtered MoS_x-TiN composite coating for improved mechanical properties and tribological performance. *Surface and Coatings Technology*. 2009, vol. 203, pp. 3297–3305.
- Renevier N.M., Hampshire J., Fox V.C., Witts J., Allen T., Teer D.G. Advantages of using self-lubricating, hard, wear-resistant MoS₂-based coatings. *Surface and Coating Technology*. 2001, vol. 142–144, pp. 67–77.
- Savostikov V.M., Tabachenko A.N., Potekaev A.I., Dudarev E.F. *Sposob naneseniya antifriktsionnogo iznosostoikogo pokrytiya na titanovye splavy* [Method of applying antifriction wear-resistant coating to titanium alloys]. Patent RF no. 2502828. *Byulleten' izobretanii*. 2013, no. 36. (In Russ.).
- Savostikov V.M., Potekaev A.I., Tabachenko A.N. Physical and technological principles of designing layer-gradient multicomponent surfaces by combining the methods of ion-diffusion saturation and magnetron- and vacuum-arc deposition. *Russian Physics Journal*. 2011, vol. 54, no. 7, pp. 756–764.
- Borisov D.P., Koval' N.N., Shchanin P.M. *Ustroistvo dlya sozdaniya nizkotemperaturnoi gazorazryadnoi plazmy* [Device for creating low-temperature gas-discharged plasma]. Patent RF no. 2116707. *Byulleten' izobretanii*. 1998, no. 21. (In Russ.).
- Savostikov V.M., Potekaev A.I., Tabachenko A.N., Shulepov I.A., Kuzmichenko V.M., Didenko A. Gradient-layered tribological coatings based on Mo – S – Ti – C, created by the combined ion-plasma methods. *Russian Physics Journal*. 2012, vol. 11, pp. 1232–1240.
- Kragel'skii I.V., Dobychin M.N., Kombatov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Basics of friction and wear design calculations]. Moscow: Mashinostroenie, 1977, pp. 285–286. (In Russ.).

Information about the authors:

A.Y. Shubin, Postgraduate of the Chair of Precision Instrumentation (ayshubin@gmail.com)

A.I. Potekaev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), professor, Director of Siberian Physics and Technics Institute (SPTI TSU), Head of the Laboratory of Advanced Materials and Technologies (kanc@spti.tsu.ru)

V.M. Savostikov, Cand. Sci. (Eng.), Leading Technologist (svm.53@mail.ru)

A.N. Tabachenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Head of the Laboratory (tabachenko@spti.tsu.ru)

S.V. Galsanov, Cand. Sci. (Eng.), Research Engineer (s_galsanov@mail.ru)

Received February 3, 2017

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ*

*Романов Д.А., к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин
им. профессора В.М. Финкеля (romanov_da@physics.sibsib.ru)
Протопопов Е.В., д.т.н., профессор кафедры металлургии
черных металлов (protopopov@sibsib.ru)*

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

Аннотация. Проведена электронно-пучковая обработка покрытий систем TiC–Mo, TiC–Ni, TiB₂–Mo и TiB₂–Ni, нанесенных на поверхность стали Harbox 450 методом электровзрывного напыления. Установлено, что после электровзрывного напыления покрытий исследуемых систем рельеф поверхности имеет ряд морфологических особенностей: деформированные закристаллизовавшиеся микроглобулы, напылы, микрократеры, микротрещины, наслоения. После электронно-пучковой обработки покрытий на их поверхности исчезают микроглобулы, микрократеры и микротрещины, формируется поликристаллическая структура, в объеме которой наблюдается структура ячеистой кристаллизации. Шероховатость покрытий после электронно-пучковой обработки составляет 1,1 – 1,2 мкм. Установлено, что толщина слоев электровзрывных покрытий, модифицированных электронным пучком, в зависимости от поверхностной плотности энергии имеет линейный характер. Максимальная толщина покрытия наблюдается при использовании системы TiB₂–Mo, минимальная – системы TiC–Ni, что объясняется их теплофизическими свойствами. В покрытиях выявлены следующие субструктуры: ячеистая, полосовая, фрагментированная, субзеренная, а также зерна с хаотически распределенными дислокациями и дислокациями, формирующими сетки. Электронно-пучковая обработка покрытий приводит к формированию композиционной наполненной структуры по всему сечению переплавляемого слоя, формированию в нем более дисперсной и однородной структуры по сравнению с покрытиями, сформированными без электронно-пучковой обработки. Размеры включений карбида титана или диборида титана в молибденовой или никелевой матрице уменьшаются в 2 – 4 раза по сравнению с их размерами сразу после электровзрывного напыления. В объеме зерен молибдена или никеля и на границах обнаруживаются частицы вторых фаз (карбида титана или диборида титана) округлой формы. По размерам они могут быть разделены на два класса: частицы исходных порошков с размерами 80 – 150 нм, не растворившиеся в процессе облужения; частицы размерами 10 – 15 нм, выделившиеся при кристаллизации расплава. Основой структурообразования в электровзрывных порошковых покрытиях являются динамические ротации напыляемых частиц, которые формируют вихревую структуру как в покрытии, так и в верхних слоях подложки. Сформированные покрытия обладают повышенными эксплуатационными свойствами: нано- и микротвердостью, модулем упругости первого рода, износостойкостью в условиях сухого трения скольжения.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, структура, свойства, карбид титана, диборид титана, никель, молибден, износостойкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-972-979

Одним из главных факторов, ограничивающим срок службы деталей машин различного назначения, является их механическое изнашивание. В большинстве случаев выход из строя деталей машин обусловлен локальным изнашиванием рабочих поверхностей в местах интенсивного взаимодействия с рабочей средой или с сопряженной деталью [1, 2]. До сих пор основным способом повышения надежности и долговечности деталей механизмов и машин является создание новых объемных композиционных материалов. Однако оно становится все более проблематичным из-за дефицита и дороговизны композиционных добавок, повышаю-

щих стоимость таких деталей. В этих условиях оказывается экономически и технически целесообразно развивать принципиально иной подход, при котором механическая прочность детали обеспечивается применением экономичных подложек, а специальные свойства поверхности – формированием на ней сплошных или локальных композиционных покрытий, свойства которых соответствуют эксплуатационным требованиям. Экономия при этом может достигать 90 %. Экспертные оценки подтверждают эту тенденцию. Одним из приоритетных направлений физики конденсированного состояния является разработка методов повышения эксплуатационных характеристик различных материалов. С учетом этого упрочнение поверхности деталей, работающих в условиях интенсивного механического изнашивания, является актуальной задачей развития новых современных технологий.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

Композиционные материалы систем TiC–Mo, TiC–Ni, TiB₂–Mo и TiB₂–Ni обладают высокой износостойкостью [3 – 15]. Покрытия такого состава могут быть сформированы методом электровзрывного напыления (ЭВН), который позволяет получать высококачественные беспористые покрытия [16 – 19].

Целью настоящей работы являлось модифицирование высокоинтенсивным электронным пучком электровзрывных композиционных покрытий систем TiC–Mo, TiC–Ni, TiB₂–Mo и TiB₂–Ni на стали Hardox 450 и изучение их структурно-фазового состояния и свойств.

В качестве подложки для ЭВН была использована сталь Hardox 450, которая применяется для изготовления измельчителей, ножей грануляторов, призматических ножей и целого ряда других конструктивных элементов. В настоящее время сталь Hardox 450 широко используется во многих отраслях промышленности, ее химический состав следующий: 96,721 % Fe, 0,19 % C, 0,7 % Si, 1,6 % Mn, 0,025 % P, 0,01 % S, 0,25 % Cr, 0,25 % Ni, 0,004 % B (по массе) (приведены максимальные значения).

Напыление покрытий проводили с использованием электровзрывной установки ЭВУ 60/10М, которая состоит из емкостного накопителя энергии и импульсного плазменного ускорителя, содержащего коаксиально-торцевую систему электродов с размещенным на них проводником, разрядную камеру, локализирующую продукты взрыва и переходящую в сопло, по которому эти продукты взрыва истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через металлическую фольгу тока большой плотности при разряде на нее накопителя энергии. Из продуктов взрыва формируется сверхзвуковая многофазная плазменная струя, которая служит для напыления покрытий при времени импульса 100 мкс. Подробности методики ЭВН покрытий изложены в работах [16 – 19]. Последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) электровзрывных покрытий осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО Института сильноточной электроники СО РАН [20]. Параметры комбинированной обработки (E_s – поверхностная плотность энергии пучка электронов; t – длительность импульсов; N – количество импульсов; m – масса навески порошка; q – удельная плотность мощности) приведены в табл. 1.

Исследования структуры покрытий проводили с использованием электронной сканирующей (растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50) и просвечивающей (микроскоп ЭМ-125) микроскопии, рентгеноструктурного анализа (ARL X'TRA) и оптической интерферометрии (комплекс изучения топографии поверхности Zygo NewViewTM 7300). Упрочнение поверхности оценивали по улучшению износостойкости в условиях сухого трения скольжения (трибометр, CSEM), изменению нанотвердости и модуля Юнга

Параметры формирования покрытий

Table 1. Coating formation parameters

Покрытие	Параметры ЭВН		Параметры ЭПО		
	q , ГВт/м ²	m , мг	E_s , Дж/см ²	t , мкс	N , имп.
TiC – Mo	4,5	405/205	50	100	10
			55	100	10
			60	100	10
			60	200	20
TiC – Ni	4,5	505/265	45	100	10
			50	100	10
			55	100	10
			60	100	10
TiB ₂ – Mo	4,5	205/410	60	200	20
			45	100	10
			50	100	10
			55	100	10
TiB ₂ – Ni	4,5	265/530	60	100	10
			45	100	10
			50	100	10
			55	100	10

П р и м е ч а н и е. Частота следования импульсов составляла 0,3 Гц. Цветом выделены режимы ЭПО, обеспечивающие максимальные значения характеристик. Через косую приведены значения масс навесок материалов системы.

(Agilent U9820A Nano Indenter G200), микротвердости (микротвердомер HVS-1000A).

Методом СЭМ установлено, что после ЭВН покрытий исследуемых систем рельеф поверхности имеет ряд морфологических особенностей. К ним относятся неравномерно распределенные многочисленными деформированные закристаллизовавшиеся микроглобулы с характерными диаметрами от 1 до 50 мкм, осевшие на поверхности из тыла струи. Микроглобулы образованы из металла фольги и частиц порошков, используемых для ЭВН. Формирование напылов обусловлено радикальным течением металла от центра пятна напыления к периферии; микрократеры, микротрещины, наслоения образуются в результате конденсации частиц продуктов взрыва фольги и порошков, достигающих облучаемой поверхности из тыла струи.

После ЭПО электровзрывных покрытий независимо от элементного состава и режима облучения поверхность облучения выглаживается, исчезают микроглобулы, микрократеры и микротрещины. Формируется

поликристаллическая структура, размер зерен которой при плотности энергии пучка электронов 60 Дж/см² ($t = 100$ мкс, $N = 10$ имп.) изменяется в пределах от 3 до 40 мкм. Увеличение длительности воздействия пучка электронов до 200 мкс ($N = 20$ имп.) при этой же плотности энергии пучка электронов приводит к формированию более однородной зеренной структуры (размер зерен изменяется в пределах от 10 до 20 мкм). В объеме зерен независимо от плотности энергии пучка электронов наблюдается структура ячеистой кристаллизации, характерная для материала, охлажденного с высокими скоростями. Размер ячеек изменяется в пределах 0,25 – 0,50 мкм.

Методом оптической интерферометрии определяли характеристики топографии поверхности покрытий. Электронно-пучковая обработка электровзрывных покрытий приводит к формированию зеркального блеска их поверхности и уменьшению примерно в два раза значений параметра шероховатости R_a до 1,1 – 1,2 мкм (рис. 1) по сравнению с покрытиями после ЭВН. Параметры шероховатости сформированных покрытий приемлемы для практического использования.

Важной особенностью электровзрывных покрытий является формирование в них единичных хаотически расположенных фрагментов порошка и фольги размерами от нескольких единиц до нескольких десятков микрометров, которые могли испытывать перемещение как целого, имеющее ротационный характер. Они названы динамическими ротациями, поскольку только они имеют такой характер перемещений и такую форму в формирующемся под действием падающих и отраженных фронтов ударных волн покрытии. Динамические ротации выявляются как на поверхности покрытий (рис. 2, а, б), так и на поперечных шлифах (рис. 2, в, г), имеют хорошо различимую тонкую (от 1 до 2 – 3 мкм) границу с окружающим материалом покрытия. Расстояния между областями динамических ротаций (хоть и не имеют постоянного значения) в среднем могут быть оценены примерно как 10 – 50 мкм.

Возникновение динамических ротаций в материале покрытий, удельный вес компонентов которых отличается почти в два раза, происходит в процессе разряда емкостного накопителя энергии электровзрывной установки и сопровождается импульсно-периодическим термосиловым воздействием на подложку с формирующимся на ней покрытием. При этом слой покрытия, напыленный за время одного полупериода разряда, подвергается ударно-волновому воздействию многофазной плазменной струи во время следующего полупериода. В основе структурообразования в двухслойной системе покрытие – подложка лежит закон сохранения момента импульса. При этом поворотные моменты частиц покрытия создают встречные поворотные моды деформации в подложке, которые вызывают диспергирование частиц ЭВН-покрытия на

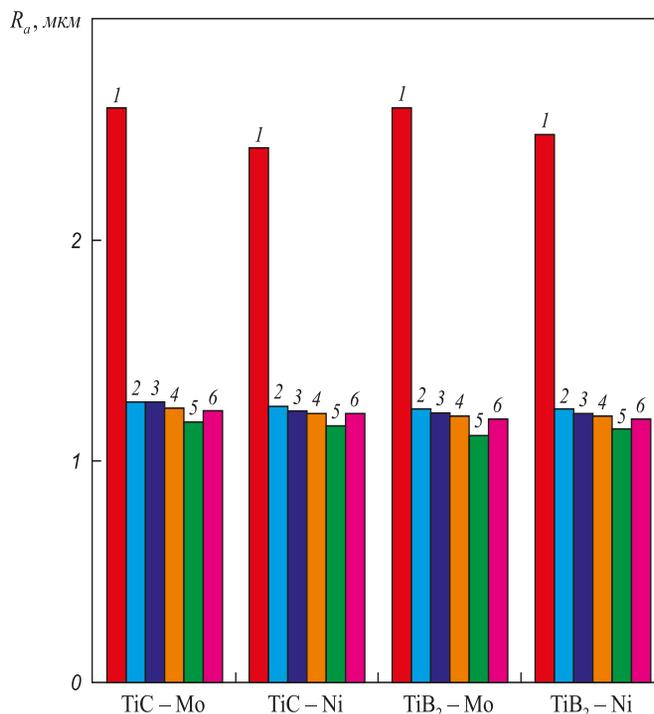


Рис. 1. Параметр шероховатости R_a поверхности электровзрывных покрытий после ЭВН (1) и после ЭПО по различным режимам: 2 – $E_s = 45$ Дж/см², $t = 100$ мкс, $N = 10$ имп.; 3 – $E_s = 50$ Дж/см², $t = 100$ мкс, $N = 10$ имп.; 4 – $E_s = 55$ Дж/см², $t = 100$ мкс, $N = 10$ имп.; 5 – $E_s = 60$ Дж/см², $t = 100$ мкс, $N = 10$ имп.; 6 – $E_s = 60$ Дж/см², $t = 200$ мкс, $N = 20$ имп.

Fig. 1. Roughness parameter R_a of the surface of electric explosive coatings after EES (1) and after EBT for various modes: 2 – $E_s = 45$ J/cm², $t = 100$ μ s, $N = 10$ pulses; 3 – $E_s = 50$ J/cm², $t = 100$ μ s, $N = 10$ pulses; 4 – $E_s = 55$ J/cm², $t = 100$ μ s, $N = 10$ pulses; 5 – $E_s = 60$ J/cm², $t = 100$ μ s, $N = 10$ pulses; 6 – $E_s = 60$ J/cm², $t = 200$ μ s, $N = 20$ pulses

более низких масштабных уровнях. Такие многоуровневые структуры создаются не только в покрытии, но и в верхних слоях подложки, диспергируя интерфейс в двухслойной системе.

Независимо от фазового состава покрытия и режима облучения электронным пучком выявлены следующие субструктуры: ячеистая, полосовая, фрагментированная, субзеренная, а также зерна с хаотически распределенными дислокациями и дислокациями, формирующими сетки. Такие дислокации выявляются также и во всех указанных выше субструктурах. Увеличение длительности импульса воздействия пучка (от 100 до 200 мкс) и количества импульсов (с 10 до 20) способствовало, преимущественно, формированию дислокационной субструктуры с более совершенными границами. Преимущественным типом дислокационной субструктуры для покрытий систем TiC – Mo и TiC – Ni является субзеренная, а для покрытий систем TiB₂ – Mo и TiB₂ – Ni – полосовая.

Количество субструктуры (δ , %), формирующейся в электровзрывных покрытиях после ЭПО, приведено ниже:

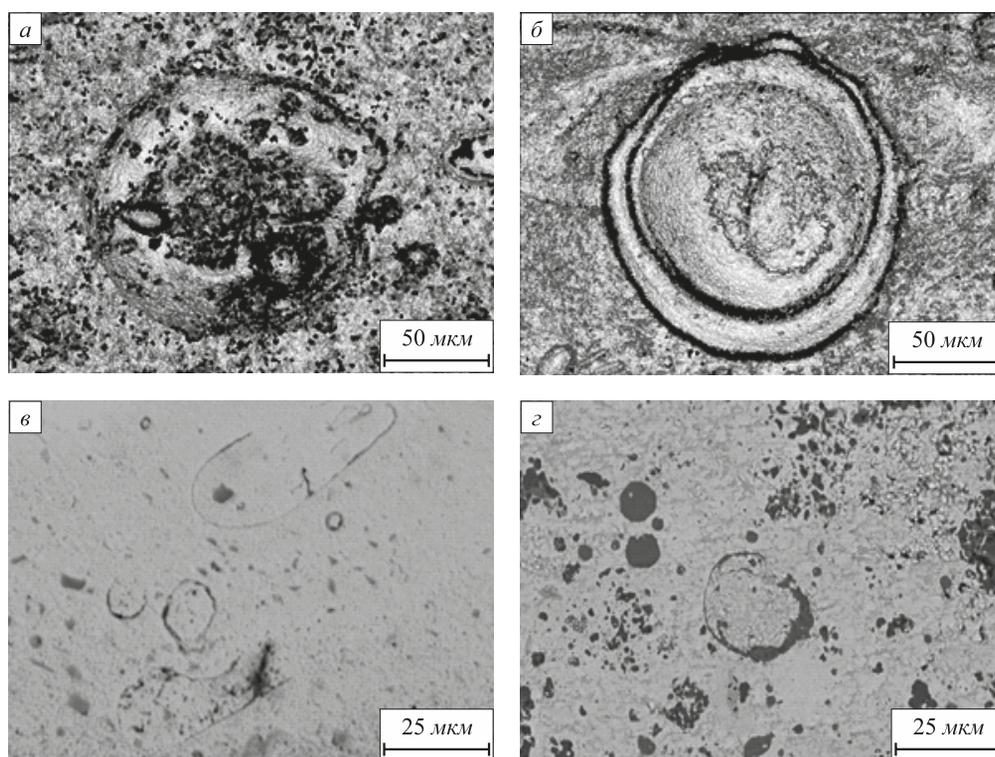


Рис. 2. Микрофотографии характерных областей округлой формы мезоскопического масштаба в структуре покрытий, полученные методами оптической интерферометрии поверхности (*a*, *б*) и сканирующей электронной микроскопии прямых шлифов (*в*, *г*): *a* и *б* – область динамической ротации на поверхности покрытия системы TiC–Ni и TiB₂–Mo; *в* и *г* – область динамической ротации в объеме покрытия системы TiC–Ni и TiB₂–Mo

Fig. 2. Typical microphotographs of rounded areas of mesoscopic scale in the structure of coatings obtained by optical surface interferometry (*a*, *b*) and scanning electron microscopy of straight sections (*v*, *z*): *a* and *b* – area of dynamic rotation on the surface of coating of the TiC–Ni and TiB₂–Mo system; *v* and *z* – area of dynamic rotation in volume of the coating of the TiC–Ni and TiB₂–Mo system

Покрытие	δ, %, субструктуры				
	ячеис- тая	полосо- вая	фрагмен- тирован- ная	суб- зеренная	дислокацион- ный хаос или сетчатая
TiC–Mo	7	24	25	40	4
TiC–Ni	8	20	27	37	8
TiB ₂ –Mo	12	37	5	15	31
TiB ₂ –Ni	9	45	12	16	18

Электронно-пучковая обработка покрытий всех систем приводит к формированию композиционной наполненной структуры по всему сечению переплавляемого слоя, формированию в нем более дисперсной и однородной структуры по сравнению с нижележащим слоем. Размеры включений карбида титана или диборида титана в молибденовой или никелевой матрице уменьшаются в 2–4 раза по сравнению с их размерами сразу после ЭВН.

Исследованиями методом ПЭМ покрытий установлено, что в объеме зерен молибдена или никеля и на границах обнаруживаются частицы вторых фаз: карбида титана или диборида титана. Эти частицы имеют округлую форму, по размерам могут быть разделены

на два класса: частицы исходных порошков, не растворившиеся в процессе облучения, размерами в пределах 80–150 нм; частицы, выделившиеся при кристаллизации расплава, размеры которых изменяются в пределах 10–15 нм. Матрица из молибдена или никеля имеет поликристаллическую структуру, размер зерен которой изменяется в весьма широком диапазоне. Основа покрытия – зерна, размеры которых составляют десятки микрометров. В объеме таких зерен выявляется дислокационная субструктура в виде хаоса или сеток; скалярная плотность дислокаций $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Как правило, в таких зернах наблюдаются хаотически расположенные включения порошков субмикронных размеров. Менее часто встречаются области покрытия, размеры зерен в которых составляют 20–40 нм. Микроэлектрограммы, полученные с таких участков покрытия, имеют кольцевое строение, что также свидетельствует о малом (нанодиапазон) размере зерен. Характерной особенностью таких областей является присутствие наноразмерных включений второй фазы. Анализ микроэлектрограмм свидетельствует о том, что это частицы карбида или диборида титана размерами 5–20 нм. Эти частицы являются источником внутренних полей напряжений, о чем свидетельствуют

изгибные экстинкционные контуры, располагающиеся вокруг частиц. Принимая во внимание малый размер частиц и наличие связи между матрицей и частицами (присутствие изгибных экстинкционных контуров), можно утверждать, что они выделились из твердого раствора в процессе кристаллизации и охлаждения покрытия. Методом ПЭМ установлено, что наряду с диборидом титана в покрытии при использовании системы TiB_2-Mo вторыми фазами также являются Ti_2B_5 , MoB_4 , Mo_2BC , а при использовании системы TiB_2-Ni вторыми фазами являются Ti_2B_5 , FeB . Содержание этих фаз не превышает 2 % от объема покрытия.

На рис. 3 представлена зависимость толщины модифицированных слоев электровзрывных покрытий (h) от поверхностной плотности энергии при ЭПО. Видно, что толщина проплавления электронным пучком электровзрывных покрытий при использовании различных систем в зависимости от поверхностной плотности энергии имеет линейный характер. Максимальная тол-

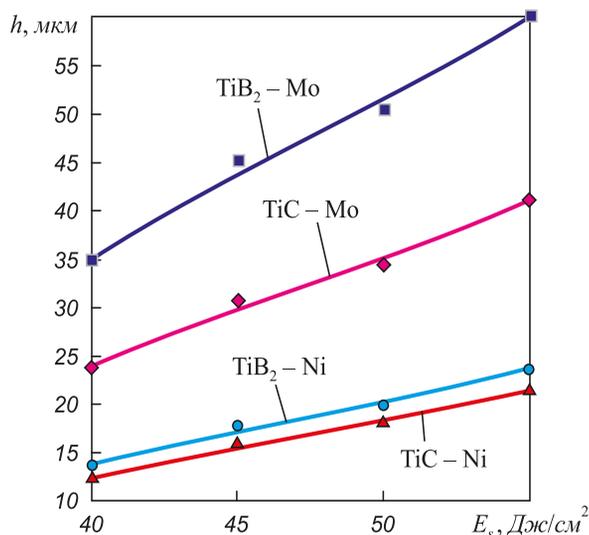


Рис. 3. Зависимость толщины модифицированных слоев электровзрывных покрытий от поверхностной плотности энергии при ЭПО

Fig. 3 Dependence of the thickness of modified layers of electric explosive coatings on surface energy density at EBT

щина проплавления наблюдается при использовании системы TiB_2-Mo , минимальная – системы $TiC-Ni$. Согласно теоретическим расчетам покрытие при использовании системы TiB_2-Mo имеет максимальную температуропроводность χ ($6,64 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$), а системы $TiC-Ni$ – минимальную температуропроводность ($8,45 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$). Толщина проплавления электронным пучком электровзрывных покрытий при использовании системы TiB_2-Ni близка к толщине проплавления системы $TiC-Ni$. Толщина проплавления электронным пучком электровзрывных покрытий системы $TiC-Mo$ занимает промежуточное положение среди всех систем. Все вышеизложенное полностью соответствует теории, согласно которой толщина проплавления электронным пучком определяется теплофизическими свойствами и должна быть пропорциональна корню квадратному из значения температуропроводности и увеличиваться с ростом значений поверхностной плотности энергии.

Обработка ЭВН приводит к одновременному повышению до нескольких раз различных эксплуатационных характеристик: нано- и микротвердости, модуля упругости первого рода, износостойкости в условиях сухого трения скольжения. Максимальные значения относительной износостойкости имеют покрытия при использовании системы $TiC-Ni$ и составляют 10,2 (табл. 2). Упрочнение достигается за счет образования мелкодисперсных фаз в вязкой металлической матрице.

Таким образом, в настоящей работе рассмотрены физико-технические и материаловедческие основы упрочнения и защиты поверхности стали Hardox 450 при ЭВН композиционных покрытий систем $TiC-Mo$, $TiC-Ni$, TiB_2-Mo и TiB_2-Ni .

– Установлено, что параметр шероховатости поверхности покрытий после ЭПО во всех случаях уменьшается в два раза по сравнению с таковым после ЭВН и не превышает 1,2 мкм.

– Электровзрывные композиционные покрытия с наполненной структурой всех систем после ЭПО представляют собой металлическую матрицу с расположенными в ней упрочняющими соединениями с размерами частиц фаз от 20 – 150 нм до 0,1 – 5,0 мкм. Ультра-

Т а б л и ц а 2

Значения трибологических характеристик, микро- и нанотвердости, модуля упругости первого рода электровзрывных покрытий после ЭПО

Table 2. Values of tribological characteristics, micro- and nanohardness, modulus of elasticity of the first type of electropray coatings after EBT

Покрытие	$W \cdot 10^{-6}$, мм ³ /Н·м	$\frac{W(\text{подложка})}{W(\text{покрытие})}$	μ	HV	HV, ГПа	E_s , ГПа
$TiC-Mo$	40,5	3,9	0,354	320 – 2400	14,0	402
$TiC-Ni$	15,6	10,2	0,533	450 – 2400	5,5	398
TiB_2-Mo	48,3	3,3	0,374	320 – 3000	4,5	504
TiB_2-Ni	25,2	6,3	0,451	450 – 3000	6,2	495

дисперсные (с характерными размерами 20 – 150 нм) частицы упрочняющих фаз образуются в процессе растворения частиц порошков и последующей кристаллизации покрытия. Частицы с характерными размерами 0,1 – 5,0 мкм представляют собой частицы порошков, применяемых для напыления.

– Основой структурообразования в электровзрывных порошковых покрытиях являются динамические ротации напыляемых частиц, при которых формируется вихревая структура как в покрытии, так и в верхних слоях подложки. Это вызывает диспергирование всех структурных элементов покрытия, их взаимное проникновение друг в друга и размытие интерфейса между динамическими ротациями и матрицей покрытия, что способствует улучшению свойств покрытия.

– Установлен ряд морфологических особенностей поверхности, образующихся после ЭПО композиционных покрытий различных систем. При режиме ЭПО $E_s = 60 \text{ Дж/см}^2$, $t = 100 \text{ мкс}$, $N = 10 \text{ имп.}$ размер зерен поликристаллической структуры изменяется в пределах от 3 до 40 мкм. Увеличение длительности импульса до 200 мкс и их числа до 20 имп. приводит к формированию более однородной зеренной структуры с размером зерен 10 – 20 мкм. В объеме зерен независимо от плотности энергии пучка электронов наблюдается структура ячеистой кристаллизации, характерная для материала, охлажденного с высокими скоростями. Размер ячеек изменяется в пределах 0,25 – 0,50 мкм.

– Независимо от фазового состава покрытия и режима облучения электронным пучком выявлены следующие дислокационные субструктуры: ячеистая, полосовая, фрагментированная, субзеренная, а также зерна с хаотически распределенными дислокациями и дислокациями, формирующими сетки. Такие дислокации выявляются также и во всех указанных выше субструктурах. При увеличении длительности импульса воздействия пучка от 100 до 200 мкс и количества импульсов с 10 до 20 преимущественно формируется дислокационная субструктура с более совершенными границами. Преимущественным типом дислокационной субструктуры для покрытий систем TiC–Mo и TiC–Ni является субзеренная, для покрытий систем TiB₂–Mo и TiB₂–Ni – полосовая.

– Толщина слоев электровзрывных покрытий различных систем, модифицированных электронным пучком, в зависимости от поверхностной плотности энергии имеет линейный характер. Ее максимальное значение наблюдается при использовании системы TiB₂–Mo, минимальное – системы TiC–Ni, что объясняется их теплофизическими свойствами.

– Установлено, что ЭВН приводит к одновременному повышению до нескольких раз различных эксплуатационных характеристик: нано- и микротвердости, модуля упругости первого рода, износостойкости в условиях сухого трения скольжения. Максимальную (10,2) относительную износостойкость имеют покрытия системы

TiC–Ni. Упрочнение достигается за счет образования мелкодисперсных фаз в вязкой металлической матрице.

Выводы. Методом электровзрывного напыления на поверхности стали Hardox 450 были получены износостойкие покрытия систем TiC–Mo, TiC–Ni, TiB₂–Mo и TiB₂–Ni, после чего была произведена их электроронно-пучковая обработка. Изучена структура покрытий на их поверхности и на поперечных шлифах, определен фазовый состав и дислокационная субструктура покрытий. Сформированные покрытия обладают повышенными эксплуатационными свойствами: нано- и микротвердостью, модулем упругости первого рода, износостойкостью в условиях сухого трения скольжения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вопнерук А.А., Валиев Р.М., Ведищев Ю.Г., Шак А.В., Купцов С.Г., Фоминых М.В., Мухинов Д.В., Иванов А.В. Абразивная износостойкость покрытий, нанесенных методом высокоскоростного газопламенного напыления // Известия Самарского научного центра РАН. 2010. Т. 12. № 1 (2). С. 317 – 320.
2. Ibragimov A.R., Ilinkova T.A., Shafigullin L.N., Saifutdinov A.I. Investigation of mechanical properties of thermal coatings obtained during plasma spraying of powder zirconium dioxide // IOP Conference Series: Journal of Physics: Conf. Series. 2017. Vol. 789. P. 012022.
3. Savkova J., Houdková Š., Kašparová M. High temperature tribological properties of the HVOF sprayed TiC-based coatings // Metal. 2012. Vol. 25. No. 5.
4. Xiaoqian G., Yaran N., Liping H., Heng J., Xuebin Z. Microstructure and tribological property of TiC-Mo coating prepared by vacuum plasma spraying // Journal of Thermal Spray Technology. 2012. Vol. 21. No. 5. P. 1083 – 1089.
5. Da Cunha C.A., de Lima N.B., Martinelli J.R., de Almeida Bressiani A.H., Fernando Padiá A.G., Ramanathan L.V. Microstructure and mechanical properties of thermal sprayed nanostructured Cr₃C₂-Ni₂₀Cr coatings // Materials Research. 2008. Vol. 11. No. 2. P. 137 – 143.
6. Serek A., Budniok A. Electrodeposition and thermal treatment of nickel layers containing titanium // Journal of Alloys and Compounds. 2003. Vol. 352. No. 1-2. P. 290 – 295.
7. Panek J., Budniok A. Production and electrochemical characterization of Ni-based composite coatings containing titanium, vanadium or molybdenum powders // Surface and Coatings Technology. 2007. Vol. 201. No. 14. P. 6478 – 6483.
8. Strzeczewski D., Wokulski Z., Tkacz P. Microstructure of TiC crystals obtained from high temperature nickel solution // Journal of Alloys and Compounds. 2003. Vol. 350. No. 1-2. P. 256 – 263.
9. Arya A., Dey G.K., Vasudevan K., Vijay, Banerjee S. Effect of chromium addition on the ordering behaviour of Ni-Mo alloy: experimental results vs. electronic structure calculations // Acta Materialia. 2002. Vol. 50. No. 13. P. 3301 – 3315.
10. Lemster K., Graule T., Kuebler J. Processing and microstructure of metal matrix composites prepared by pressureless Ti-activated infiltration using Fe-base and Ni-base alloys // Materials Science and Engineering: A. 2005. Vol. 393. No. 1-2. P. 229 – 238.
11. Zhao Y., Jiang C., Xu Z., Cai F., Zhang Z., Fu P. Microstructure and corrosion behavior of Ti nanoparticles reinforced Ni-Ti composite coatings by electrodeposition // Materials & Design. 2015. Vol. 85. P. 39 – 46.
12. Chang C.H., Jeng M.C., Su C.Y., Huang T.S. A study of wear and corrosion resistance of arc-sprayed Ni-Ti composite coatings // Journal of Thermal Spray Technology. 2011. Vol. 20. No. 6. P. 1278 – 1285.
13. Surzhenkov A., Antonov M., Goljandin D., Vilgo T., Mikli V., Viljus M., Latokartano J., Kulu P. Sliding wear of TiC-NiMo and Cr₃C₂-Ni cermet particles reinforced FeCrSiB matrix HVOF

- sprayed coatings // *Estonian Journal of Engineering*. 2013. Vol. 19. No. 3. P. 203 – 211.
14. Surzhenkov A., Antonov M., Goljandin D., Kulu P., Viljus M., Traksmaa R., Mere A. High-temperature erosion of Fe-based coatings reinforced with cermet particles // *Journal Surface Engineering*. 2016. Vol. 32. No. 8. P. 624 – 630.
 15. Николенко С.В., Суюй Н.А., Бурков А.А. Исследование микро-структуры и свойств покрытий на стали 45, нанесенных методом электроискрового осаждения электродами на основе TiC – Ni – Mo // *Цветные металлы*. 2017. № 4. С. 69 – 75 .
 16. Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Elemental and Phase Composition of TiB₂–Mo Coating Sprayed on a Steel by Electro-Explosive Method // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2017. Vol. 8. No. 3. P. 423 – 427.
 17. Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu. F., Teresov A.D., Kazimirov S.A. Structure of electro-explosive TiC–Ni composite coatings on steel after electron-beam treatment // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016. No. 11. P. 1064 – 1071.
 18. Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu. F., Teresov A.D. Structure of Electroexplosive TiB₂–Ni composite coatings after electron beam processing // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2015. Vol. 6. No. 5. P. 536 – 541.
 19. Пат. 2518037 РФ. Способ электровзрывного напыления композиционных износостойких покрытий системы TiC – Mo на поверхности трения / Д.А. Романов, О.В. Олесюк, Е.А. Будовских, В.Е. Громов; заявл. 25.03.2013; опубл. 10.06.2014. Бюл. № 16.
 20. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металллокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке. // *Известия вузов. Физика*. 2008. № 5. С. 60 – 70.

Поступила 22 сентября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 12, pp. 972–979.

FORMATION OF THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF ELECTRIC EXPLOSIVE WEAR-RESISTANT COATINGS AFTER ELECTRON-BEAM TREATMENT

D.A. Romanov, E.V. Protopopov

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-972-979

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

REFERENCES

- Abstract.** In the present work, coatings of TiC–Mo, TiC–Ni, TiB₂–Mo, and TiB₂–Ni systems were applied to the surface of Hardox 450 steel by the method of electrospray coating. After that, the electron-beam treatment of the coatings was carried out. It was established that after electro-explosive spraying of the coatings of the systems under investigation, a number of morphological features of the relief are formed on the surface: deformed crystallized microglobules, incrustations, microcraters, microcracks, layers. After the electron-beam treatment of the coatings, microglobules, microcraters and microcracks disappear on their surfaces, a polycrystalline structure is formed, in the bulk of which the structure of cellular crystallization is observed. The roughness of the coatings after electron beam treatment is 1.1 – 1.2 μm. It was also established that the thickness of the layers of electrically explosive coatings modified by an electron beam, depending on the surface energy density, is linear. Its maximum value is observed for the TiB₂–Mo system, the minimum – for the TiC–Ni system, which is explained by their thermophysical properties. In the coatings the following substructures are revealed: cellular, strip, fragmented, subgrain, and also grains with chaotically distributed dislocations and dislocations that form grids. Electron beam treatment of coatings leads to the formation of a composite filled structure throughout the entire section of the remelted layer, forming a more dispersed and homogeneous structure in it than in coatings without electron beam treatment. Dimensions of inclusions of titanium carbide or titanium diboride in molybdenum or nickel matrix are reduced by a factor of 2 – 4 compared with their dimensions immediately after electrospray deposition. Particles of the second phases are found in the volume of molybdenum or nickel grains and at the boundaries: titanium carbide or titanium diboride. They have a rounded shape and can be divided into two classes in size: 1. particles of initial powders with dimensions of 80 – 150 nm, not dissolved in the irradiation process; 2. particles released during crystallization of the melt with dimensions of 10 – 15 nm. The basis of the structure formation in electric explosive powder coatings is the dynamic rotation of the sputtered particles, which form a vortex structure both in the coating and in the upper layers of the substrate. Formed coatings have increased performance properties: nano- and microhardness, a modulus of elasticity of the first kind and wear resistance in conditions of dry sliding friction.
- Keywords:** electric explosive spraying, electron-beam treatment, structure, properties, titanium carbide, titanium diboride, nickel, molybdenum, wear resistance.
1. Vopneruk A.A., Valiev R.M., Vedishchev Yu.G., Shak A.V., Kupstov S.G., Fominykh M.V., Mukhinov D.V., Ivanov A.V. Abrasive wear resistance of coatings applied by the method of high-speed flame spraying. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2010, vol. 12, no. 1 (2), pp. 317–320. (In Russ.).
 2. Ibragimov A.R., Ilinkova T.A., Shafigullin L.N., Saifutdinov A.I. Investigation of mechanical properties of thermal coatings obtained during plasma spraying of powder zirconium dioxide. *IOP Conference Series: Journal of Physics: Conf. Series*. 2017, vol. 789, pp. 012022.
 3. Savkova J., Houdková Š., Kašparová M. High temperature tribological properties of the HVOF sprayed TiC-based coatings. *Metal*. 2012, vol. 25, no. 5.
 4. Xiaoqian G., Yaran N., Liping H., Heng J., Xuebin Z. Microstructure and tribological property of TiC–Mo coating prepared by vacuum plazma spraying. *Journal of Termal Spray Technology*. 2012, vol. 21, no. 5, pp. 1083–1089.
 5. Da Cunha C.A., de Lima N.B., Martinelli J.R., de Almeida Bressiani A.H., Fernando Padial A.G., Ramanathan L.V. Microstructure and mechanical properties of thermal sprayed nanostructured Cr₃C₂–Ni₂₀Cr coatings. *Materials Research*. 2008, vol. 11, no. 2, pp. 137–143.
 6. Serek A., Budniok A. Electrodeposition and thermal treatment of nickel layers containing titanium. *Journal of Alloys and Compounds*. 2003, vol. 352, no. 1-2, pp. 290–295.
 7. Panek J., Budniok A. Production and electrochemical characterization of Ni-based composite coatings containing titanium, vanadium or molybdenum powders. *Surface and Coatings Technology*. 2007, vol. 201, no. 14, pp. 6478–6483.
 8. Strzeciwilk D., Wokulski Z., Tkacz P. Microstructure of TiC crystals obtained from high temperature nickel solution. *Journal of Alloys and Compounds*. 2003, vol. 350, no. 1-2, pp. 256–263.
 9. Arya A., Dey G.K., Vasudevan V.K. et al. Effect of chromium addition on the ordering behaviour of Ni–Mo alloy: experimental results vs. electronic structure calculations. *Acta Materialia*. 2002, vol. 50, no. 13, pp. 3301–3315.
 10. Lemster K., Graule T., Kuebler J. Processing and microstructure of metal matrix composites prepared by pressureless Ti-activated infiltration using Fe-base and Ni-base alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, vol. 393, no. 1-2, pp. 229–238.

11. Zhao Y., Jiang C., Xu Z., Cai F., Zhang Z., Fu P. Microstructure and corrosion behavior of Ti nanoparticles reinforced Ni–Ti composite coatings by electrodeposition. *Materials & Design*. 2015, vol. 85, pp. 39–46.
12. Chang C.H., Jeng M.C., Su C.Y., Huang T.S. A study of wear and corrosion resistance of arc-sprayed Ni-Ti composite coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2011, vol. 20, no. 6, pp. 1278–1285.
13. Surzhenkov A., Antonov M., Goljandin D., Vilgo T., Mikli V., Viljus M., Latokartano J., Kulu P. Sliding wear of TiC-NiMo and Cr₃C₂-Ni cermet particles reinforced FeCrSiB matrix HVOF sprayed coatings. *Estonian Journal of Engineering*. 2013, vol. 19, no. 3, pp. 203–211.
14. Surzhenkov A., Antonov M., Goljandin D., Kulu P., Viljus M., Traksmaa R., Mere A. High-temperature erosion of Fe-based coatings reinforced with cermet particles. *Journal Surface Engineering*. 2016, vol. 32, no. 8, pp. 624–630.
15. Nikolenko S.V., Syui N.A., Burkov A.A. Investigation of microstructure and properties of coatings on steel 45 deposited by electrospark deposition by TiC-Ni-Mo electrodes. *Tsvetnye metally*. 2017, no. 4, pp. 69–75. (In Russ.).
16. Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Elemental and phase composition of TiB₂-Mo coating sprayed on a steel by electro-explosive method. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2017. vol. 8, no. 3, pp. 23–427.
17. Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A. et al. Structure of electroexplosive TiC – Ni composite coatings on steel after electron-beam treatment. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016, no. 11, pp. 1064–1071.
18. Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu. F., Teresov A.D. Structure of electroexplosive TiB₂ – Ni composite coatings after electron beam processing. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2015, vol. 6, no. 5, pp. 536–541.
19. Romanov D.A., Olesyuk O.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E. *Sposob elektrovzryvnogo napyleniya kompozitsionnykh iznosostoikikh pokrytii sistemy TiC-Mo na poverkhnosti treniya* [Method of electrospray spraying of composite wear-resistant coatings of the TiC-Mo system on friction surface]. Patent no. 2518037 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2014, no. 16. (In Russ.).
20. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of surface of cermet and ceramic materials under pulsed electron beam treatment. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2008, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).

Acknowledgements. The study was financially supported by the Russian Foundation for basic research within the framework of the scientific project No. 16-32-60032 mol_a_dk and by the grant of the President of the Russian Federation for the state support of young Russian scientists – candidates of sciences MK-1118.2017.2.

Information about the authors:

D.A. Romanov, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (romanov_da@physics.sibsiu.ru)

E.V. Protopopov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy* (protopopov@sibsiu.ru)

Received September 22, 2017

УДК 669.018.25:621.793.184.762.8

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НАУЧНОЙ ПРОБЛЕМЫ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ КАРБИДОВОЛЬФРАМОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ (ОБЗОР)

*Осколкова Т.Н.¹, к.т.н., доцент кафедры обработки металлов давлением и
металловедения. ЕВРАЗ ЗСМК (oskolкова@kuz.ru)*

*Глезер А.М.², д.ф.-м.н., профессор, директор института металловедения
и физики металлов им. Г.В. Курдюмова (aglezer@mail.ru)*

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

² Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина
(105005, Россия, Москва, ул. Радио, 23/9, стр. 2)

Аннотация. Представлен обзор работ отечественных и зарубежных исследователей по поверхностному упрочнению карбидовольфрамовых твердых сплавов с целью повышения износостойкости. Большой резерв повышения износостойкости и эксплуатационной стойкости твердосплавных изделий заключается в применении поверхностных методов упрочнения с использованием различных покрытий, а также покрытия с основными структурными составляющими до 100 нм. Наиболее распространенными на карбидовольфрамовых твердых сплавах являются покрытия из карбида и нитрида титана TiC и TiN, которые обладают высокой энергией связи решетки, высокой температурой плавления и твердостью. Применение карбида и нитрида титана в качестве поверхностных слоев на твердосплавном инструменте дает снижение коэффициента трения в паре со сталью в 1,5 – 2,0 раза, а использование ионно-плазменного покрытия состава TiN + ZrN снижает коэффициент трения в 5,9 раз по сравнению с исходным состоянием. В настоящее время широкое распространение нашли многослойные покрытия. Чаще всего используются покрытия составов TiN + TiC и Al₂O₃ + TiC, их износ прямо пропорционален толщине покрытия. Описанные выше комбинированные многослойные покрытия не являются окончательным решением вопроса повышения износостойкости твердых сплавов. У нас в стране проводятся работы, которые основываются на теоретических возможностях получения градиентной прочности твердого сплава от вязкой и высокопрочной сердцевины до износостойкой поверхности. В ФГУП ВНИИТС разработан способ получения сплавов с переменным содержанием кобальта по толщине пластин. Благодаря этому представляется возможным по толщине образца изменять состав сплавов от ВК20 до ВК2, вследствие чего рабочая часть пластин имеет износостойкость, равноценную сплаву ВК2, а основа способна выдерживать значительные напряжения изгиба. В последнее время в нашей стране и за рубежом стали применять всевозможный режущий инструмент с алмазным покрытием на твердых сплавах. Для увеличения долговечности твердосплавных пластин группы ВК применяют методы упрочнения с использованием концентрированных потоков энергии, среди которых обработка поверхности твердых сплавов γ -квантами, ионными пучками, лазерным лучом, электровзрывное легирование, электроэрозионное упрочнение легированием и т.д.

Ключевые слова: твердосплавный инструмент, поверхностное упрочнение, концентрированные потоки энергии, покрытия, износостойкость, карбидовольфрамовые твердые сплавы, микротвердость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-980-991

В настоящее время использование многообразных методов обработок материалов позволяет решать одну из главных проблем в машиностроении – повышение работоспособности режущих инструментов. Одним из эффективных путей решения этой задачи является разработка и быстрое развитие новых видов покрытий на твердых сплавах. Стоимость пластин из твердого сплава с покрытием возрастает по сравнению со спеченными на 15 – 20 %, в то время как стойкость инструмента при этом повышается в 2 – 9 раз. И в нашей стране, и за рубежом ведутся исследования по созданию таких износостойких покрытий. В настоящее время, например, в США около 35 % инструмента из твердых сплавов выпускается с покрытиями [1].

Проблема создания любых надежных защитных покрытий может быть разделена на две основных час-

ти. С одной стороны, задача заключается в разработке составов покрытий, которые в комплексе с основным материалом должны давать совместимые и полезные системы. С другой стороны, необходима разработка такой технологии нанесения покрытий, которая обеспечила бы максимальную надежность в работе. При решении этих задач необходимо рассматривать покрытие и защищаемый материал как единый композиционный материал, который должен соответствовать определенным требованиям.

Для нанесения покрытий на твердосплавный инструмент применяют следующие методы: газофазный, термодиффузионный, детонационный, электронно-лучевой, способ конденсации вещества в вакууме из плазменного потока с ионной бомбардировкой, ионно-плазменное осаждение, ионное азотирование и т.д.

В работе [2] показана возможность нанесения на поверхность твердых сплавов карбидных, боридных, интерметаллидных покрытий при наличии в них титана, ванадия, хрома и бора. Установлена зависимость фазового состава, структуры, микротвердости, временного сопротивления при поперечном изгибе, износостойкости твердосплавными пластинами в зависимости от условий их насыщения. Выявлено, что стойкость при резании сталей марок 20, У8А, ШХ15, 40Х твердосплавными пластинами с защитными покрытиями повышается в 1,2 – 12,7 раза по сравнению с исходной. Максимальную стойкость показали твердые сплавы с покрытиями на основе карбидов титана и титано-никелевых интерметаллидов, хотя английской фирмой Cutanit указано на недостаток покрытий из карбида титана в связи с неизбежным появлением подслоя из η_1 -фазы [1].

На основании исследований, проведенных в работах [3 – 5] на твердом сплаве WC – 20 % Co, авторами предложен механизм борирования твердого сплава двухфазным покрытием $B_4C + Y_2O_3$. Показано, что большое количество активных атомов бора, выделяющихся из содержащего бор агента B_4C , размещенного на поверхности чистой заготовки, диффундирует в кобальтовую фазу заготовки и приводит к образованию содержащего бор соединения $W_2Co_{21}B_6$ в дополнение к образованию содержащих бор соединений на поверхности заготовки. В борированном слое (в отличие от процесса борирования без редкоземельных металлов (РЗМ)) иттрий расширяет интервал температур борирования при вакуумном спекании, а также ускоряет распад карбида B_4C и диффузию активных атомов бора в заготовку WC – 20 % Co.

Авторами работ [6 – 8] было проведено исследование поведения исходных образцов из сплава марки ВК6 и с напыленным на него слоем нитрида титана TiN толщиной 15 – 20 мкм. При анализе полученных результатов сделаны выводы, что покрытия из нитрида титана имеют повышенную износостойкость. Вместе с тем эти покрытия не лишены недостатков, главным из которых является резкое снижение защитных свойств при высоких скоростях резания из-за их невысокой трещиностойкости. В этой связи автор работ [9, 10] для устранения этих недостатков предлагает введение в состав ионно-плазменного покрытия из нитрида титана циркония. Ионно-плазменное покрытие состава TiN + ZrN наносили, применяя отдельные катоды из титана и циркония при соотношении этих элементов 50 % Ti + 50 % Zr при использовании азота в качестве реакционного газа. Ионное осаждение осуществляли при энергии ионных потоков 100 эВ, отрицательном напряжении 160 В и токе фокусирующей катушки 0,3 – 0,4 А. Два катода из титанового сплава располагали в камере установки друг против друга, а катод из циркониевого сплава – между ними. Установлено, что дополнительное легирование цирконием ионно-плазменного покрытия из нитрида титана на твердых

сплавах ВК10КС и ВК8 приводит к повышению нанотвердости на 23 %, снижению коэффициента трения по сравнению с исходным спеченным состоянием твердого сплава в 5,9 раз.

В работе [11] для повышения износостойкости изделий из твердых сплавов с регулируемым характеристиками покрытия на основе соединений титана с углеродом и азотом при одновременном повышении производительности процесса предлагается нагревать твердый сплав в порошковой смеси с последующим взаимодействием с реагирующим газом. В качестве реагирующего газа используется азот или его смесь с аммиаком. Порошковая смесь содержит нитрид и/или карбонитрид титана, хлористый аммоний и титан при следующем соотношении компонентов: 67 – 75 % нитрида и/или карбонитрида титана, 1 – 3 % хлористого аммония, 22 – 30 % титана. Нагрев осуществляли в потоке аргона со скоростью 25 – 30 °С/мин до температуры 800 – 870 °С, затем отключали подачу аргона и подавали реагирующий газ с расходом 1,0 – 1,5 л/мин в течение 5 – 20 мин. После этого нагрев прекращали и изделия охлаждали в потоке азота. Предлагаемые износостойкие покрытия с регулируемым характеристиками на твердосплавных пластинах могут быть использованы в машиностроении, горнодобывающей промышленности и в волоочильном деле.

С целью повышения износостойкости твердого сплава ВК8 предлагается [12] модифицировать рабочую поверхность квазиаморфным покрытием из карбида кремния SiC с формированием композиционной субструктуры повышенной плотности на глубину до десятка слоев зерен WC-фазы; $H_{\mu} = 15 \div 18$ ГПа. При этом стойкость твердосплавных рабочих элементов в условиях ударно-абразивного износа повышается в 1,5 – 2,5 раза.

В работе [13] исследованы микропластические и микрохрупкие свойства адгезионных соединений твердого сплава WC–Co с полученными на нем методом изотермического диффузионного отжига тонкопленочными покрытиями титана, соединений бора, а также силицидов кобальта и титана. Показано, что среди проанализированных в этой работе буферных покрытий титано-кремниевое покрытие Ti_3Si_3 обладает комплексом наилучших структурно-механических свойств, делающим это покрытие достаточно перспективным для дальнейшего выращивания на нем адгезионно-прочных алмазных пленок.

По мнению авторов работы [14] работоспособность режущих инструментов в большей степени определяется состоянием поверхностных слоев их рабочих поверхностей. При формировании модифицированного слоя Cr–Al–Ti на поверхности твердого сплава как бы происходит двухсторонняя блокировка контактного поверхностного слоя инструментального материала от «вредных» диффузий, одновременно выращивается минералокерамика на рабочих поверхностях инструмен-

тов, отводится тепло от режущей кромки, повышается адгезия между покрытием и основой, уменьшается трение между инструментальным и обрабатываемым материалами. Результат всего этого – повышение работоспособности режущих инструментов.

В настоящее время широкое распространение нашли многослойные покрытия. Лучшие покрытия составов TiN + TiC и $Al_2O_3 + TiC$; их износ прямо пропорционален толщине покрытия и существенно зависит от состава. Покрытия состава TiN + TiC применяют при меньших скоростях резания. Стойкость покрытий состава $Al_2O_3 + TiC$ в два раза больше, чем покрытий состава TiN + TiC [15]. По рекомендации исследователей [15] пластина на основе спеченного твердого сплава должна иметь покрытие, состоящее из слоя карбида титана, нитрида титана или карбонитрида титана, прилегающего к основе, и расположенного на нем слоя оксида алюминия. Причем слой, прилегающий к карбиду титана, нитриду титана или карбонитриду титана, содержит эпитаксиальный ζ -оксид алюминия или θ -оксид алюминия, а поверхностный слой содержит не менее 90 % α -оксида алюминия с размером зерен менее 1 мкм, остальное – ζ - или θ -оксид алюминия.

Авторами работы [16] изобретена вставка для режущего инструмента из металлокерамического твердого сплава, особенно полезного для обработки чугунов. Вставка режущего инструмента характеризуется телом из металлокерамического твердого сплава, представляющего собой карбид вольфрама WC, кубические карбонитриды, связующую кобальтовую фазу, легированную вольфрамом. Поверхностное покрытие состоит из внутреннего слоя $TiC_xN_yO_z$ с равноосными зёрнами, слоя $TiC_xN_yO_z$ со столбчатыми зёрнами и слоя Al_2O_3 .

Износостойкие слои из нитридов и карбидов титана применяют в виде комбинированных покрытий. Фирма Vetallwerk-Pieanssee (Австрия) использует покрытия, состоящие из нескольких слоев карбонитрида титана различных составов. Толщина многослойных покрытий составляет 7 – 10 мкм, а карбидных или нитридных покрытий – 3 – 6 мкм. Английская фирма Cutanit выпускает пластины из твердого сплава, на поверхности которых находится очень тонкий (0,5 мкм) слой карбида титана, а затем слой из карбонитрида, переходящий в нитрид титана. При использовании комбинированного покрытия в подслое отсутствует $\eta_1(Co_3W_3C)$ -фаза [1].

Государственным научно-производственным предприятием «Технология» (г. Комсомольск-на-Амуре) предложен способ получения твердосплавного инструмента из сплава BK6 со слоем титана, нанесенным на него методом конденсации с ионной бомбардировкой [17]. Техническим результатом такого решения явилось повышение эксплуатационных свойств инструмента в тяжелых условиях резания. Это достигается обеспечением градиента свойств в поверхностных слоях инструмента; в частности, изменение модуля упругости и микротвердости в поверхностных слоях твердосплав-

ного изделия обеспечивает рост трещиностойкости и прочности поверхностных слоев, что в сочетании с высокой износостойкостью и термостойкостью изделия обеспечивает существенный рост (в два и более раза) работоспособности инструмента.

Авторы работы [18] предлагают использовать многослойные покрытия, обладающие повышенной стойкостью против износа, сколов и оплавления, состоящие из внутреннего, промежуточного и поверхностных слоев. Внутренний слой содержит отдельно или совместно карбиды, нитриды, бориды и оксиды элементов IVa, Va и VIa групп и их твердые растворы, промежуточный – отдельно или совместно оксиды алюминия и циркония и их твердые растворы, наружный – столбчатую структуру карбонитридов титана.

В работе [19] предложено использовать изделия из твердого сплава с многослойными покрытиями. Поверхностный слой толщиной 2 – 100 мкм содержит 2 – 25 % связующего металла и более 25 % нитрида или карбонитрида одного или нескольких металлов IVa группы периодической системы и более 10 % карбидов или карбонитридов ванадия, ниобия, тантала и/или хрома, остальное – карбид вольфрама WC. Под ним расположен второй слой толщиной 2 – 40 мкм. Второй слой имеет более высокое содержание азота, чем первый; в основном он состоит из нитридов и/или карбонитридов металлов IVa группы периодической системы и содержит более 10 % карбидов, нитридов или оксидкарбонитридов вольфрама, молибдена, ванадия, тантала, ниобия, хрома и/или более 5 % растворенного в твердосплавной фазе ванадия, тантала, ниобия, более 2 % хрома, вольфрама, молибдена, а также более 15 % связующего вещества. Под вторым слоем имеется переходная зона толщиной 2 – 100 мкм, ее состав постепенно меняется в сторону состава сердцевины изделия.

Описанные выше комбинированные многослойные покрытия не являются окончательным решением вопроса повышения износостойкости твердых сплавов.

Известны работы по использованию в качестве покрытий оксида алюминия. Так, шведская фирма Sandvik Coromant начала выпускать пластины с двухслойным покрытием из оксида алюминия на слое карбида титана [1].

В Институте сверхтвердых материалов НАН Украины [1] разработан способ получения сплавов с переменным содержанием кобальта по толщине пластин для горнобурового инструмента методом пропитки спеченного твердого сплава. Благодаря этому представляется возможным по толщине образца 8 см изменять состав сплавов от BK20 до BK2, вследствие чего рабочая часть пластин имеет износостойкость, равноценную сплаву BK2, а основа способна выдерживать значительные напряжения изгиба.

Разработанные в Киевском политехническом институте опытные сверла диам. более 15 мм из твердых сплавов с сердцевиной из высококобальтового сплава

ВК15, а периферийные участки из малокобальтовых сплавов ВК6 или ВК8, показали увеличение производительности при сверлении на 50 – 70 %. В этом случае более прочная сердцевина выдерживает ударные нагрузки, а более твердая режущая кромка обладает повышенной износостойкостью [1].

Аналогичные работы проводили в ФГУП ВНИИТС [20], они основывались на теоретических возможностях получения градиентной прочности твердого сплава от вязкой и высокопрочной сердцевины до износостойкой поверхности. Известен способ получения твердого сплава с переменным содержанием связки, когда при прессовании заготовки пластины изменяется состав от поверхности к сердцевине: ВК3 – ВК6 – ВК10 – ВК15, однако недостатком такого способа является проблематичность дозирования засыпки несколькими питателями матрицы пресс-автомата при толщине пластины 4,75 мм, что на практике не позволяет получить пластину с оптимальным сочетанием износостойкости, твердости и вязкости. В работах [21, 22] показана возможность формирования твердосплавной пластины с градиентной структурой, полученной способом электроэрозионного упрочнения легированием и состоящей из более износостойкого слоя из сплава ВК6-ОМ и прочной, но недостаточно износостойкой основы из сплава ВК10КС. При электроэрозионном упрочнении легированием при искровом разряде происходит эрозия электрода из твердого сплава ВК6-ОМ и перенос продуктов эрозии на твердый сплав ВК10КС. Результатом такой обработки является повышение поверхностной твердости до 22 000 МПа и снижение коэффициента трения (μ) сплава ВК10КС с покрытием из ВК6-ОМ до значений 0,23 по сравнению с коэффициентом трения сплава в исходном спеченном состоянии 0,41.

В настоящее время у нас в стране и за рубежом стали применять всевозможный режущий инструмент с алмазным покрытием [23, 24]. Так, ученые США [24] предлагают использовать режущий инструмент, состоящий из алмазной прессовки, спеченной под воздействием сверхвысокого давления и высоких температур, и из твердосплавной подложки WC + Co, непосредственно связанной со спеченной алмазной прессовкой посредством твердой пайки, которую проводят с использованием припоя на основе серебра (30 – 70 % Ag + Cu, Zn, Ni) при температуре 700 – 800 °С. Отношение толщины твердосплавной подложки к толщине слоя спеченной алмазной прессовки должно находиться в пределах 0,8 – 3,0. Толщина алмазного слоя должна составлять 0,05 – 0,50 мм (предпочтительно 0,12 – 0,36 мм), а толщина твердосплавной подложки 0,1 – 0,9 мм. Размер зерна алмаза в прессовке должен находиться в пределах 1 – 10 мкм.

В последнее время достаточно остро стоит вопрос обработки абразивных твердых материалов (для сверления плат, точения без охлаждения титановых, магниевых и алюминиевых сплавов). В этих условиях

инструментальный материал должен обладать повышенными износостойкостью, прочностью и жаропрочностью. Этим свойствам в наибольшей степени отвечают наноразмерные твердые сплавы WC–Co [25 – 34]. Примеров применения сплавов с наноструктурой при точении, сверлении, фрезеровании еще немного, но они показывают перспективность их использования в более жестких условиях. Отмечается [25], что при сверлении электронных плат инструмент из ультрадисперсных твердых сплавов в два – три раза превосходит по стойкости изготовленный из стандартных сплавов.

Создание карбидовольфрамовых твердых сплавов и покрытий с наноструктурой характеризуются тем, что размер основных структурных составляющих находится в интервале от 1 – 2 до 100 нм [26 – 34]. Наноструктурные сплавы и покрытия на них отличаются высокими твердостью, прочностью, высокими значениями других физико-механических и физико-химических свойств, поэтому производство порошка карбида вольфрама с минимальным размером частиц – необходимое условие для создания особомелкозернистых сплавов.

Помимо использования карбидовольфрамовых нанокompозитных твердых сплавов в настоящее время у нас в стране и за рубежом вызывает практический интерес применение на них нанокompозитных покрытий [35].

Общеизвестно значение традиционных сверхтвердых материалов на основе алмаза и нитрида бора, находящихся широкое применение в инструментальной и горнодобывающей отраслях. В работе [26] показано влияние толщины слоев в многослойном наноструктурном покрытии TiN/NbN, TiN/ZrN и TiN/CrN на микротвердость при общей толщине всех пленок 2 мкм (рис. 1). Во всех случаях выявлено значительное увеличение микротвердости с увеличением их количества и, соответственно, с ростом числа поверхностей раздела,

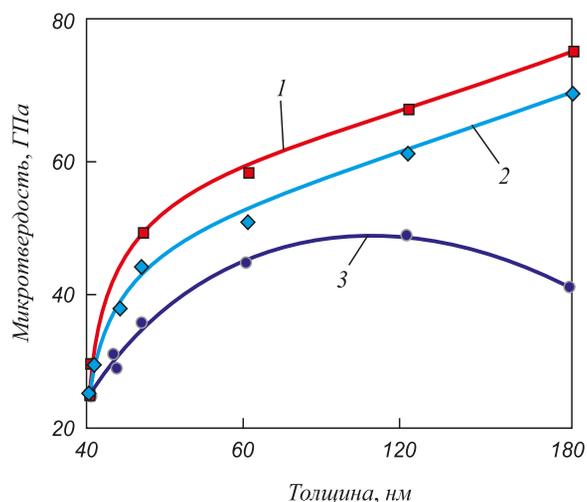


Рис. 1. Влияние толщины слоев в многослойных пленках TiN/NbN (1), TiN/ZrN (2) и TiN – CrN (3) на микротвердость

Fig. 1. Influence of the alloys thickness of TiN/NbN (1), TiN/ZrN (2) and TiN – CrN (3) multilayer coatings on microhardness

Номенклатура и некоторые свойства покрытий толщиной 2 – 3 мкм

List and some properties of the coatings (2 – 3 μm thickness)

№	Состав	H_V , ГПа	Термическая стабильность, °С	R_a , мкм	μ
1	TiN	25	~550	0,08 – 0,12	0,55
2	(Ti, Al)N	33	>900	0,10 – 0,13	0,50
3	(Ti, Al)N – SiN	33	~850	0,13 – 0,13	0,60
4	(Al, Ti)N – SiN	43	>1000	0,10 – 0,15	–
5	(Ti, Al)N – SiN	39	~900	0,10 – 0,15	–
6	(Ti, Al)N – SiN	40	~900	0,05 – 0,10	–
7	(Ti, Al)N – SiN	45	~1200	–	0,45
8	(Al, Cr)N – SiN	42	~1100	–	0,35

являющихся стопорами на пути распространения дислокаций и трещин.

В таблице приведены некоторые свойства традиционных (1 – 3) и наноструктурных (4 – 8) покрытий толщиной 2 – 3 мкм. В наноструктурных покрытиях реализована идея создания сверхтвёрдого и термостойчивого нанокомпозита, в котором нитридные наночастицы (TiN, (Ti, Al)N и др.) расположены в аморфной нитридо-кремниевой матрице (рис. 2).

В тонких гетерофазных покрытиях возможны наноструктурные составляющие, существенно повышающие прочностные свойства покрытия в целом. Прежде всего, как предполагается в работах [36, 37], сверхтвёрдость в нанокомпозитах связана с высокими внутренними напряжениями. В таких покрытиях обнаружены высокие внутренние напряжения сжатия, превышающие 10 ГПа [36, 38 – 41]. Однако при релаксации до обычных значений напряжения сжатия ($\sigma = 0,5 \div 1,0$ ГПа) сверхтвёрдость покрытий сохраняется.

В покрытии TiN–Cu микроструктура прилегающего к подложке тонкого слоя покрытия (толщина менее 150 нм) неоднородна. Характерной особенностью такого покрытия является нанокристаллическое состояние

с близким по форме к равновесному зерном размером d менее 20 – 25 нм (рис. 3).

В покрытиях системы Ti–Si–B–N обнаруживается двухуровневая структура с размером зерен нитрида титана 0,1 – 0,2 мкм и их фрагментацией на области размером 15 – 20 нм (рис. 4).

Примеры кривых нагрузка – разгрузка при наноиндентировании приведены на рис. 5.

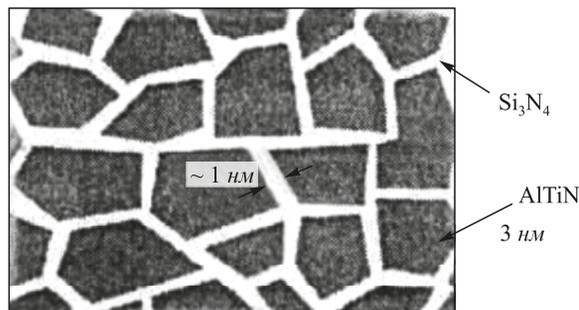


Рис. 2. Схематичное изображение нанокомпозитной пленки (Al, Ti)N – Si₃N₄

Fig. 2. Schematic picture of (Al, Ti)N – Si₃N₄ nanocomposite coating

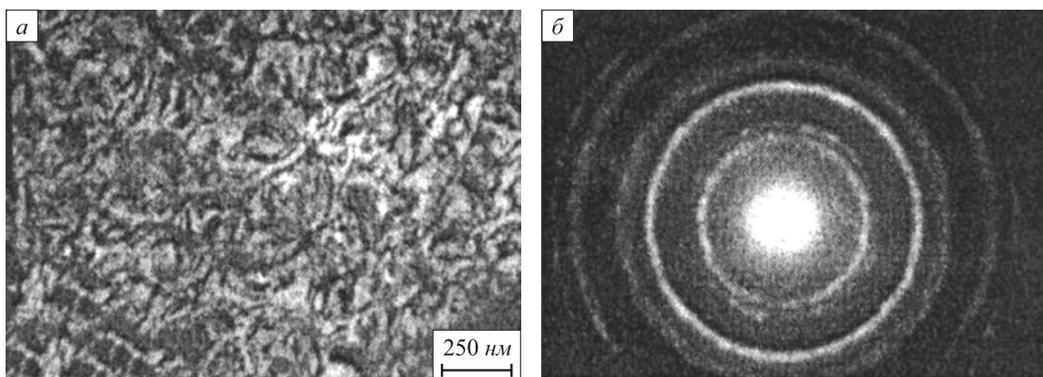


Рис. 3. Светлопольное изображение (а) и дифракционная картина (б) структуры нанокомпозитного покрытия TiN – Cu на расстоянии 2 – 3 мкм от поверхности сопряжения с подложкой

Fig. 3. Bright-field picture (a) and picture of diffraction (b) of structure of nanocomposite TiN – Cu coating at 2 – 3 μm depth from the surface of coupling with the initial material

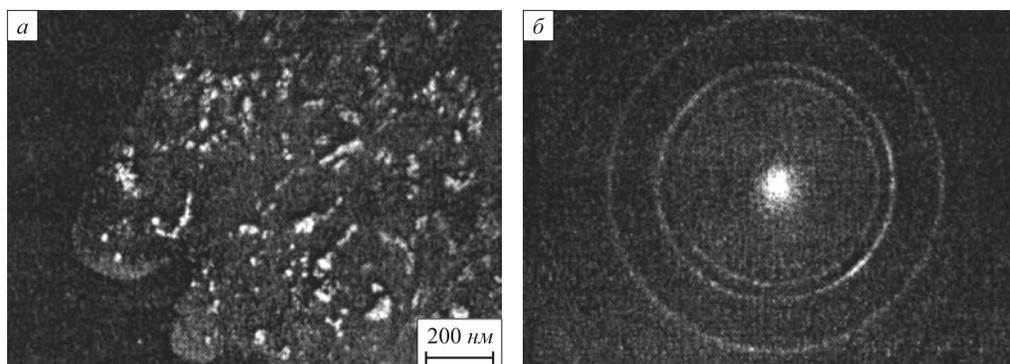


Рис. 4. Темнопольное изображение (а) и дифракционная картина (б) структуры покрытия Ti–Si–B–N, осажденного при температуре 450 °С

Fig. 4. Dark-field picture (a) and the map of diffraction (b) of the structure of Ti–Si–B–N coating which was settled down at temperature 450 °С

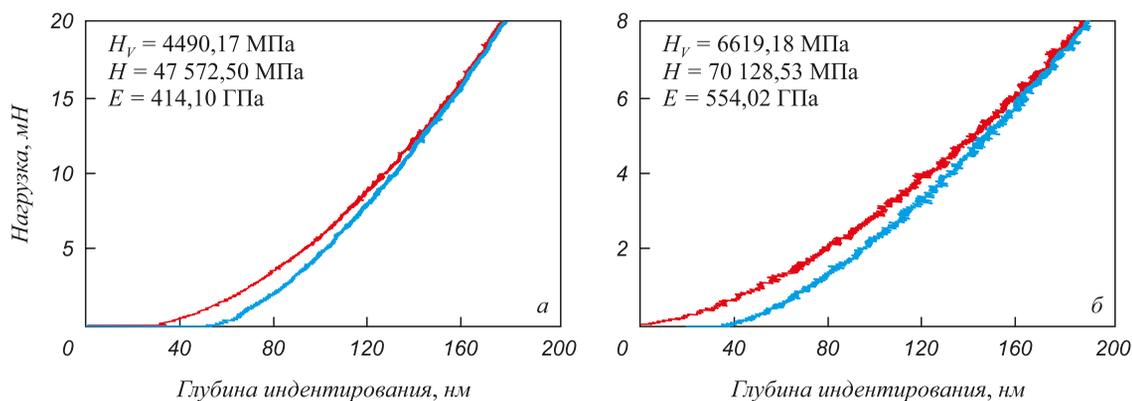


Рис. 5. Кривые нагрузки – разгрузки наноиндентирования покрытия Ti–Si–B–N при максимальной нагрузке на индентор 20 мН (а) и 8 мН (б)

Fig. 5. Curves of loading-unloading of nanoindentation of Ti–Si–B–N coating at maximum loading on the indenter of 20 mN (a) and 8 mN (b)

Создание сверхтвердых нанокompозитных покрытий, выяснение закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и природы их уникальных прочностных свойств является одним из важных направлений развития нанотехнологий и получения новых материалов. Прежде всего, это связано с новыми возможностями целенаправленного формирования их физических свойств (тепло- и электропроводности, коэффициента трения, сопротивления коррозии и т.д.), изменением фазового состава; изменением структуры (формирование нанокристаллических состояний с размером зерен до 3 нм) достигаются уникальные прочностные свойства, высокая вязкость разрушения, адгезия и т.д. Все это определяет широкие перспективы технического использования сверхтвердых нанокompозитных покрытий.

Большой резерв повышения долговечности твердосплавных изделий заключается в применении поверхностных методов упрочнения с использованием различных источников внешних высокоэнергетических воздействий. Такие методы в настоящее время находят широкое применение при изготовлении различного инструмента для обеспечения повышения эксплуатационной стойкости в несколько раз [42 – 64].

Одним из эффективных способов повышения стойкости твердосплавного инструмента является лазерная обработка. В этом случае изменения претерпевают как карбидная, так и кобальтовая фаза сплавов. Исследования структурных превращений в зоне лазерного воздействия низкокобальтовых твердых сплавов ВК6, ВК8 выявили определяющую роль тонкой структуры карбидной фазы в повышении стойкости к износу [43, 46]. Помимо низкокобальтовых твердых сплавов исследовали тонкую кристаллическую структуру карбидной фазы сплава ВК20 в зоне облучения после обработки при плотности энергии $J = 0,8 \div 2,0$ Дж/мм², длительности импульса $\tau = 8 \div 11$ мс и длине волны излучения $\lambda = 1,06$ мкм [43, 44]. Использовали режимы однократного ($N = 1$) и многократного ($N = 10$) облучения. В исследованном диапазоне плотностей энергии по данным рентгеноструктурного анализа фазы W_2C и $WC_{\text{куб}}$ устойчиво наблюдаются в зоне облучения при $J = 2,0$ Дж/мм² ($N = 1$) и $J > 1,6$ Дж/мм² ($N = 10$) в сплаве ВК6, а в сплаве ВК20 изменение фазового состава зафиксировано только при многократном облучении при $J > 1,6$ Дж/мм². Лазерная обработка приводит к наклепу зерен α -WC. В этом случае максимальная степень дефектности кристаллической структуры карбид-

ной фазы низкокобальтовых сплавов наблюдается при $J > 1,5$ Дж/мм², $N = 1, 10$ [43 – 45]. О наклепе в карбидных зернах при импульсном лазерном воздействии также свидетельствуют размеры блоков и величин микроискажений кристаллической решетки WC-фазы [46]. При облучении сплава BK20 в состоянии поставки качественно картина процессов, описывающая тонкую структуру WC-фазы по отношению к сплаву BK6, не меняется. Наблюдаемое в ряде случаев уменьшение плотности дислокаций на 10 – 20 % свидетельствует о наличии деформированных зерен α -WC в зоне лазерного влияния. При этом степень искаженности решетки карбидной фазы достаточно высока и превышает исходную на 20 – 50 %. Последнее явление особенно проявляется при многократном облучении сплавов.

В сплаве BK20 число контактов между зернами карбида вольфрама WC, а также их площадь намного меньше, чем в сплаве BK6, и контактные усилия при деформации на межкристаллитных границах значительно превышают таковые в сплавах с меньшим содержанием кобальта, поэтому пластическая деформация в карбидах высококобальтовых сплавов протекает более интенсивно и ее первые признаки появляются при многократном ($N = 10$) облучении при меньшей плотности энергии излучения [44]. Импульсная лазерная обработка поверхности твердого сплава BK8 приводит к повышению износостойкости [47].

В работах [48, 49] было изучено влияние микроволнового электромагнитного облучения на служебные свойства вставок из твердого сплава на основе карбида вольфрама. Твердосплавный режущий инструмент на основе карбида вольфрама WC подвергали микроволновому электромагнитному облучению с частотой 2,45 ГГц. Методами рентгенографии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и измерения твердости изучали влияние микроволнового облучения на структурные изменения, состояние кобальтовой связи и прочность инструмента со вставками карбида вольфрама. Авторами установлено, что активация зерен, избирательный нагрев зерен карбида вольфрама и образование смешанной фазы $W_2C - Co$ повышают служебные свойства вставок из твердого сплава на основе карбида вольфрама.

При исследовании влияния комплексной модификации, включающей в себя ионно-плазменное нанесение покрытий нитрида титана TiN и карбида титана TiC с последующим облучением мощным ионным пучком [50], было установлено существенное повышение износостойкости твердого сплава системы WC–TiC–Co.

В Омском государственном университете были исследованы структурно-фазовые изменения в приповерхностных слоях твердого сплава при модификации его мощными ионными пучками [51]. Была изучена эволюция структурно-фазового состояния приповерхностных слоев, инициированная послерадиационным отжигом. Представлены кинетические зависимости

изнашивания модифицированных твердых сплавов в условиях резания. Авторы работы [51] проводили исследование износостойкости инструментальных материалов, подвергнутых комплексной обработке, в условиях резания конструкционных сталей в широком диапазоне скоростей резания. На твердосплавные режущие пластины марки BK8 наносили покрытие из нитрида титана TiN методом конденсации с ионной бомбардировкой. Комплексная модификация по сравнению с ионно-плазменной и ионно-лучевой обработками обеспечивает снижение интенсивности изнашивания по задней поверхности режущего инструмента. Комплексное упрочнение приводит к повышению износостойкости твердых сплавов при обработке сталей на высоких скоростях резания в 1,5 – 2,0 раза. Наибольшее повышение износостойкости комплексной модификацией достигается после ионно-лучевой обработки с плотностью тока 150 А/см².

Работы [52 – 54] посвящены изучению воздействия мощного ионного пучка на изменения структуры и свойств поверхностных слоев твердых сплавов. Установлено, что импульсное облучение приводит к изменениям фазового состава материала и тонкой кристаллической структуры поверхностного слоя, вызывает значительное улучшение его физико-механических свойств, позволяет получить на твердом сплаве покрытия с одновременно высокими и регулируемые твердостью, прочностью, пластичностью, повышает износостойкость изготовленного из него инструмента. Так, например, в работе [53] авторами зафиксированы изменения свойств твердого сплава BK8 под влиянием облучения ионами Ag^+ с энергией 40 кэВ и флюенсом $1,5 \cdot 10^{18}$ см⁻² при температуре мишени в интервале 120 – 700 °С. Обнаружено, что облучение приводит к росту микротвердости на 30 – 40 %, причем наибольшее упрочнение наблюдается в интервале температур 400 – 600 °С. Глубина слоя упрочнения (как и изменения микроструктуры) достигает 30 – 35 мкм от облученной поверхности, что свидетельствует о наличии «эффекта дальнего действия». Основным параметром, определяющим характер формирующегося рельефа и фазовый состав поверхностных слоев, является плотность энергии ионного пучка.

Влияние электронного облучения на структурно-фазовые превращения твердых сплавов изучали в работах [55, 56]. При облучении уменьшаются микронапряжения, размер и объем первичных зерен карбида вольфрама. Предполагается, что в твердом сплаве протекают радиационно-стимулированные процессы «упорядочения – разупорядочения» карбидов вольфрама и перераспределение частиц карбида вольфрама в кобальте (сегрегации), которые раньше не учитывались. При исследовании изменения структуры и некоторых механических характеристик твердого сплава при электронном облучении с разной энергией и плотностью потока выявлено изменение параметров решетки кар-

бидов WC, (Ti, W)C и кобальтовой связки, состояния границ раздела между фазами и механических характеристик, а также релаксации межфазовых микронапряжений, возникающих из-за различия коэффициентов термического расширения кобальта, карбидного скелета и микронапряжений в самом скелете, образованном карбидами WC и (Ti, W)C.

Сотрудниками Томского политехнического университета предложена новая технология упрочнения твердосплавного и алмазосодержащего породоразрушающего инструмента и последующего облучения его малыми дозами гамма-квантов [57]. Криогенная обработка проводится путем погружения породоразрушающего инструмента в жидкий азот на 15 – 20 мин, после чего проводится его облучение гамма-квантами источника «Кобальт-60» на облучательной установке «Исследователь» при мощности дозы 20 Р/с. Экспозиционная доза составляет около 10^6 Р. Результаты свидетельствуют о том, что комплексная криогенно-радиационная обработка породоразрушающего инструмента приводит к увеличению его ресурса работы. В работах [58, 59] установлено упрочнение твердого сплава при его облучении гамма-квантами, вследствие чего увеличивается ресурс его работы из-за повышения износостойкости.

Сотрудниками Института физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск) [60] предложен способ повышения износостойкости рабочих поверхностей инструментов, изготовленных из твердых сплавов, с помощью электронно-лучевой технологии. Этот способ заключается в создании в поверхностных слоях объемной концентрации твердых растворов замещения. Цель достигается тем, что после азотирования (азотирование поверхности проводится в диапазоне энергий 5 – 10 кэВ при давлении $(2 \div 7) \cdot 10^{-2}$ Па в течение 5 – 7 мин) проводят облучение дозой $5 \cdot 10^{16} - 10^{18}$ ион/см², причем сначала проводят облучение ионами циркония, затем ионами молибдена и снова ионами циркония. Использование для имплантации ионов Zr⁺, Mo⁺ обусловлено возможностью создания твердых растворов замещения и значительной карбидо- и нитридообразующей способностью этих металлов. Поэтому помимо образования твердых растворов возможно образование соответствующих соединений. Внедренные в матрицу ионы циркония являются своеобразными центрами образования твердых растворов, при этом происходит сильное разупорядочение структуры поверхностного слоя. Последующая имплантация ионами Mo⁺ стабилизирует разупорядоченное состояние, а также позволяет сместить атомы циркония из узлов решетки. В следующей операции облучения ионами Zr⁺ происходит «вколачивание» атомов молибдена в более глубокие слои. Это обеспечивает перемешивание и обмен внедренными атомами циркония и молибдена, в результате чего их концентрации выравниваются. При обработке режущего инструмента таким предлагаемым способом переходного слоя не образуется. Этот способ позво-

ляет повысить стойкость твердосплавного режущего инструмента до пяти раз по сравнению с твердостью твердосплавного инструмента в исходном состоянии (без такой обработки).

Стремление интенсифицировать процесс получения упрочненных слоев-покрытий, повысить их чистоту и адгезию к подложкам привело к применению импульсных плазменных ускорителей. При импульсно-плазменном нанесении покрытий используют более плотные потоки плазмы, чем при ионно-плазменном распылении, при этом можно на несколько порядков увеличить скорость осаждения частиц, а, следовательно, и производительность процесса.

Одним из способов импульсного плазменного воздействия является электровзрывное легирование (ЭВЛ). Работа плазменного ускорителя для такой обработки основана на накоплении энергии батареей импульсных конденсаторов до 10 кДж и ее последующем разряде в течение 100 мкс через проводник, испытывающий при этом взрывное разрушение. Способ ЭВЛ карбидовольфрамового твердого сплава включает нагрев поверхности и насыщение ее продуктами взрыва с последующей самозакалкой путем отвода тепла в глубь материала и окружающую среду. Инструментом теплового воздействия на поверхность и источником легирующих элементов при ЭВЛ является импульсная многофазная плазменная струя, которая формируется из материала взрываемого проводника, закрепленного на коаксиально-торцевых электродах плазменного ускорителя. Область взрыва локализована конической разрядной камерой, переходящей в цилиндрическое сопло, через которое продукты взрыва истекают в вакуумную технологическую камеру установки с остаточным давлением 100 Па. В процессе формирования струи конденсированные компоненты продуктов взрыва отстают от плазменного компонента, в результате формируется структура струи с быстрым высокоэнергетическим плазменным фронтом, постепенно переходящим в относительно медленный гетерогенный тыл. В качестве взрываемых проводников при ЭВЛ твердого сплава ВК10КС применяли углерод (в виде углиграфитовых волокон), алюминий, титан (в виде фольг) [61, 62]. Возможности упрочнения поверхности твердых сплавов группы ВК электровзрывом проводников могут быть увеличены в результате совместного взрыва проводников с порошками тугоплавких соединений (карбидов, силицидов, боридов и т.д.), которые переносятся плазменной струей на облучаемую поверхность [63, 64]. Установлено, что упрочнение поверхности твердого сплава ВК10КС до 28 000 МПа связано с измельчением структурных составляющих в поверхностных слоях и формированием новых высокотвердых фаз, состоящих из элементов основного материала и взрываемых проводников.

Выводы. Применение разработанных к настоящему времени разнообразных технологий нанесения

покрытий на твердые сплавы и модифицирования поверхности, кардинально изменяющего ее свойства, эффективно решает задачу повышения срока службы металлопродукции из этих сплавов во многих областях использования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панов В.С., Чувилин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. – М.: МИСиС, 2004. – 464 с.
2. Хижняк В.Г., Долгих В.Ю., Король В.И. Строение и некоторые свойства диффузионных покрытий титана, ванадия, хрома и бора на твердых сплавах // Научные вести национ. техн. ун-та Украины «Киевский политехнический институт». 2002. № 1. С. 74 – 79.
3. Shourong L., Jianmin H., Liangning C., Junting S. Dynamic roentgenophased analysis of hard-facing alloy, s WC – Co boronizing with rare-earth metals // Zhongguo xitu xuebao. J. Chin. Rare Earth Soc. 2002. Vol. 20. No. 1. P. 26 – 29.
4. Shourong L., Jianmin H., Liangning C., Junting S. Mechanism of hard-facing alloy's WC-Co boronizing with rare-earth metals // Xiyou jinshu cailiao ya gongcheng. Rare Metal. Mater. and Eng. 2003. Vol. 32. No. 4. P. 305 – 308.
5. Shourong L., Jianmin H., Liangning C., Junting S. Phase analysis of cemented carbide WC-Co boronised with yttrium // J. Chin. Rare Earths Soc. 2002. Vol. 40. No. 4. P. 287 – 290.
6. Верещака А.С., Верещака А.А. Повышение эффективности инструмента путем управления составом, структурой и свойствами покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 9. С. 9 – 18.
7. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 2008. – 311 с.
8. Верещака А.С. Некоторые методологические принципы создания функциональных покрытий для режущих инструментов. – В кн.: «Современные технологии в машиностроении». – Харьков: изд. Харьковского политехнического института, 2007. С. 210 – 231.
9. Oskolkova T.N. Wear resistant coating on hard alloy // Applied Mechanics and Materials. 2015. Vol. 788. P. 281 – 285.
10. Осколкова Т.Н. Карбидовольфрамовый твердый сплав с износостойким покрытием // Известия Самарского научного центра РАН. 2013. Т. 15. № 4 (2). С. 473 – 475.
11. Пантелеев И.Б., Владимирова М.Д., Шаврова О.И., Орданьян С.С. Твердые сплавы на основе карбида вольфрама и сложного карбонитрида титана (вольфрама) // Цветные металлы. 2004. № 8. С. 100 – 105.
12. Чеховой А.Н., Прокопова Т.И., Бычков В.М. Квазиаморфный металлокерамический инструмент нового поколения // Конструкции из композиционных материалов. 1999. № 3. С. 13 – 19.
13. Андришин С.Г., Касаткин А.В., Кучумова В.М. Механические характеристики адгезионных соединений буферных тонкопленочных покрытий с твердосплавными подложками // Материаловедение. 2003. № 6. С. 43 – 51.
14. Круглов А.И., Сенчило И.А., Фомичев А.М. Разработка структуры и состава модифицированного слоя рабочих поверхностей металлокерамических твердосплавных режущих инструментов // Инструмент и технология. 2004. № 17-18. С. 100 – 103.
15. Пат. 2010888 РФ. Режущая пластина на основе спеченного твердого сплава с покрытием / Кристофер Четфилд, Ян Линдстрем, Мате Съестранд, Марианна Коллинз; заявл. 15.06.1990; опубл. 15.04.1994.
16. Patent 1531187 EPV. Coated cutting tool insert for machining of cast irons / Larsson Andreas, Zackrisson Jenni; SECO TOOLS AB S – 73782 Fagersta; заявл. 15.03.2004; опубл. 18.05.2005.
17. Пат. 2211879 РФ. Способ получения твердосплавного инструмента / В.С. Фадеев, Ю.Н. Чигрин, Б.Я. Мокрицкий, А.В. Конаков; заявл. 29.12.2000; опубл. 10.09.2003. Бюл. № 25.
18. Patent 6756111 USA. Coated carbide material / Okada Yoshin, Moriguchi Hideki, Ikegaya Akihiko; Sumitomo Electric Ind. Ltd. Заявл. 15.06.2000; опубл. 29.06.2004.
19. Patent 10342364 Germany. Hard metal or cermet body and method for producing the same / Lengauer Walter, Ucakar Vera, Dreyer Klaus, Kassel Dieter, Daub Hans; Заявл. 12.09.2003; опубл. 14.04.2005.
20. Пат. 2302925 РФ. Способ изготовления сменных многогранных пластин / В.Н. Аникин, Н.Н. Золотарева, Н.И. Казанцев, А.А. Тамбовцева, А.Д. Пельц, А.В. Ермолаев, В.С. Фадеев, И.В. Блинков; заявл. 01.12.2005; опубл. 20.07.2007. Бюл. № 20.
21. Пат. 2401720 РФ. Способ получения изделия из многослойного твердого сплава на основе карбида вольфрама / Т.Н. Осколкова. Заявл. 24.02.2009; опубл. 20.10.2010. Бюл. № 29.
22. Oskolkova T.N. A new technology for producing carbide alloys with gradient structure // Applied Mechanics and Materials IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2015. Vol. 91. P. 012019.
23. Пат. 2167262 РФ. Наплавка твердым сплавом с покрытыми алмазными частицами (варианты), присадочный пруток для наплавки твердым сплавом, способ наплавки твердым сплавом (варианты), коническое шарошечное долото для вращательного бурения (варианты), коническая шарошка / Ленгфорд Джеймс В. Мл., Дельвиче Роберт; заявл. 29.07. 1996; опубл. 20.05.2001. Бюл. № 14.
24. Patent 6358624 USA. Polycrystalline diamond tool / Yo-shida Katsuhito, Shiraishi Junichi, Nakai Tetsuo; заявл. 18.05.1999; опубл. 19.03. 2002.
25. Фальковский В.А., Клячко Л.И., Смирнов В.А. Нанокристаллические и ультрадисперсные порошки вольфрама, карбида вольфрама и вольфрамокобальтовые твердые сплавы на их основе. – М.: ФГУПС ВНИИТС, 2004.
26. Андриевский Р.А. Сверхтвердые наноструктурные материалы на основе тугоплавких соединений // Журнал функциональных материалов. 2007. Т. 1. № 4. С. 129 – 133.
27. Панов В.С. Нанотехнологии в производстве твердых сплавов (обзор) // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2007. № 2. С. 63 – 68.
28. Bock A., Zeiler B. Production and characterization of ultrafine WC powders // Int. J. Refrac. Met. Hard Mater. 2002. Vol. 20. P. 23 – 30.
29. Блинков И.В., Манухин А.В. Нанодисперсные и гранулированные материалы, полученные в импульсной плазме. – М.: МИСиС, 2004. – 367 с.
30. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез как новейший технологический процесс получения нанопорошков // Конструкции из композиционных материалов. 2006. № 4. С. 17 – 19.
31. Klyachko L.I. Fine and ultra fine hardmetals at Plansee // Metal. Powder Report. 2001. Vol. 56. No. 11. P. 24.
32. Liu Y., Vid Q., Li Y. Synthesis and tribological of electrodeless Ni-P-WC nanocomposite coatings // Surface and Coatings Technology. 2007. Vol. 201. No. 16-17. P. 7246 – 7251.
33. Самохин А.В., Алексеев Н.В., Цветков Ю.В. Плазмохимические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов // Химия высоких энергий. 2006. № 2. С. 120 – 125.
34. Ban Z.-G., Shaw L.L. Synthesis and processing of nanostructured WC-Co materials // J. Mater. Sci. 2002. Vol. 37. No. 16. С. 3397 – 3403.
35. Кортаев А.Д., Мошков В.Ю., Овчинников С.В., Пинжин Ю.П., Савостников В.М., Тюменцев А.Н. Наноструктурные и нанокompозитные сверхтвердые покрытия // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № 3. С. 103 – 116.
36. Veprek S., Veprek-Hejman M.G.J, Kavrankova P., Prohazka J. Different approaches to superhard coatings and nanocomposite // Thin Solid Films. 2005. Vol. 476. P. 1 – 29.

37. Musil J., Hruby H., Zeeman P. Hard and superhard nanocomposite Al-Co-N films prepared by magnetron sputtering // Surf. and Coats. 1999. Vol. 155. P. 32 – 37.
38. Holubar P., Jilek M., Sima M. Nanocomposite nc-TiAlSiN and nc-TiN-BN coatings: their applications on substrates made of cemented carbide and results of cutting tests // Surf. and Coatings Technol. 1999. Vol. 120-121. P. 184 – 188.
39. Vaz F., Rebouta L., Goudea Ph. Residual stress in sputtered $Ti_{1-x}Si_xN_y$ films // Thin Solid Films. 2002. Vol. 402. P. 195 – 202.
40. Jedrzejski P., Klemberg-Sapieha J.E., Martinu L. Relationship between the mechanical properties and the microstructure of nanocomposite, TiN/SiNi₃ coatings prepared by low temperature plasma enhanced chemical vapor deposition // Thin Solid Films. 2003. Vol. 426. P. 150 – 159.
41. Mayrhofer P.H., Kunc F., Musil J., Mitterer C. A comparative study on reactive and non-reactive unbalanced magnetron sputter deposition of TiN coatings // Thin Solid Films. 2002. Vol. 415. P. 151 – 159.
42. Пинахин И.А., Копченков В.Г. Повышение работоспособности металлорежущего инструмента из твердых сплавов методом импульсной лазерной обработки // Вестник Сев.-Кавк. ГТУ. 2010. № 4. С. 90.
43. Григорьянц А.Г., Ярьско С.И. Исследование напряженного состояния карбидной фазы твердого сплава ВК6 при импульсной лазерной обработке // Сверхтвердые материалы. 1991. № 1. С. 49 – 56.
44. Ярьско С.И., Кобелева Т.К. Изменение тонкой структуры карбидной фазы твердых сплавов системы WC-Co при лазерной обработке // Сверхтвердые материалы. 1996. № 1. С. 52 – 57.
45. Исхакова Г.А., Синдеев В.И. Исследование высокоскоростной деформации карбида вольфрама // Сверхтвердые материалы. 1983. № 5. С. 49 – 54.
46. Гуреев Д.М., Лалетин А.П., Чулкин В.Н., Ярьско С.И. О состоянии тонкой структуры карбидов в твердом сплаве ВК8 в зоне импульсной лазерной обработки // Физика и химия обработки материалов. 1987. № 6. С. 36 – 40.
47. Нестеренко В.П., Арефьев К.П., Кондратюк А.А., Меркулов В.И., Сурков А.С. Электрическая прочность полиоксидных структур, сформированных на поверхности композиционных материалов при нагревании после предварительной лазерной обработки // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 5. С. 9 – 13.
48. Ramkumar J., Aravindan S., Malhotra S.K., Krishnamurthy R. Enhancing the metallurgical properties of WC insert (K-20) cutting tool through microwave treatment // Mater. Lett. 2002. Vol. 53. No. 3. P. 200 – 204.
49. Иванов А.Н., Коршунов А.Б., Яковцова М.М. Влияние скоростной термообработки на тонкую структуру карбида вольфрама в твердом сплаве ВК8. – В кн.: Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий. Сб. науч. тр. 6 межгосуд. семинара. – Обнинск, 2001. С. 21.
50. Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н., Бобой А.О., Иванов Ю.Ф. Изменение трибологических свойств металлокерамических твердых сплавов ионно-плазменной и ионно-лучевой обработкой // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 2. С. 5 – 8.
51. Бобой А.О., Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н. и др. Комплексная модификация твердосплавных режущих инструментов с использованием ионных пучков высокой удельной мощности. – В кн.: Материалы и технологии 21-го века. Сб. науч. тр. Ч. 1. – Пенза: Изд-во Приволж. Дом знаний, 2001. С. 87 – 89.
52. Ремнев Г.Е., Семухин Б.С., Струц В.К. и др. Исследование структуры твердого сплава на основе карбидов вольфрама и титана, подвергнутого мощному импульсному ионному облучению // Физика и химия обработки материалов. 1998. № 5. С. 19 – 22.
53. Иванов А.Н., Хмелевская В.С., Антошина И.А., Коршунов А.Б. Структурные изменения в твердом сплаве ВК8 при ионном облучении // Перспективные материалы. 2003. № 1. С. 89 – 92.
54. Тарбоков В.А., Ремнев Г.Е., Кузнецов П.В. Модифицирование твердосплавных пластин на основе карбида вольфрама мощным импульсным ионным пучком // Физика и химия обработки материалов. 2004. № 3. С. 11 – 17.
55. Петренко П.В., Грицкевич А.Л., Кулиш Н.П., Мельникова Н.А., Рожковский А.Н. Влияние радиационных дефектов на структурно-фазовые превращения в твердых сплавах WC-Co. – В кн.: Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий: Сб. науч. тр. 6 Межгосуд. семинара. – Обнинск, 2001. С. 85.
56. Петренко П.В., Грабовский Ю.Е., Грицкевич А.Л., Кулиш Н.П. Структурно-фазовые превращения в твердых сплавах WC-Co при облучении низкопоточковым электронным пучком // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 3. С. 29 – 39.
57. Пат. 2092282 РФ. Способ упрочнения твердосплавного инструмента / А.П. Мамонтов, И.П. Чернов, С.Я. Рябчиков; заявл. 12.03.1996; опубл. 10.10.1997.
58. Пат. 93057445 РФ. Способ обработки пластин из твердых сплавов / А.Б. Коршунов, Б.В. Шамаев, А.М. Шорин, С.А. Шестериков, Д.В. Пикун, В.В. Щуркова, С.Л. Данилов; заявл. 28.12.1993; опубл. 20.09.1996. 27.03.1997.
59. Тимошников Ю.А., Клопотов А.А., Иванов Ю.Ф. Изменение структурно-фазового состояния сплава ВК8 под воздействием потока гамма-квантов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2001. № 4. С. 40 – 43.
60. Пат. 1707997 РФ. Способ ионно-лучевой обработки режущего инструмента из твердых сплавов / Л.Н. Пучкарева, К.П. Полещенко, М.Ф. Полетика; заявл. 08.01.1990; опубл. 20.01.1997.
61. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A., Goryushkin V.F. Features of structure formation of the surface layer in the course of electroexplosive alloying tungsten carbide hard alloy // Non-Ferrous Metals. 2014. Vol. 55. No. 2. P. 196 – 200.
62. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Pulse plasma treatment of the surface of alloy VK10KS // Metal Science and Heat Treatment. 2012. Vol. 53. No. 11. P. 608 – 610.
63. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Electric explosion alloying of the surface of hard alloy VK10KS with titanium and silicon carbide // Metal Science and Heat Treatment. 2013. Vol. 55. No. 1-2. P. 96 – 99.
64. Осколкова Т.Н., Будовских Е.А. Изменение структуры поверхности сплава ВК10КС после электровзрывной обработки с бором // Технология металлов. 2012. № 3. С. 13 – 18.

Поступила 24 августа 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 12, pp. 980–991.

CURRENT STATE OF THE SCIENTIFIC PROBLEM OF WC-Co HARD ALLOYS SURFACE HARDENING (REVIEW)

T.N. Oskolkova, A.M. Glezer

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

² I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy, Moscow, Russia

Abstract. The article presents the review of Russian and foreign researches on surface hardening of WC-Co hard alloys aiming at increasing their wear-resistance. There is a great reserve of increasing wear-resistance and operational durability of hard-alloy products in application of surface methods of hardening using different coatings and coating with

basic structural components of up to 100 nanometers. The most widely spread coatings on WC–Co hard alloys are coatings made from TiC, TiN providing high energy lattice ties, high flowing temperature and hardness. Use of TiC, TiN as surface layers on hard-alloy tools results in reduction of friction coefficient in pair with steel in 1.5–2.0 times, but use of TiN + ZrN ionic-plasma coatings reduces friction coefficient in 5.9 times in comparison with the initial condition. Today multilayer coatings are very popular. The most widely spread are coatings of TiN + TiC and Al_2O_3 + TiC. Their surface wear is directly proportional to the coating thickness. Combined multilayer coatings described above are not the final solution to the problem of increasing wear resistance of hard alloys. The research projects are carried out in our country that are based on theoretical possibilities for obtaining strength of the hard alloy gradually from viscous and high-strength core to wear-resistant surface. The FSUE VNIITS has developed a method for obtaining alloys with variable content of cobalt along the plate thickness. Due to this, it is possible to vary composition of alloys along the thickness of sample, from VK20 to VK2, as a result working part of plate has wear resistance equal to VK2 alloy, and the base endures significant bending stresses. Recently different cutting tools with diamond coatings on hard alloys have been used in Russia and all over the world. To increase the service life of hard-alloy plates of VK group, methods of hardening using concentrated energy flows are used. Among them there are hard alloys' surfaces treatment by γ -quanta, ion beams, laser beams; electro-explosive alloying, electro-erosion hardening by alloying etc.

Keywords: hard-alloy tool, surface hardening, concentrated energy flows, coatings, wear resistance, WC-Co hard alloys, micro hardness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-980-991

REFERENCES

- Panov V.S., Chuvilin A.M., Fal'kovskii V.A. *Tekhnologiya i svoystva spechennykh tverdykh splavov i izdelii iz nikh* [Technology and properties of sintered hard alloys and products made of them]. Moscow: MISiS, 2004, 464 p. (In Russ.).
- Khizhnyak V.G., Dolgikh V.Yu., Korol' V.I. Structure and some properties of diffusion coatings of titanium, vanadium, chromium and boron on hard alloys. *Nauchnye vesti natsion. tekhn. un-ta Ukrainy "Kievskii politekhnicheskii institut"*. 2002, no. 1, pp. 74–79. (In Russ.).
- Shourong L., Jianmin H., Liangjing C., Junting S. Dynamic roentgenophased analysis of hard-facing alloy's WC – Co boronizing with rare-earth metals. *Zhongguo xitu xuebao. J. Chin. Rare Earth Soc.* 2002, vol. 20, no. 1, pp. 26–29.
- Shourong L., Jianmin H., Liangjing C., Junting S. Mechanism of hard-facing alloy's WC-Co boronizing with rare-earth metals. *Xiyou jinshu cailiao ya gongcheng. Rare Metal. Mater. and Eng.* 2003, vol. 32, no. 4, pp. 305–308.
- Shourong L., Jianmin H., Liangjing C., Junting S. Phase analysis of cemented carbide WC-Co boronised with yttrium. *J. Chin. Rare Earths Soc.* 2002, vol. 40, no. 4, pp. 287–290.
- Vereshchaka A.S., Vereshchaka A.A. Increasing effectiveness of the tool by controlling composition, structure and properties of coatings. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2005, no. 9, pp. 9–18. (In Russ.).
- Tabakov V.P. *Formirovanie iznosostoikikh ionno-plazmennyykh pokrytii rezhushchego instrumenta* [Formation of wear-resistant ion-plasma coatings for cutting tools]. Moscow: Mashinostroenie, 2008, 311 p. (In Russ.).
- Vereshchaka A.S. Some methodological principles of creating functional coatings for cutting tools. In: *Sovremennye tekhnologii v mashinostroenii* [Modern technologies in mechanical engineering]. Kharkiv: izd. Khar'kovskogo politekhnicheskogo instituta, 2007, pp. 210–231. (In Russ.).
- Oskolkova T.N. Wear resistant coating on hard alloy. *Applied Mechanics and Materials*. 2015, vol. 788, pp. 281–285.
- Oskolkova T.N. Tungsten carbide hard alloy with wear-resistant coating. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2013, vol. 15, no. 4 (2), pp. 473–475. (In Russ.).
- Pantelev I.B., Vladimirova M.D., Shavrova O.I., Ordan'yan S.S. Hard alloys on the base of tungsten carbide and complicated titanium (tungsten) carbonitride. *Tsvetnyye metalli*. 2004, no. 8, pp. 100–105. (In Russ.).
- Chekhovoi A.N., Prokopova T.I., Bychkov V.M. Quasiamorphous metal-ceramic tool of the new generation. *Konstruktivnyye materialy*. 1999, no. 3, pp. 13–19. (In Russ.).
- Andryushin S.G., Kasatkin A.V., Kuchumova V.M. Mechanical features of adhesive compounds of buffer thin-film coatings with carbide supporting plate. *Materialovedenie*. 2003, no. 6, pp. 43–51. (In Russ.).
- Kruglov A.I., Senchilo I.A., Fomichev A.M. Development of structure and composition of modified layer of working surfaces of metal-ceramic carbide cutting tools. *Instrument i tekhnologii*. 2004, no. 17–18, pp. 100–103. (In Russ.).
- Kristofer Chetfield, Yan Lindstrom, Mate S'estrland, Mariana Kollinz. *Rezhushchaya plastina na osnove spechennogo tverdogo splava s pokrytiem* [Cutting plate based on sintered hard carbide alloy with coating]. Patent no. 2010888 RF. 1994. (In Russ.).
- Larsson Andreas, Zackrisson Jenni. *Insertion of a coated cutting tool for machine treatment of cast iron*. Patent no. 1531187 EPV. 2005.
- Fadeev V.S., Chigrin Yu.N., Mokritskii B.Ya., Konakov A.V. *Sposob polucheniya tverdospлавного instrumenta* [Method of hard alloy tools production]. Patent no. 2211879 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2003, no. 25. (In Russ.).
- Okada Yoshin, Moriguchi Hideki, Ikegaya Akihiko. *Coated carbide material*. Patent 6756111 USA. 2004.
- Lengauer Walter, Ucar Vera, Dreyer Klaus, Kassel Dieter, Daub Hans. *Product of hard alloy or cermets and process of its manufacturing*. Patent no. 10342364 Germany. 2005.
- Anikin V.N., Zolotareva N.N., Kazantsev N.I., Tambovtseva A.A., Pel'ts A.D., Ermolaev A.V., Fadeev V.S., Blinkov I.V. *Sposob izgotovleniya smennykh mnogogrannykh plastin* [Method of replaceable multiface plates manufacturing]. Patent no. 2302925 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2007, no. 20. (In Russ.).
- Oskolkova T.N. *Sposob polucheniya izdeliya iz mnogoslainogo tverdogo splava na osnove karbida vol'frama* [Method of product manufacturing from multilayered hard alloy based on tungsten carbide]. Patent no. 2401720 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2010, no. 29. (In Russ.).
- Oskolkova T.N. A new technology for producing carbide alloys with gradient structure. *Applied Mechanics and Materials IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2015, vol. 91, pp. 012019.
- Lengford Dzeims V. (Jr.), Del'viche Robert. *Naplavka tverdym splavom s pokrytymi almaznymi chastitsami (varianty), prisadochnyy prutok dlya naplavki tverdym splavom, sposob naplavki tverdym splavom (varianty), konicheskoe sharoshechnoe doloto dlya vrashchatel'nogo bureniya (varianty), konicheskaya sharoshka* [Surfacing with a hard alloy with coated diamond particles (variants), filler rod for hard alloy facing, a hard alloying method (variants), conical roller bit for rotary drilling (variants), conical cutter]. Patent no. 2167262 RF. *Byulleten' izobretenii* 2001, no. 14. (In Russ.).
- Yo-shida Katsuhito, Shiraishi Junichi, Nakai Tetsuo. *Polycrystalline diamond tool*. Patent no. 6358624 USA. 2000.
- Fal'kovskii V.A., Klyachko L.I., Smirnov V.A. *Nanokristallicheskie i ul'tradispersnyye poroshki vol'frama, karbida vol'frama i volframokobal'tovyye tverdye splavy na ikh osnove* [Nanocrystalline and ultradisperse powders of tungsten, tungsten carbide and tungsten-cobalt hard alloys based on them]. Moscow: FGUPS VNIITS, 2004. (In Russ.).
- Andrievskii R.A. Superhard nanostructured materials based on refractory compounds. *Zhurnal funktsional'nykh materialov*. 2007, vol. 1, no. 4, pp. 129–133. (In Russ.).
- Panov V.S. Nanotechnology in the production of hard alloys (Review). *Izv. vuz. Tsvetnaya metallurgiya*. 2007, no. 2, pp. 63–68. (In Russ.).
- Bock A., Zeiler B. Production and characterization of ultrafine WC powders. *Int. J. Refrac. Met. Hard Mater.* 2002, vol. 20, pp. 23–30.
- Blinkov I.V., Manukhin A.V. *Nanodispersnyye i granulirovannyye materialy, poluchennyye v impul'snoi plazme* [Nanodispersed and granulated materials obtained in pulsed plasma]. Moscow: MISiS, 2004, 367 p. (In Russ.).

30. Amosov A.P., Borovinskaya I.P., Merzhanov A.G., Sychev A.E. Self-propagating high-temperature synthesis as the newest technological process for nanopowders production. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*. 2006, no. 4, pp. 17–19. (In Russ.).
31. Klyachko L.I. Fine and ultrafine hard metals at Plansee. *Metal Powder Report*. 2001, vol. 56, no. 11, pp. 24.
32. Liu Y., Vid Q., Li Y. Synthesis and tribological of electroless Ni-P-WC nanocomposite coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2007, vol. 201, no. 16–17, pp. 7246–7251.
33. Samokhin A.V., Alekseev N.V., Tsvetkov Yu.V. Plasma-assisted processes for manufacturing nanosized powder materials. *High Energy Chemistry*. 2006, vol. 40, no. 2, pp. 93–97.
34. Ban Z.-G., Shaw L.L. Synthesis and processing of nanostructured WC-Co materials. *J. Mater. Sci.* 2002, vol. 37, no. 16, pp. 3397–3403.
35. Korotaev A.D., Moshkov V.Yu., Ovchinnikov S.V., Pinzhin Yu.P., Savostikov V.M., Tyumentsev A.N. Nanostructured and nanocomposite superhard coatings. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2005, vol. 8, no. 3, pp. 103–116. (In Russ.).
36. Veprek S., Veprek-Hejman M.G.J., Kavrankova P., Prohazka J. Different approaches to superhard coatings and nanocomposite. *Thin Solid Films*. 2005, vol. 476, pp. 1–29.
37. Musil J., Hruby H., Zeeman P. Hard and superhard nanocomposite Al-Co-N films prepared by magnetron sputtering. *Surf. and Coats*. 1999, vol. 155, pp. 32–37.
38. Holubar P., Jilek M., Sima M. Nanocomposite nc-TiAlSiN and nc-TiN-BN coatings: their applications on substrates made of cemented carbide and results of cutting tests. *Surf. and Coatings Technol.* 1999, vol. 120–121, pp. 184–188.
39. Vaz F., Rebouta L., Goudea Ph. Residual stress in sputtered $Ti_{1-x}Si_xN_y$ films. *Thin Solid Films*. 2002, vol. 402, pp. 195–202.
40. Jedrzejowski P., Klemberg-Sapieha J.E., Martinu L. Relationship between the mechanical properties and the microstructure of nanocomposite, TiN/SiN₃ coatings prepared by low temperature plasma enhanced chemical vapor deposition. *Thin Solid Films*. 2003, vol. 426, pp. 150–159.
41. Mayrhofer P.H., Kunc F., Musil J., Mitterer C. A comparative study on reactive and non-reactive unbalanced magnetron sputter deposition of TiN coatings. *Thin Solid Films*. 2002, vol. 415, pp. 151–159.
42. Pinakhin I.A., Kopchenkov V.G. Increase of working capacity of metal-cutting tool made of hard alloys by pulse laser treatment. *Vestnik Sev.-Kavk. GTU*. 2010, no. 4, pp. 90. (In Russ.).
43. Grigor'yants A.G., Yares'ko S.I. Investigation of stressed state of carbide phase of VK8 hard alloy under pulsed laser treatment. *Sverkhverdye materialy*. 1991, no. 1, pp. 49–56. (In Russ.).
44. Yares'ko S.I., Kobeleva T.K. Change in fine structure of carbide phase of solid alloys of WC-Co system under laser treatment. *Sverkhverdye materialy*. 1996, no. 1, pp. 52–57. (In Russ.).
45. Iskhakova G.A., Sindeev V.I. Study of high-speed deformation of tungsten carbide. *Sverkhverdye materialy*. 1983, no. 5, pp. 49–54. (In Russ.).
46. Gureev D.M., Laletin A.P., Chulkin V.N., Yares'ko S.I. On the state of fine structure of carbides in VK8 hard alloy in pulsed laser treatment zone. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 1987, no. 6, pp. 36–40. (In Russ.).
47. Nesterenko V.P., Aref'ev K.P., Kondratyuk A.A., Merkulov V.I., Surkov A.S. Electric strength of polyoxide structures formed on the surface of composite materials under heating after preliminary laser treatment. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2002, no. 5, pp. 9–13. (In Russ.).
48. Ramkumar J., Aravindan S., Malhotra S.K., Krishnamurthy R. Enhancing the metallurgical properties of WC insert (K-20) cutting tool through microwave treatment. *Mater. Lett.* 2002, vol. 53, no. 3, pp. 200–204.
49. Ivanov A.N., Korshunov A.B., Yakovtsova M.M. Effect of high-speed heat treatment on fine structure of tungsten carbide in a VK8 shard alloy. In: *Strukturnye osnovy modifikatsii materialov metodami netraditsionnykh tekhnologii: sb. nauch. tr. 6 mezhgosud. seminara* [Structural fundamentals of material modification by means of non-traditional technologies: Papers of the 6th Int. Seminar]. Obninsk, 2001, pp. 21. (In Russ.).
50. Poleshchenko K.N., Povoroznyuk S.N., Boboi A.O., Ivanov Yu.F. Changes in tribological properties of metal-ceramic hard alloys by ion-plasma and ion-beam treatment. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2002, no. 2, pp. 5–8. (In Russ.).
51. Boboi A.O., Poleshchenko K.N., Povoroznyuk S.N. etc. Complex modification of carbide cutting tools using ion beams of high specific power. In: *Materialy i tekhnologii 21-go veka: sb. nauch. tr. Ch. I* [Materials and technologies of the 21st century: Proceedings. Part I]. Penza: Izd-vo Privolzh. Dom znaniy, 2001, pp. 87–89. (In Russ.).
52. Remnev G.E., Semukhin B.S., Struts V.K. etc. Investigation of structure of hard alloy based on tungsten carbides and titanium subjected to powerful pulsed ion irradiation. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 1998, no. 5, pp. 19–22. (In Russ.).
53. Ivanov A.N., Khmelevskaya V.S., Antoshina I.A., Korshunov A.B. Structural changes in VK8 hard alloy under ion irradiation. *Perspektivnye materialy*. 2003, no. 1, pp. 89–92. (In Russ.).
54. Tarbokov V.A., Remnev G.E., Kuznetsov P.V. Modification of carbide plates based on tungsten carbide by powerful pulsed ion beam. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2004, no. 3, pp. 11–17. (In Russ.).
55. Petrenko P.V., Gritskovich A.L., Kulish N.P., Mel'nikova N.A., Rozhkovskii A.N. Influence of radiation defects on structural-phase transformations in WC-Co alloys. In: *Strukturnye osnovy modifikatsii materialov metodami netraditsionnykh tekhnologii: Sb. nauch. tr. 6 Mezhgosud. seminara* [Structural fundamentals of material modification by means of non-traditional technologies: Papers of the 6th Int. Seminar]. Obninsk, 2001, pp. 85. (In Russ.).
56. Petrenko P.V., Grabovskii Yu.E., Gritskovich A.L., Kulish N.P. Structural-phase transformations in WC-Co hard alloys irradiated with a low-flux electron beam. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2003, no. 3, pp. 29–39. (In Russ.).
57. Mamontov A.P., Chernov I.P., Ryabchikov S.Ya. *Sposob uprochneniya tverdosplavnogo instrumenta* [Method for hardening of carbide tools]. Patent no. 2092282 RF. 1997. (In Russ.).
58. Korshunov A.B., Shamaev B.V., Shorin A.M., Shesterikov S.A., Pikunov D.V., Shchurkova V.V., Danilov S.L. *Sposob obrabotki plastin iz tverdyykh splavov* [Method of hard alloys plates processing]. Patent no. 93057445 RF. 1996. (In Russ.).
59. Timoshnikov Yu.A., Klopotov A.A., Ivanov Yu.F. Change in structural-phase state of VK8 alloy under the influence of gamma-ray flux. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2001, no. 4, pp. 40–43. (In Russ.).
60. Puchkareva L.N., Poleshchenko K.P., Poletika M.F. *Sposob ionno-luchevoi obrabotki rezhushchego instrumenta iz tverdyykh splavov* [Method of ion-beam treatment of cutting tools made of hard alloys]. Patent no. 1707997 RF. 1997. (In Russ.).
61. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A., Goryushkin V.F. Features of structure formation of the surface layer in the course of electroexplosive alloying tungsten carbide hard alloy. *Non-Ferrous Metals*. 2014, vol. 55, no. 2, pp. 196–200.
62. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Pulse plasma treatment of the surface of alloy VK10KS. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012, vol. 53, no. 11, pp. 608–610.
63. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Electric explosion alloying of the surface of hard alloy VK10KS with titanium and silicon carbide. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013, vol. 55, no. 1–2, pp. 96–99.
64. Oskolkova T.N., Budovskikh E.A. Change in structure of the surface of VK10KS alloy after electroexplosive treatment with boron. *Tekhnologiya metallov*. 2012, no. 3, pp. 13–18. (In Russ.).

Information about the authors:

T.N. Oskolkova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming and Metal Science". EVRAZ ZSMK (oskolkova@kuz.ru)
A.M. Glezer, Dr. Sci. (Phys.-Math), Professor, Director of the G.V. Kurdyumov Institute of Metal Science and Physics of Metals (aglezer@mail.ru)

Received August 27, 2017

УДК 662.764.5

ПРОИЗВОДСТВО ПОЛИВИНИЛХЛОРИДА НА ОСНОВЕ ВЕРТИКАЛЬНОЙ ИНТЕГРАЦИИ ПРЕДПРИЯТИЙ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Клецевский Ю.Н.¹, д.э.н., профессор, директор (kemerovo@rea.ru)

*Кудряшова И.А.¹, д.э.н., доцент, заместитель директора по научной
и инновационной работе (kudrina2007@mail.ru)*

Харлампенков Е.И.¹, к.т.н., доцент кафедры торгового дела (kotk123@yandex.ru)

Захарова Н.В.^{2,3}, д.э.н., профессор кафедры «Мировая экономика» (nat_zakh@mail.ru)

¹ Кемеровский институт (филиал) Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова
(650992, Россия, Кемерово, пр. Кузнецкий, 39)

² Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова
(117997, Россия, Москва, Стремянный пер., 36)

³ Финансовый университет при Правительстве Российской Федерации
(125468, Россия, Москва, Ленинградский проспект, 49)

Аннотация. Представлены результаты исследований мирового и российского рынков поливинилхлорида (ПВХ), проведена их сравнительная оценка и выявлены сходства и различия этих сегментов на современном этапе. Отмечено, что карбидная технология, реализуемая в технологии процесса производства ПВХ, может быть конкурентоспособной на основе кооперации предприятий металлургии, угольной отрасли и энергетики, находящихся в одном регионе, за счет снижения логистических затрат, связанных с сокращением расстояний перевозки и себестоимости добычи сырья. Обоснована теоретическая возможность значительных перспектив развития отечественного производства ПВХ, обеспечения достижения импортозамещения и экспортозамещения данного продукта в РФ. На основе вертикальной интеграции предприятий черной металлургии с другими угольными и перерабатывающими предприятиями Кузбасса разработаны новые технологические решения производства ПВХ с использованием комбинированного способа. Для оценки возможностей выбора технологий производства ацетиленом с учетом экономических затрат был использован метод факториального анализа, позволяющий оценить экономические затраты на производство продукции в кооперации предприятий. Показательно, что предприятия металлургического комплекса в качестве сырья могут использовать не только и не столько метан, получаемый из угольных пластов и доставляемый в сжиженном виде, но и коксовый газ как попутный продукт основного коксохимического производства. Карбидный ацетилен может конкурировать с этиленом как сырье для производства винилхлорида, если его стоимость не превышает стоимости этилена более чем на 40 %. Проведенные исследования в тесной связи с углекислотой позволяют внести вклад в развитие технологий многостадийного синтеза ПВХ на основе кооперации ряда предприятий химической и металлургической промышленности. Установлено, что организация производства поливинилхлорида с использованием углекислотных технологий может стать перспективной точкой роста и сыграть роль вытягивающего проекта для бизнеса Кемеровской области, позволит диверсифицировать производство металлургического предприятия, расширить продуктовую структуру и экспортные возможности ПАО «Кокс».

Ключевые слова: поливинилхлорид, тенденции развития рынка ПВХ, мировой и российский рынки ПВХ, карбидный способ производства, окислительный пиролиз, синтез.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-992-997

Мировой рынок поливинилхлоридов (ПВХ) – один из наиболее динамично развивающихся рынков в глобальной экономике. Наибольшие темпы роста демонстрируют рынки Китая, Индии, России, стран Ближнего Востока. Именно они в ближайшее пятилетие будут оказывать ключевое влияние на состояние глобального рынка [1].

К настоящему времени 74 % всех мировых мощностей приходится на страны Азии, включая Китай (67 %) и Индию (2 %). На Европу приходится 11 %, Ближний Восток – 6 %, другие страны – 9 %; на Восточную и Западную Европу совокупно приходится около 26 % мирового производства ПВХ [2].

С начала века центр производства и потребления ПВХ переместился в Китай, где, по одним источникам, в период 2005 – 2010 гг. производственный потенциал ежегодно рос почти на 10 %, а по другим (China Chlorine-Alkali Industry Ass.) – за последние годы производство ПВХ в Китае выросло в 3 – 4 раза. Действительно, если учесть, что в 2004 г. Китай производил чуть более 5 млн. т (в 2006 – 11 млн. т), а сейчас 2/3 мощностей сконцентрированы в Китае, можно сказать, что производство ПВХ в этой стране сделало очень серьезные шаги. К настоящему времени китайское производство ПВХ оценивается на уровне 15 – 20 млн. т. Сейчас по карбидной технологии в Китае производится 70 – 80 % ПВХ [3, 4].

Мировая динамика свидетельствует о том, что основными отраслями потребления ПВХ в мире выступает производство жестких и гибких труб и фитингов. В 50 странах мира сегодня производят ПВХ более 150 компаний.

Около 70 % мирового потребления ПВХ приходится на строительную индустрию, где полимер является незаменимой составляющей в процессе изготовления различных конструкций. Спрос находится в прямой зависимости от динамики строительной индустрии.

Незаменимым во многих сферах, а не только в строительной индустрии, делают ПВХ его уникальные свойства и относительная дешевизна по сравнению с другими крупнотоннажными полимерами. Из ПВХ получают свыше 3000 видов материалов и изделий, используемых в электротехнической, легкой, пищевой промышленности, тяжелом машиностроении, судостроении, сельском хозяйстве, медицине, производстве стройматериалов и т.д.

На сегодняшний день основными тормозящими факторами производства ПВХ являются загрязнение окружающей среды и характеристики самого продукта [5]. На первое место по актуальности выходит проблема переработки ПВХ и утилизации твердых отходов, образующихся при его производстве [6]. Европейские производители систематически внедряют разработки качественно новых методов переработки таких отходов.

Нестабильность цен на ПВХ – основная черта мирового рынка последних лет, повышение цен превышало средний показатель ценового роста на другие полимеры упаковочного назначения [7].

В последнее десятилетие спрос на ПВХ рос высокими темпами (почти на 90 %), а предложение отставало (рост более чем на 20 % или около 2 % в год). За период 2009 – 2014 гг. ежегодный мировой рост потребления ПВХ оценивался в 4,9 % (в том числе в Северной Америке он составлял 5,4 %, в Западной Европе – 5,7 %, в Восточной Азии – 7,1 %); в странах СНГ, главным образом, в России, он находился на уровне около 8 % в год. Высокие темпы роста спроса привели к тому, что Россия стала чистым импортером ПВХ [8].

Российский рынок с наивысшими темпами роста считается наиболее динамично растущим и самым перспективным после китайского и индийского. Мировое производство поливинилхлорида в 2014 г. составило около 40 млн. т. При этом доля России в глобальном объеме изготовления ПВХ достигла 1,6 %, доля в мировом потреблении – 2,7 %. В настоящее время рынок ПВХ в России является абсолютно импортозависимым, основные поставки идут из США и Китая. С 2006 г. Россия является главным потребителем китайского ПВХ в мире. В структуре экспорта китайского ПВХ Россия играет ключевую роль: в 2014 – 2015 гг. ее доля составляла около 50 %, в 2016 – 2017 гг. тренд не меняется.

За прошедшее десятилетие российский рынок ПВХ можно охарактеризовать как ненасыщенный, быстро-

растущий, остродефицитный и потому импортозависимый. Только в 2014 г. спрос на отечественном рынке опережал предложение в 1,64 раза. Доля импорта на рынке достигла 40 %. В период 2009 – 2014 гг. спрос на российском рынке ПВХ увеличился в 1,45 раза, производство – в 1,24 раза. Бурное развитие рынка ПВХ вызвало увеличение импортных закупок полимера, объем которых к 2014 г. по отношению к 2009 г. практически удвоился.

В соответствии с потребностями рынка в настоящее время сложилась определенная структура внутреннего спроса на различные виды ПВХ. В 2015 г. рынок ПВХ сузился на 8 %, однако спрос опережал предложение в 1,2 раза, импорт составил около 22 % от емкости рынка, что ниже уровня 2014 г. почти в два раза. Такая позитивная тенденция в сокращении импорта связана, в первую очередь, с расширением новых мощностей на крупнейшем производителе этого продукта в РФ (330 тыс. т/год) ООО «Русвинил» (г. Кустово) [9].

Импорт ПВХ в Россию за девять месяцев 2015 г. снизился на 54 % по сравнению с аналогичным периодом 2014 г. до уровня 162 тыс. т. Однако это падение коснулось только суспензионного ПВХ (ПВХ-С) (73 %), а вот импорт эмульсионного ПВХ (ПВХ-Э), наоборот, вырос на 7 %. Основными поставщиками ПВХ-С в Россию являются Китай и США (доли в объеме поставок 66 и 21 % соответственно). Доля импортного ПВХ-Э в общем объеме потребления за девять месяцев 2015 г. превысила 93 %. Полного импортозамещения не произойдет даже при полной загрузке мощностей «Русвинила»; он может выпускать 30 тыс. т, а потребности внутреннего рынка превышают 90 тыс. т. Основными поставщиками ПВХ-Э в нашу страну выступают Германия, Норвегия и Швеция.

Ярко видны те предпосылки и пределы, которые стимулируют и ограничивают локализацию производства ПВХ в России, – процесс, который точнее описывает рост промышленности, чем пресловутое «импортозамещение». Емкость внутреннего рынка достаточна для того, чтобы инвестировать в основное используемое сырье в масштабах крупного завода, однако недостаточна для специальных марок ПВХ.

Стремительный рост производства ПВХ в России в натуральном выражении в период с 2012 по 2015 гг. подтверждается 18 %-ным приростом в 2015 г. в сравнении с предыдущим 2014 г. и полуторакратным ростом по сравнению с базовым 2012 г. Этот факт доказывает опережающий рост подотрасли в сравнении с целой индустрией переработки пластмасс, где наблюдался годовой темп в 2015 г. на уровне 11,8 %.

Сложившаяся ситуация в этот период сопровождалась резким падением импорта полимера (с 526 тыс. т в 2012 г. до 260 тыс. т в 2015 г.), что привело в итоге к полуторакратному вытеснению отечественной продукцией импорта в объеме видимого потребления (с 54 до 75 %). Налицо – политика импортозамещения, которая переходит в политику экспортозамещения [10].

Переход к модели экспортозамещения как более «продвинутой» по сравнению с моделью импортозамещения подтверждается неуклонным ростом объемов российского экспорта ПВХ за анализируемый период с 2012 по 2015 гг. (четырёхкратным приращением с 20 до 79 тыс. т) и дополняется такими показателями, как доля экспорта продукта в производстве и доля российского экспорта в мировой торговле. Эти показатели за исследуемый период возросли втрое (с 3 до 9 % и с 0,2 до 0,6 % соответственно).

Выполненный анализ мирового и российского рынков ПВХ позволил провести их сравнительную оценку и выявить следующие сходства и различия этих сегментов рынка ПВХ на современном этапе:

- приближенность структуры российского рынка ПВХ к мировому по суспензионному ПВХ и существенное отставание российского производства от мирового уровня по другим видам ПВХ (блочному и микросуспензионному) предопределяет значительные перспективы развития отечественного производства в этом направлении в дальнейшем;

- несмотря на динамичный рост в этой отрасли пока остается высокой (наивысшей из полимеров) доля импорта во внутреннем потреблении (более 40 %). Российский рынок ПВХ можно охарактеризовать как ненасыщенный, быстрорастущий, остродефицитный и потому импортозависимый. Ликвидировать зависимость от внешних производителей в РФ планируется к 2020 г.;

- опережающий рост этой подотрасли в сравнении со всей индустрией переработки пластмасс в сочетании с резким падением импорта ПВХ и неуклонным ростом объемов российского экспорта ПВХ в последние годы убеждает в устойчивости политики импортозамещения, переходящей в политику экспортозамещения.

Проведенная сравнительная оценка российского и мирового рынков ПВХ на современном этапе, выделенные сходства и различия этих сегментов рынка позволяют более полно учитывать особенности и с большей оперативностью реагировать на изменения внешней среды, минимизируя негативные их проявления и максимизируя позитивные последствия для экономики России.

На практике принято разделять два основных способа производства ПВХ: карбидный и метановый, относимые к углехимическим и газохимическим технологиям.

Производство ПВХ по углехимическим технологиям является многоступенчатым процессом, включающим производство исходного сырья (ацетилена), затем мономера (винилхлорида), а далее его полимеризацию с получением поливинилхлорида. Производство ацетилена как исходного сырья является альтернативной технологией производства ПВХ с использованием этилена.

Возврат Китая к ацетиленовому процессу, используемому в производстве винилхлоридного мономера, привел к тому, что «Поднебесная империя» стала ми-

ровым лидером на рынке ПВХ благодаря значительным запасам угля и тому, что подавляющая (более 70 %) часть производства этого полимера в стране основана на карбидной технологии. В Китае планируется дальнейшее увеличение производства ПВХ карбидным способом. В результате цены китайских производителей станут еще более конкурентоспособными (несмотря на высокую энергоёмкость ПВХ) за счет дешевизны угольного сырья и электричества, производимых в северо-западных провинциях [11, 12].

В остальной части мира (так как экономика стран-производителей стояла на более высокой ступени развития) этот способ в течение 1970 – 1980 гг. был заменен на этиленовый. Тем не менее ацетиленовый процесс может быть использован и в России с учетом качества и запасов коксующихся углей. Учитывая развитие технологий добычи метана из угольных пластов, для Кузбасса вполне применим способ получения ацетилена из метана, что позволит снизить стоимость его производства.

Производство ПВХ является достаточно сложной технологией, включающей многостадийный синтез и требующей кооперации ряда предприятий химической и металлургической промышленности.

В продолжение этого исследования весьма рациональным и инновационным, на взгляд авторов, является производство ПВХ на основе вертикальной интеграции предприятий черной металлургии с другими предприятиями Кузбасса. Производство ацетилена с учетом сырьевого потенциала Кузбасса и крупнейшего предприятия ПАО «Кокс», входящего в производственно-металлургический холдинг, возможно с использованием технологий:

- производство ацетилена из карбида кальция (карбидная технология);

- производство ацетилена из метана, добываемого из угольных пластов, методом электрокрекинга или окислительного пиролиза;

- производство ацетилена из коксового газа, получаемого в процессе основного производства на ПАО «Кокс» и содержащего 27 % метана и 55 % водорода.

Карбидный ацетилен может конкурировать с этиленом как сырье для производства винилхлорида, если его стоимость не превышает стоимости этилена более чем на 40 %. В случае, если стоимость ацетилена, получаемого из метана, будет достаточно низка, то данный способ будет конкурентоспособен [13].

Для оценки возможностей выбора технологий производства ацетилена с учетом экономических затрат был использован метод факториалов $n!$ (где n – количество групп операций технологического процесса производства). Величина факториала представляет собой укрупненное количество технологических операций; для рассмотренных технологий $n! = 24$, $n! = 6$, $n! = 2$ соответственно [11]. Факториальный анализ показал,

что экономические затраты на производство можно снизить, если использовать кооперационный подход различных предприятий для выпуска продукции, а не сосредотачивать весь производственный цикл на одном предприятии. При этом каждая операция – это дополнительные экономические затраты. Исходя из этого наиболее экономически выгодным способом производства ацетилена является его производство из коксового газа [12].

На практике наиболее целесообразным способом производства ацетилена является комбинированный (на основе использования коксового газа и метана, получаемого из угольных пластов и доставляемого в сжиженном виде на предприятие). В настоящее время ПАО «Газпром» совместно с ООО «Газпром Добыча Кузнецк» разрабатывают проект производства сжиженного метана в местах добычи. Таким образом, эта часть технологического процесса вполне реализуема на практике.

В основе метода получения винилхлорида гидрохлорированием ацетилена лежит каталитическая реакция, протекающая с большим выделением тепла. Хлористый водород должен поступать с кемеровского предприятия ОАО «Химпром». Такой способ отличается простотой технологического процесса, низкими капиталовложениями, высокой селективностью по винилхлориду, однако он не нашел широкого промышленного применения в связи с высокой стоимостью ацетилена. Гидрохлорирование ацетилена проводят обычно в присутствии хлорида ртути, нанесенного в количестве 10 – 15 % на активированный уголь, в стационарном слое катализатора при температуре 425 – 535 К и давлении 0,2 – 1,5 МПа. Степень превращения ацетилена составляет 98,5 %, селективность по винилхлориду 98 % [13, 14].

Получение ПВХ осуществляется путем радикальной полимеризации сырья, в качестве которого выступает винилхлорид. Наибольшее распространение в промышленности получил суспензионный способ, обеспечивающий высокую производительность. Полимеризация происходит в каплях винилхлорида. В конечном итоге удастся получить пористые микрогранулы. Производство полностью автоматизировано, полимеризация осуществляется в реакторах, объем которых превышает 200 м³ [15].

После завершения полимеризации доля винилхлорида, который к этому времени прореагировал, доходит до 90 %. Элементы, которые оказались не задействованы, удаляются; ПВХ просеивается и просушивается под воздействием горячего воздуха; после этого проводят расфасовку. Поливинилхлорид на последнем этапе преобразуется в винипласт или пластикат, особенностью которого является наличие стабилизаторов [16]. От их природы и количества в значительной степени зависит технологичность (перерабатываемость) композиции ПВХ и срок службы конечного изделия. Косвенной характеристикой подбора этих добавок служит

термостабильность пластика, позволяющая проводить технологический процесс производства конечного продукта в более широких температурных пределах [10]. Основными добавками в ПВХ при получении пластификата являются стеарат кальция и антипирены, производимые на российских предприятиях [17]. Для снижения горючести ПВХ возможно введение в пластификат гидроксидов алюминия или магния [14]. Суспензионный ПВХ выпускают в виде однородного белого порошка с насыпной плотностью 450 – 700 кг/м³. Важным элементом технологического процесса является производство на основе порошка ПВХ продукции с более высокой товарной стоимостью, используемой в различных отраслях экономики. Наиболее целесообразным является выпуск листов и пленки из ПВХ, труб и профилей [15, 18, 19].

Производство ПВХ возможно на основе производственной кооперации и вертикальной интеграции предприятий Кузбасса. В производственной цепочке должны участвовать с учетом особенностей производства предприятия: ПАО «Кокс», ОАО «Химпром», Кемеровская ГРЭС, ООО «Газпром Добыча Кузнецк». К цепочке могут примкнуть и предприятия, производящие из порошка готовые изделия (см. рисунок). Производство ПВХ позволяет обеспечить ряд отраслей экономики Кузбасса сырьем, снизить его импортозависимость, диверсифицировать производство металлургического предприятия, расширить продуктовую структуру и экспортные возможности ПАО «Кокс», а, следовательно, улучшить экономические показатели бизнеса, увеличить налоговые поступления в бюджеты разных уровней [20].



Генерирование процесса производства ПВХ на основе вертикальной интеграции предприятий Кемеровской области

Generation of PVC production process within vertical integration of enterprises in Kemerovo region

Выводы. Практическое значение работы состоит в использовании результатов исследования при реализации политики импортозамещения в РФ и Кемеровской области на примере полимера ПВХ. Проведена сравнительная оценка российского и мирового рынков ПВХ на современном этапе, выделены сходства и различия этих сегментов рынка ПВХ, что позволяет более полно учитывать эти особенности и с большей оперативностью реагировать на изменения внешней среды, минимизировать их негативные проявления и максимизировать позитивные последствия для экономики России. Установлено, что производство ПВХ на базе ПАО «Кокс» с использованием углехимических технологий может стать перспективной точкой роста для экономики г. Кемерово, составной частью банка данных перспективных инвестиционных проектов для потенциальных и функционирующих на рынке г. Кемерово субъектов бизнеса. Это позволит обеспечить ряд отраслей экономики Кузбасса таким важным сырьем, как ПВХ, снизить его импортозависимость, диверсифицировать производство металлургического предприятия, расширить продуктовую структуру и экспортные возможности ПАО «Кокс», а, следовательно, улучшить экономические показатели бизнеса, увеличить налоговые поступления в бюджеты разных уровней.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Schiller M. PVC Additives: Performance, Chemistry, Developments, and sustainability. – Carl Hanser Verlag, Munich, Germany, 2015. – 425 p.
- Biron M. Industrial applications of renewable Plastics: Environmental, Technological and Economic advances (Plastics Design Library). – William Andrew Publishing, 2016. – 632 p.
- Liping Ye., Concong Qi, Jinglang Hong Life cycle assessment of polyvinyl chloride production and its recyclability in China. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652616318029> (дата обращения 12.10.2017).
- Состояние мирового рынка ПВХ: дайджест экспертных оценок [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.lkmportal.com/articles/sostoyanie-mirovogo-rynka-pvh-daydzhest-ekspertnyh-ocenok> (дата обращения 12.10.2017).
- Carbon utilization: applications for the energy industry / Ed. by Marti Goel & M. Sudhakar (Green energy & Technology). – Springer, 2017. – 297 p.
- China: Coal – Market Report – Analysis and Forecast to 2025. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://www.researchandmarkets.com/research/zwk84w/china_coal (дата обращения 12.10.2017).
- Wypych G. PVC Degradation and Stabilization / 3rd ed. – ChemTec Publishing, 2015. – 500 p.
- Sevenster Arjen. A Petrochemical product [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.pvc.org/en/p/a-petrochemical-product> (дата обращения 12.10.2017).
- Итоги конференции «ПВХ и его переработка 2015». [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://pa.plastinfo.ru/information/articles/524/> (дата обращения 12.10.2017).
- Кутепов А.М., Бондарева Т.И., Беренгартен М.Г. Общая химическая технология: Учебник для технических вузов. Учеб. для вузов. – М.: Академкнига, 2004. – 528 с.
- Адлер А.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1976. – 280 с.
- Гюльмалиев А.М., Головин Г.С., Гладун Т.Т. Теоретические основы химии угля. – М.: изд. Московского горного института, 2003. – 556 с.
- Императивы бизнеса. Серия «Бизнес и право в XXI веке» / Под ред. Ю.Н. Клещевского, И.А. Кудряшовой. Т. I. – Кемерово: изд. Кемеровского ин-та (филиала) РЭУ им. Г.В. Плеханова, 2017. – 280 с.
- Новый справочник химика и технолога. Процессы и аппараты химических технологий. Ч. I. – СПб.: «Мир и семья», 2004. – 964 с.
- Большая энциклопедия нефти и газа [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.ngpedia.ru/>
- Nakadjima N., Yarovitsky C.M., Roshe E.J. and Harrell E.R. The Glass Transition and Gelation of PVC Resins in Plastisol // Journal of Applied Polymer Science. 2003. Vol. 32. Issue 2. Version of Record online: 9 MAR 2003. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/app.1986.070320230/full> (дата обращения 12.10.2017).
- John Vlachopoulos. The role of rigid PVC rheology in pipe extrusion [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://docviewer.yandex.ru/view/28034272/?*=nk8j1J0giqBbeJzLmPCBsWzd7JF7InVybc16Imh0dHA6Ly93d3cucG9seWR5bmFtaWNzLmNvbS9NYXNvb19KVi5wZGYiLCJ0aXRzZSI6Ik1hc29uX0pWLnBkZiIsInVpZC16IjI4M0M0MjcyIiwieXU0OiIwOTExOTExMDY5MzExNDU0NDkyNTI0Iiwibm9pZnJhbWU0OnRyYXU0InRzJjoxNTEwNTQ1OTQ4MTIzZfQ%3D%3D&lang=en (дата обращения 12.10.2017).
- Karel Mulder. PVC plastic: a history of systems development and entrenchment [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.academia.edu/27971471/PVC_plastic_a_history_of_systems_development_and_entrenchment (дата обращения 12.10.2017).
- Поливинилхлорид / В.М. Ульянов, Э.П. Рыбкин, А.Д. Гудкович, Г.А. Пишин. – М.: Химия, 1992. – 288 с.
- Дежина И. Новые технологические приоритеты: переоценка возможностей // Экономическое развитие России. 2015. № 6. С. 58 – 60.

Поступила 24 августа 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 12, pp. 992–997.

PRODUCTION OF POLYVINYLCHLORIDE WITHIN VERTICAL INTEGRATION OF ENTERPRISES IN FERROUS METALLURGY

Yu.N. Kleshchevskii¹, I.A. Kudryashova¹, E.I. Kharlampenkova¹, N.V. Zakharova²

¹ Kemerovo branch of the Plekhanov Russian University of Economics, Kemerovo, Russia

² Plekhanov Russian University of Economics, Moscow, Russia

³ Financial University under the Government of the Russian Federation, Moscow, Russia

Abstract. The results of research of the world and Russian markets of polyvinylchloride (PVC) are presented, their comparative estimation was carried out and similarities and differences of these segments were revealed at the present stage. It is noted that carbide technology, realized in PVC production process, can be competitive within cooperation of metallurgical, coal-mining and energy enterprises located in the same region, by reducing the costs of logistics associated with reduced transportation distances and production costs of raw

materials. Theoretical possibility of significant prospects for development of domestic production of PVC, ensuring achievement of import and export substitution of this product in the Russian Federation was substantiated. On the basis of vertical integration of the enterprises of ferrous metallurgy with other coal-mining and processing enterprises of Kuzbass, new technological solutions for PVC production using combined method were developed. To evaluate feasibility of acetylene production technologies, taking into account economic costs, factorial analysis method was used, which makes it possible to estimate economic costs of production within enterprises cooperation. It is significant that enterprises of metallurgical complex use not only methane as raw material, obtained from coal seams and delivered in liquefied form, but also coke oven gas as a by-product of the main coke-chemical production. Carbide acetylene can compete with ethylene as a raw material for vinyl chloride production if its cost does not exceed more than 40 % the cost of ethylene. Studies carried out in close connection with carbon chemistry make it possible to contribute to development of multistage PVC synthesis technologies based on cooperation of a number of chemical and metallurgical industries. It was established that organization of polyvinylchloride production using carbon-chemical technologies can become a promising growth point and play a role of pulling project for the business in the Kemerovo region, allow diversification of the production of metallurgical enterprise, expand product structure and export opportunities of "Koks" PJSC.

Keywords: PVC, PVC market development tendencies, international and Russian markets of PVC, carbide production method, oxidative pyrolysis, synthesis of PVC.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-992-997

REFERENCES

- Schiller M. *PVC Additives: Performance, Chemistry, Developments, and Sustainability*. Carl Hanser Verlag, Munich, Germany, 2015, 425 p.
- Biron M. *Industrial Applications of Renewable Plastics: Environmental, Technological and Economic Advances (Plastics Design Library)*. William Andrew Publishing, 2016, 632 p.
- Liping Ye., Concong Qi, Jinglang Hong. *Life cycle assessment of polyvinyl chloride production and its recyclability in China*. Available at URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652616318029> (Accessed 12.10.2017).
- Sostoyanie mirovogo rynka PVKh: daidzhest ekspertnykh otse-nok* [State of the world market of PVC: digest of expert opinions]. Available at URL: <https://www.lkmportal.com/articles/sostoyanie-mirovogo-rynka-pvh-daydzhest-ekspertnyh-ocenok> (Accessed 12.10.2017). (In Russ.).
- Carbon utilization: applications for the energy industry*. Marti Goel & M. Sudhakar eds. (Green energy & Technology). Springer, 2017, 297 p.
- China: Coal – Market Report – Analysis and Forecast to 2025*. Available at URL: https://www.researchandmarkets.com/research/zwk84w/china_coal (Accessed 12.10.2017).
- Wypych G. *PVC Degradation and Stabilization*. 3rd ed. ChemTec Publishing, 2015, 500 p.
- Sevenster Arjen. *A Petrochemical Product*. Available at URL: <http://www.pvc.org/en/p/a-petrochemical-product> (Accessed 12.10.2017).
- Itogi konferentsii "PVKh i ego pererabotka 2015"* [Results of the Conf. "PVC and Its Processing 2015"]. Available at URL: <https://pa.plastinfo.ru/information/articles/524/> (Accessed 12.10.2017). (In Russ.).
- Kutepov A.M., Bondareva T.I., Berengarten M.G. *Obshchaya khimicheskaya tekhnologiya: uchebnik dlya tekhnicheskikh vuzov* [General chemical technology: Textbook for technical universities]. Moscow: Akademkniga, 2004, 528 p. (In Russ.).
- Adler A.P., Markova E.V., Granovskii Yu.V. *Planirovanie eksperimenta pri poiske optimal'nykh uslovii* [Experiment planning for optimal conditions search]. Moscow: Nauka, 1976, 280 p. (In Russ.).
- Gyul'maliev A.M., Golovin G.S., Gladun T.T. *Teoreticheskie osnovy khimii uglya* [Theoretical foundations of coal chemistry]. Moscow: izd. Moskovskogo gornogo instituta, 2003, 556 p. (In Russ.).
- Imperativy biznesa. Seriya "Biznes i pravo v XXI veke". T. I* [Business imperatives. "Business and Law in the 21st Century". Vol. I]. Kleshchevskii Yu.N., Kudryashova I.A. eds. Kemerovo: izd. Kemerovskogo in-ta (filiala) REU im. G.V. Plekhanova, 2017, 280 p. (In Russ.).
- Novyi spravocnik khimika i tekhnologa. Protssy i apparaty khimicheskikh tekhnologii. Ch. I* [New reference book for chemist and technologist. Processes and units for chemical technologies. Part I]. St. Petersburg: Mir i sem'ya, 2004, 964 p. (In Russ.).
- Bol'shaya entsiklopediya nefti i gaza* [Large encyclopedia of oil and gas]. Available at URL: <http://www.ngpedia.ru/> (Accessed 12.10.2017). (In Russ.).
- Nakadjima N., Yarovnitky C.M., Roshe E.J., Harrell E.R. *The glass transition and gelation of PVC resins in plastisol. Journal of Applied Polymer Science*. 2003. Vol. 32. Issue 2. *Version of record online: 9 MAR 2003*. Available at URL: <http://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/app.1986.070320230/full> (Accessed 12.10.2017).
- John Vlachopoulos. *The role of rigid PVC rheology in pipe extrusion*. Available at URL: https://docviewer.yandex.ru/view/280342-72/?*=nk8j1J0giqBbeJzLmPCBsWzd7JF7InVybCI6Imh0dHA6Ly93d3cucG9seWR5bmFtaWNzLmNvbS9NYXNvb19KVi5wZG9iLmJyYXN0aXo0OTUwMDY5MzExNDU0NDkyNTI0Iiwibm9pZnJhbWU0OnRydWU0InRzIjoxNTEwNTQ1OTQ4MTIzZfQ%3D%3D&lang=en (Accessed 12.10.2017).
- Karel Mulder. *PVC plastic: a history of systems development and entrenchment*. Available at URL: http://www.academia.edu/27971471/PVC_plastic_a_history_of_systems_development_and_entrenchment (Accessed 12.10.2017).
- Ul'yanov V.M., Rybkin E.P., Gudkovich A.D., Pishin G.A. *Poli-vinilkhlord* [Polyvinylchloride]. Moscow: Khimiya, 1992, 288 p. (In Russ.).
- Dezhina I. New priorities in technology: evaluation of opportunities. *Ekonomicheskoe razvitie Rossii*. 2015, no. 6, pp. 58–60. (In Russ.).

Information about the authors:

Yu.N. Kleshchevskii, Dr. Sci. (Economics), Professor, Director (kemerovo@rea.ru)

I.A. Kudryashova, Dr. Sci. (Economics), Assist. Professor, Deputy Director for Research and Innovation (kudrina2007@mail.ru)

E.I. Kharlampenkov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of trade (kotk123@yandex.ru)

N.V. Zakharova, Dr. Sci. (Economics), Professor of the Chair of World Economy (Mirec@rea.ru)

Received August 24, 2017

ФОРМИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО ОБЪЕМА И РАБОЧИХ ГРУПП ERP-ПРОЕКТА ПРЕДПРИЯТИЯ

Зимин В.В.¹, к.т.н., доцент кафедры автоматизации и информационных систем (zimin.1945@mail.ru)

Митьков В.В.¹, ст. преподаватель кафедры автоматизации и информационных систем

Зимин А.В.², к.т.н., директор

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

²ООО «Аудит ЭнергоНовосибирск»
(630005, Россия, Новосибирск, ул. Татарская, 83)

Аннотация. Критически важной при создании ERP-системы предприятия является первая очередь системы. Одновременное внедрение всех сервисов для всех бизнес-процессов предприятия, как правило, не представляется возможным или целесообразным по различным причинам: отсутствие достаточных ресурсов, трудности создания в короткие сроки необходимой технической инфраструктуры, большие риски радикальной перестройки действующей системы управления и др. Вследствие этого в функциональный объем первой очереди проекта включаются ИТ-сервисы, обеспечивающие эффективное функционирование наиболее взаимосвязанных бизнес-процессов. В работе приводятся математическая постановка и процедура решения задачи определения портфеля ИТ-сервисов, реализующих функции основных бизнес-процессов и составляющих функциональный объем первой очереди ERP-системы крупной металлургической компании. Постановка задачи учитывает три важных показателя эффективности ERP-проекта: размер бюджета проекта, количество связей между ИТ-сервисами, составляющими функциональный объем проекта (его «интеграционное ядро»), количество унаследованных проектных решений из систем «лоскутной» компьютеризации, находящихся применение в ERP-системе. Первый из этих показателей принят в качестве критерия задачи, остальные два – в качестве ее ограничений. В результате формализации рассматриваемая задача сводится к задаче целочисленного квадратичного программирования. Для решения задачи применен метод сетевого программирования в модификации, используемой для решения задач нелинейного программирования. Метод декомпозирует сложную исходную задачу на обобщенную двойственную задачу сетевого программирования и совокупность существенно более простых подзадач. Приведен пример решения исследуемой задачи, в котором обобщенная двойственная задача сетевого программирования решена методом множителей Лагранжа, а отдельные подзадачи решены методом дихотомического программирования, который сводит решение подзадач к решению последовательности простых оценочных задач. Решение задачи формирования портфеля сервисов предоставляет исходные данные для задачи календарного планирования реализации сервисов проектными группами, отвечающими за компьютеризацию отдельных бизнес-процессов предприятия.

Ключевые слова: бизнес-процесс, портфель ИТ-сервисов, ERP-проект, задача нелинейного программирования, метод сетевого программирования, обобщенная задача сетевого программирования, метод множителей Лагранжа.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-998-1004

Создание ERP-системы включает разработку ИТ-сервисов [1 – 7], реализующих основные операции бизнес-процессов, выполняемых на предприятии. Критически важной представляется первая очередь системы, успешное внедрение которой зависит от качественного формирования проектных групп и подмножеств тех ИТ-сервисов для них, которые в совокупности составляют «интеграционное ядро» ERP-проекта [8 – 12]. Одновременное внедрение всех сервисов для всех бизнес-процессов, как правило, не представляется возможным или целесообразным по различным причинам: отсутствие достаточных ресурсов, трудности создания в короткие сроки необходимой технической инфраструктуры, большие риски радикальной перестройки действующей системы управления и др. Вследствие этого в функциональный объем первой очереди проекта включаются ИТ-сервисы, обеспечивающие эффективное функционирование наиболее взаимосвязанных бизнес-процессов предприятия.

Формализация задачи. Пусть $j, j = \overline{1, m}$, обозначает номер бизнес-процесса, а $i, i = \overline{1, n_j}$ – номер ИТ-сервиса в j -ом бизнес-процессе, тогда $S_j = \{s_{ji} \mid i = \overline{1, n_j}\}$ – множество сервисов j -го бизнес-процесса. Обозначим также через r_{ji}^{pk} количество связей между конфигурационными элементами сервисов s_{ji} и s_{pk} (рис. 1).

Заметим, что $r_{ji}^{pk} \neq r_{pk}^{ji}$, в частности, для рис. 1 будет $r_{ji}^{pk} = 9, r_{pk}^{ji} = 8, r_{ji}^{ji} = 12$. Матрицы связей между n_j сервисами j -го бизнес-процесса и связей n_j сервисов j -го с n_p сервисами p -го процесса приведены ниже:

Количество связей между элементами сервисов:
процесса j

$$\begin{matrix} r_{j1}^{j1} & r_{j1}^{j2} & \dots & r_{j1}^{jn_j} \\ r_{j2}^{j1} & r_{j2}^{j2} & \dots & r_{j2}^{jn_j} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ r_{jn_j}^{j1} & r_{jn_j}^{j2} & \dots & r_{jn_j}^{jn_j} \end{matrix}$$

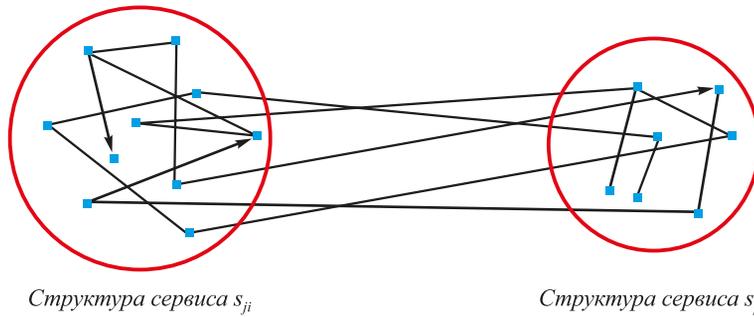


Рис. 1. Взаимосвязи между элементами сервисов s_{ji} и s_{pk}

Fig. 1. Interrelations between the elements of services s_{ji} and s_{pk}

процессов j и p

$$\begin{matrix} r_{j1}^{p1} & r_{j1}^{p2} & \dots & r_{j1}^{pn_p} \\ r_{j2}^{p1} & r_{j2}^{p2} & \dots & r_{j2}^{pn_p} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ r_{jn_j}^{p1} & r_{jn_j}^{p2} & \dots & r_{jn_j}^{pn_p} \end{matrix}$$

Очевидно, чем больше связей r_j между элементами сервисов бизнес-процесса j и их связей с элементами сервисов других бизнес-процессов, тем предпочтительнее включение процесса j в интеграционное ядро (вследствие проявления синергетического эффекта).

Общее число связей R между всеми элементами сервисов бизнес-процессов, включенных в «интеграционное ядро», выберем в качестве одного из показателей качества проектируемой ERP-системы. Обозначим через r_{jp} количество связей между процессами j и p :

$$r_{jp} = \sum_{i=1}^{n_j} \sum_{k=1}^{n_p} r_{ji}^{pk}. \quad (1)$$

Тогда

$$\begin{aligned} r_j &= \sum_{p=1}^m r_{jp} = \sum_{p=1}^m \sum_{i=1}^{n_j} \sum_{k=1}^{n_p} r_{ji}^{pk}; \\ R &= \sum_{j=1}^m r_j = \sum_{j=1}^m \sum_{p=1}^m r_{jp} = \sum_{j=1}^m \sum_{p=1}^m \sum_{i=1}^{n_j} \sum_{k=1}^{n_p} r_{ji}^{pk}. \end{aligned} \quad (2)$$

Матрица $\|r_{jp}\|$ связей между элементами сервисов различных бизнес-процессов и значения r_j приведены ниже:

$$\begin{matrix} r_{11} & r_{12} & \dots & r_{1m} & r_1 = \sum_{p=1}^m r_{1p} \\ r_{21} & r_{22} & \dots & r_{2m} & r_2 = \sum_{p=1}^m r_{2p} \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ r_{m1} & r_{m2} & \dots & r_{mm} & r_m = \sum_{p=1}^m r_{mp} \end{matrix}$$

Другим важным показателем качества создаваемой ERP-системы являются затраты $z_j, j = 1, m$, на функционирование бизнес-процессов после внедрения ERP-системы. Общие затраты Z составят $Z = \sum_{j=1}^m z_j$.

Созданию ERP-системы крупных предприятий, как правило, предшествуют многолетняя разработка и внедрение систем «лоскутной» автоматизации для отдельных бизнес-процессов и их подпроцессов. Эти действующие системы содержат различные ИТ-активы, которые могут быть эффективно применены в качестве компонентов для проектируемой системы. Количество применяемых конфигурационных элементов из систем «лоскутной» автоматизации будем рассматривать еще в качестве одного из показателей качества ERP-проекта. Обозначим через c_{ji} количество наследуемых конфигурационных элементов сервисом $s_{ji} \in S_j$.

Общее количество используемых унаследованных конфигурационных элементов будет $C = \sum_{j=1}^m c_j = \sum_{j=1}^m \sum_{i=1}^{n_j} c_{ji}$, где $c_j = \sum_{i=1}^{n_j} c_{ji}$ – количество наследуемых элементов j -ым процессом. Для формулирования задачи введем переменную $x_j = \begin{cases} 1, & j \in Q \\ 0, & j \notin Q \end{cases}$, где Q – множество тех бизнес-процессов, для которых создаются проектные группы.

С учетом введенных обозначений задача формирования проектных групп описывается следующими соотношениями:

$$\sum_{j=1}^m z_j x_j \rightarrow \min; \quad (3)$$

$$\sum_{j=1}^m x_j \sum_{p=1}^m r_{jp} x_p \geq r^*; \quad \sum_{j=1}^m c_j x_j \geq c^*. \quad (4)$$

Содержательно задача формулируется так: найти такие $x_j, j = 1, m$ (определить такие бизнес-процессы), для которых общее количество связей между элементами сервисов не меньше величины r^* , количество используемых унаследованных конфигурационных элементов не меньше величины c^* и затраты на функционирование

ние которых минимальны. Сформулированная задача относится к классу задач целочисленного квадратичного программирования [13].

Декомпозиция и последовательность процедур решения исходной задачи. Воспользуемся для ее решения методом сетевого программирования [14 – 18]. Для применения метода необходимо, чтобы целевая функция имела такую же структуру сетевого представления, как ограничения. Чтобы обеспечить это условие, каждое значение $z_j, j = \overline{1, m}$, представим в виде двух слагаемых (по числу ограничений исходной задачи (3) – (4)):

$$z_j = z_j^r + z_j^c, j = \overline{1, m}. \quad (5)$$

Подзадача 1: определение значений $z_j^r, z_j^c, j = \overline{1, m}$. Для ее решения применим метод множителей Лагранжа [19, 20]. Функция Лагранжа $L(\lambda, x)$ для задачи (3) – (4) запишется следующим образом:

$$L(\lambda, x) = \lambda r^* + \min_{x \in X_2} \sum_{j=1}^m \left(z_j - \lambda \sum_{p=1}^m r_{jp} x_p \right), \quad (6)$$

где $\lambda \geq 0$, а X_2 – множество решений, удовлетворяющих соотношениям (4).

Если λ_0 – решение, обеспечивающее максимум функции Лагранжа (6), тогда

$$z_j^r = \lambda_0 z_j, z_j^c = z_j - z_j^r, j = \overline{1, m}. \quad (7)$$

Теперь, в соответствии с методом сетевого программирования для задачи нелинейного программирования, декомпозируем на основе выражения (5) исходную задачу (3) – (4) на две подзадачи.

Подзадача 2

$$\sum_{j=1}^m z_j^r x_j \rightarrow \min; \sum_{j=1}^m x_j \sum_{p=1}^m r_{jp} x_p \geq r^*. \quad (8)$$

Подзадача 3

$$\sum_{j=1}^m z_j^c x_j \rightarrow \min; \sum_{j=1}^m c_j x_j \geq c^*. \quad (9)$$

Для решения подзадачи 2 требуется снова применить метод сетевого программирования для задачи нелинейного программирования, а подзадача 3 эффективно решается методом дихотомического программирования.

Пример. Рассмотрим решение задачи (3) – (4) на следующем примере. Пусть $j = 4, (z_j | j = \overline{1, 4}) = (23, 18, 14, 10), (c_j | j = \overline{1, 4}) = (12, 7, 9, 5)$, матрица $\|r_{jp}\|$ связей между элементами сервисов бизнес-процессов и значения r_j приведены ниже:

r_{1p}	50	5	7	3	65
r_{2p}	4	30	11	9	54
r_{3p}	8	10	15	6	39
r_{4p}	4	8	2	12	26

Подзадача 1. Функция Лагранжа $L(\lambda, x)$ для данных примера запишется так:

$$L(\lambda, x) = 123\lambda + \min_{x \in X_2} [\{23 - \lambda(50x_1 + 5x_2 + 7x_3 + 3x_4)\}x_1 + \{18 - \lambda(4x_1 + 30x_2 + 11x_3 + 9x_4)\}x_2 + \{14 - \lambda(8x_1 + 10x_2 + 15x_3 + 6x_4)\}x_3 + \{10 - \lambda(4x_1 + 8x_2 + 2x_3 + 12x_4)\}x_4], \quad (10)$$

где множество X_2 определяется ограничением

$$12x_1 + 7x_2 + 9x_3 + 5x_4 \geq 21. \quad (11)$$

Найдем минимум функции $L(\lambda, x)$ по λ . Решаем задачу методом дихотомического программирования.

1. Решаем задачу:

$$\{23 - \lambda(50x_1 + 5x_2 + 7x_3 + 3x_4)\}x_1 + \{18 - \lambda(4x_1 + 30x_2 + 11x_3 + 9x_4)\}x_2 \rightarrow \min; \quad (12)$$

$$12x_1 + 7x_2 \geq 21. \quad (13)$$

Решения задачи (12) – (13) можно свести в табл. 1.

2. Решаем задачу:

$$\{14 - \lambda(8x_1 + 10x_2 + 15x_3 + 6x_4)\}x_3 + \{10 - \lambda(4x_1 + 8x_2 + 2x_3 + 12x_4)\}x_4 \rightarrow \min; \quad (14)$$

Т а б л и ц а 1

Решения задачи (12) – (13)

Table 1. Task solving (12) – (13)

1	$\{18 - \lambda(4x_1 + 30x_2 + 11x_3 + 9x_4)\}$ 7	$\{41 - \lambda(54x_1 + 35x_2 + 18x_3 + 12x_4)\}$ 19
0	0	0
x_2		$\{23 - \lambda(50x_1 + 5x_2 + 7x_3 + 3x_4)\}$ 12
x_1	0	1

Решения задачи (14) – (15)
Table 2. Task solving (14) – (15)

1	$\{10 - \lambda(4x_1 + 8x_2 + 2x_3 + 12x_4)\}$ 5	$\{24 - \lambda(12x_1 + 18x_2 + 17x_3 + 18x_4)\}$ 14
0	0	0
x_4 x_3	0	1

$$9x_3 + 5x_4 \geq 21. \quad (15)$$

Решения задачи (14) – (15) сводим в табл. 2.

Допустимые решения задачи (10) – (11) представлены ниже:

$x_1 x_2 x_3 x_4$	$\sum_{j=1}^m c_j x_j$	$\sum_{j=1}^m x_j \sum_{p=1}^m r_{jp} x_p$	$L(\lambda)$
0111	21	103	$42 + 20\lambda$
1010	21	80	$37 + 43\lambda$
1101	24	125	$51 - 2\lambda$
1110	27	140	$55 - 17\lambda$
1111	33	184	$65 - 61\lambda$

Из условия равенства функции Лагранжа для двух лучших решений (выделены полужирным шрифтом) находим, что $\lambda = \frac{4}{15} \approx 0,27$. Значения $z_j^r, z_j^c, j = \overline{1, m}$, приведены ниже:

r_j	$z_j^r = \lambda r_j$	$z_j^c = z_j - z_j^r$
$r_1 = 65$	$z_1^r = 17,6$	$z_1^c = 5,4$
$r_2 = 54$	$z_2^r = 14,6$	$z_2^c = 3,4$
$r_3 = 39$	$z_3^r = 10,5$	$z_3^c = 3,5$
$r_4 = 26$	$z_4^r = 7$	$z_4^c = 3$

Располагая значениями $z_j^r, z_j^c, j = \overline{1, m}$, решаем подзадачи 2 и 3.

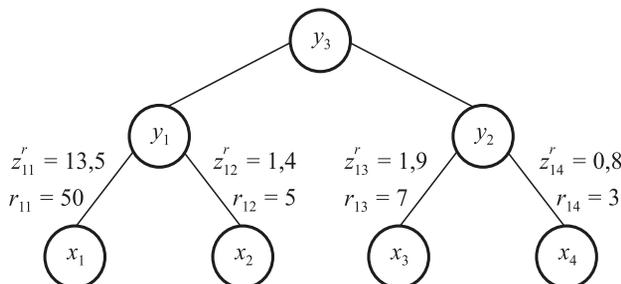


Рис. 2. Структура критерия и ограничений задачи для $j = 1$

Fig. 2. Structure of criterion and limitations of the task for $j = 1$

Подзадача 2. Для приведения к структурному подобию критерия функции ограничения положим

$$z_{jp}^r = \frac{z_j^r r_{jp}}{\sum_{p=1}^m r_{jp}}. \quad (16)$$

Результаты вычислений $z_{jp}^r, j = \overline{1, 4}, p = \overline{1, 4}$, следующие:

$j \backslash p$	1	2	3	4
1	$z_{11}^r = 13,5$	$z_{12}^r = 1,4$	$z_{13}^r = 1,9$	$z_{14}^r = 0,8$
2	$z_{21}^r = 1,1$	$z_{22}^r = 8,1$	$z_{23}^r = 3,0$	$z_{24}^r = 2,4$
3	$z_{31}^r = 2,2$	$z_{32}^r = 2,7$	$z_{33}^r = 4,0$	$z_{34}^r = 1,6$
4	$z_{41}^r = 1,1$	$z_{42}^r = 2,2$	$z_{43}^r = 0,5$	$z_{44}^r = 3,2$

Теперь подзадача 2 имеет вид

$$\sum_{j=1}^m x_j \left(\sum_{p=1}^m z_{jp}^r \right) \rightarrow \min; \quad \sum_{j=1}^m x_j \sum_{p=1}^m r_{jp} x_p \geq r^*. \quad (17)$$

Структура функций подзадачи 2 позволяет решить ее методом дихотомического программирования. Последовательно решаем оценочные задачи для $j = \overline{1, m}$. Структура задачи для $j = 1$ представлена на рис. 2.

Шаг 1. Промежуточные результаты вычисления y_1 и y_2 представлены следующими данными:

	y_1	y_2
1	1,4 14,9 5 55	1 0,8 2,7 3 10
0	0 13,5 0 50	0 0 1,9 0 0 7
x_2	0 1	x_4 0 1
x_1		x_3

Результат решения оценочной задачи для $j = 1$ представлен в табл. 3.

Аналогично решаются оценочные задачи для $j = 2, 3, 4$. Итоговые значения показателя эффективности

Таблица 3

Результат решения оценочной задачи для $j = 1$

Table 3. The result of evaluation task solving for $j = 1$

$x_1x_2x_3x_4$	0000	0010	0001	0011	1000	1010	1001	1011
$z_1^r(x_1x_2x_3x_4)$	0	1,9	0,8	2,7	13,5	15,4	14,3	16,2
$r_1(x_1x_2x_3x_4)$	0	7	3	10	50	57	53	60
$x_1x_2x_3x_4$	0100	0110	0101	0111	1100	1110	1101	1111
$z_1^r(x_1x_2x_3x_4)$	1,4	3,3	2,2	4,1	14,9	16,8	15,7	17,6
$r_1(x_1x_2x_3x_4)$	5	12	8	15	55	62	58	65

Таблица 4

Результат решения подзадачи 2

Table 4. The result of solving the subtask 2

$x_1x_2x_3x_4$	0000	0010	0001	0011	1000	1010	1001	1011
$\sum_{j=1}^4 z_j^r(x_1x_2x_3x_4)$	0	9,4	8	17,4	17,9	27,3	23,9	35,3
$\sum_{j=1}^4 r_j(x_1x_2x_3x_4)$	0	35	30	65	66	101	96	131
$x_1x_2x_3x_4$	0100	0110	0101	0111	1100	1110	1101	1111
$\sum_{j=1}^4 z_j^r(x_1x_2x_3x_4)$	14,4	23,8	22,4	31,8	32,3	41,7	40,3	49,7
$\sum_{j=1}^4 r_j(x_1x_2x_3x_4)$	53	88	83	118	119	154	149	184

$\sum_{j=1}^4 z_j^r(x_1x_2x_3x_4)$ и ограничения $\sum_{j=1}^4 r_j(x_1x_2x_3x_4)$ для каждо-

го из решений подзадачи 2 представлены в табл. 4.

Решаем подзадачу 3 методом дихотомического программирования (рис. 3).

Решения подзадачи 3 представлены в табл. 5.

На основе решений подзадачи 2 (табл. 4) и подзадачи 3 (табл. 5) получаем решения для исходной задачи (3) – (4) (табл. 6).

Имея конкретные значения r^* и c^* правых частей ограничений исходной задачи, нетрудно определить множество допустимых решений исходной задачи и среди

них – лучшее. Так, если $r^* = 138$ (75 % от 184, т.е. исходим из того, что интеграционное ядро включает 75 % всех связей между сервисами) и $c^* = 22$ (67 % от 33, что соответствует использованию 67 % унаследованных конфигурационных элементов), то оптимальным будет решение $x_1x_2x_3x_4 = 1101$, для которого $r = 149$, $c = 24$ и $z = 52,1$.

Выводы. Заметим, что в иллюстративных целях в рассмотренном примере анализировались все возможные решения (при четырех процессах число этих решений равно 16 (24)). Однако ограничения задачи существенно снижают множество допустимых решений, требующих анализа (в нашем примере число допустимых решений равно 2, если не учитывать тривиальное решение $x_1x_2x_3x_4 = 1111$). Количество вычислений можно существенно сократить, если на начальном этапе методом ветвлений выделить множество допустимых решений и на всех этапах решения задачи работать только с ними. Решение задачи формирования портфеля сервисов предоставляет исходные данные для задачи календарного планирования реализации ИТ-сервисов проектными группами, отвечающими за компьютеризацию отдельных бизнес-процессов предприятия. Постановка и процедура решения этой задачи будут рассмотрены в следующей публикации.

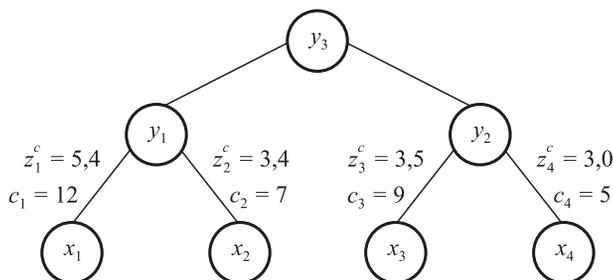


Рис. 3. Структура критерия и ограничения подзадачи 3

Fig. 3. Structure of criterion and limitations of the subtask 3

Результат решения подзадачи 3

Table 5. The result of solving the subtask 3

$x_1x_2x_3x_4$	0000	0010	0001	0011	1000	1010	1001	1011
$z^c(x_1x_2x_3x_4)$	0	3,5	3,0	6,5	5,4	8,9	8,4	11,9
$c(x_1x_2x_3x_4)$	0	9	5	14	12	21	17	26
$x_1x_2x_3x_4$	0100	0110	0101	0111	1100	1110	1101	1111
$z^c(x_1x_2x_3x_4)$	3,4	6,9	6,4	9,9	8,8	12,3	11,8	15,3
$c_1(x_1x_2x_3x_4)$	7	16	12	21	19	28	24	33

Результат решения исходной задачи (3) – (4)

Table 6. The result of the initial task solving (3) – (4)

$x_1x_2x_3x_4$	0000	0010	0001	0011	1000	1010	1001	1011
$\sum_{j=1}^4 (z_j^r + z_j^c)$	0	12,9	11,0	23,9	23,3	36,2	32,3	47,2
$\sum_{j=1}^4 r_j$	0	35	30	65	66	101	96	131
$\sum_{j=1}^4 c_j$	0	9	5	14	12	21	17	26
$x_1x_2x_3x_4$	0100	0110	0101	0111	1100	1110	1101	1111
$\sum_{j=1}^4 (z_j^r + z_j^c)$	17,8	30,7	28,8	41,7	41,1	54,0	52,1	65,0
$\sum_{j=1}^4 r_j$	53	88	83	118	119	154	149	184
$\sum_{j=1}^4 c_j$	7	16	12	21	19	28	24	33

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- OGC-ITIL V3-1 Service Strategy: TSO, 2007. – 373 p.
- OGC-ITIL V3-2 Service Design: TSO, 2007. – 334 p.
- OGC-ITIL V3-3 Service Transition, London: TSO, 2007. – 270 p.
- OGC-ITIL V3- 4, Service Operation: TSO, 2007. – 397 p.
- OGC-ITIL V3-5 Continual Service Improvement: TSO, 2007. – 308p.
- OGC-ITIL V3- 6 Service Lifecycle, Introduction ITIL: TSO, 2007. – 173p.
- Зимин В.В., Кулаков С.М., Зимин А.В. К развитию концептуальных основ управления ИТ-деятельностью // Вестник НГУ. Серия «Информационные технологии». 2012. Том 10. Вып. 4. С. 29 – 39.
- Основы управления жизненным циклом сервисов систем информатики и автоматизации (лучшие практики ITIL): Учебное пособие / В.В. Зимин, А.А. Ивушкин, С.М. Кулаков, К.А. Ивушкин. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2013. – 500 с.
- Бурков В.Н., Новиков Д.А. Как управлять проектами. Научно-практическое издание. – М.: СИНТЕГ – ГЕО, 1997. – 188 с.
- Phillips J.J., Bothell T.W., Snead G.L. The project management scorecards. – Amsterdam: Elsevier, 2003.
- Rumizen M.C. Knowledge management. – N.Y.: Alpha, 2002.
- Wysocky R.K., Beck R., Crane D.B. Effective project management. – N.Y. John Wiley & Sons, 2000.
- Механизмы управления. Учебн. пособие / Под ред. Д.А. Новикова. – М.: ЛЕНАНД, 2011. – 192 с.
- Вагнер Г. Основы исследования операций. – М.: Мир, 1972. – 198 с.
- Буркова И.В. Метод сетевого программирования в задачах управления проектами: Автореф. дисс. д.т.н. – М., 2012. – 27 с.
- Буркова И.В. Метод сетевого программирования в задачах нелинейной оптимизации // Автоматика и телемеханика. 2009. № 10. С. 15 – 21.
- Корбут А.А., Сига И.Х., Финкельштейн Ю.Ю. Метод ветвей и границ. Обзор теории, алгоритмов, программ и приложений // Math. Operation Forsch. Staist. Ser. Optimization. 1977. Vol. 8. № 2. P. 253 – 280.
- Корбут А.А., Финкельштейн Ю.Ю. Дискретное программирование. – М.: Наука, 1969. – 368 с.
- Акулич И.Л. Задачи нелинейного программирования. Математическое программирование в примерах и задачах. – М.: Высшая школа, 1986. – 319 с.
- Зорич В.А. Математический анализ. Ч. 1. Изд. 2-е, испр. и доп. – М.: ФАЗИС, 1997. – 568 с.

Поступила 8 июня 2017 г.

FORMATION OF FUNCTIONAL VOLUME AND WORKING GROUPS OF ERP-PROJECT OF THE ENTERPRISE

V.V. Zimin¹, V.V. Mit'kov¹, A.V. Zimin²

¹Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

²LLC “Audit EnergoNovosibirsk”, Russia, Novosibirsk

Abstract. Critical in the creation of ERP-system of the enterprise is the first stage of the system. Simultaneous introduction of all services for all business processes of the enterprise, as a rule, isn't possible or expedient for various reasons: lack of sufficient resources, difficulties of creation of necessary technical infrastructure in short terms, big risks of radical reorganization of the operating control system, etc. Therefore, the functional volume of the 1st turn of the project joins the IT services providing effective functioning of the most interconnected business processes. The paper presents a mathematical formulation and procedure for solving the problem of determining the portfolio of IT services that realize the functions of the main business processes and make up the functional volume of the first stage of the ERP system of a large metallurgical company. Problem definition considers three important indicators of efficiency of the ERP-project: size of the project budget, number of communications between the IT services making the functional volume of the project (its “integration kernel”), number of the inherited design decisions from the systems of a “scrappy” computerization finding application in the enterprise resource planning. The first of these indicators is accepted as criterion of a task, other two – as its restrictions. As a result of formalization, the problem under consideration reduces to the problem of integer-valued quadratic programming. The method of network programming in modification used for the solution of nonlinear programming problems of is applied for its decision. The method decomposes a complex initial problem into a generalized dual task of network programming and a set of essentially simpler subtasks. An example is given of the solution of the problem under study in which the generalized dual problem of network programming is solved by the method of Lagrange multipliers, and individual subtasks are solved by the method of dichotomous programming, which reduces the solution of subproblems to the solution of a sequence of simple estimation problems. The solution of the task of forming a portfolio of services delivers the initial data for the task of scheduling the implementation of services by project groups responsible for the computerization of individual business processes of the enterprise.

Keywords: business process, IT services portfolio, ERP-project, non-linear programming problem, network programming method, generalized network programming task, Lagrange multiplier method.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-998-1004

REFERENCES

1. OGC-ITIL V3-1 Service Strategy. TSO, 2007, 373 p.
2. OGC-ITIL V3-2 Service Design. TSO, 2007, 334 p.
3. OGC-ITIL V3-3 Service Transition. London: TSO, 2007, 270 p.
4. OGC-ITIL V3- 4, Service Operation. TSO, 2007, 397 p.
5. OGC-ITIL V3- 5 Continual Service Improvement. TSO, 2007, 308 p.

6. OGC-ITIL V3- 6 Service Lifecycle, Introduction ITIL. TSO, 2007, 173 p.
7. Zimin V.V., Kulakov S.M., Zimin A.V. Development of conceptual base for managing IT activities. *Vestnik NGU. Seriya “Informatsionnye tekhnologii”*. 2012, vol. 10, iss. 4, pp. 29–39. (In Russ.).
8. Zimin V.V., Ivushkin A.A., Kulakov S.M., Ivushkin K.A. *Osnovy upravleniya zhiznennym tsiklom servisov sistem informatiki i avtomatizatsii (luchshie praktiki ITIL): uchebnoe posobie* [Basics of life-cycle management of information and automation systems services (best practices of ITIL): Tutorial]. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat, 2013, 500 p. (In Russ.).
9. Burkov V.N., Novikov D.A. *Kak upravlyat' proektami: Nauchno-prakticheskoe izdanie* [How to manage projects: Scientific and practical references]. Moscow: SINTEG – GEO, 1997, 188 p. (In Russ.).
10. Phillips J.J., Bothell T.W., Snead G.L. *The project management scorecards*. Amsterdam: Elsevier, 2003.
11. Rumizen M.C. *Knowledge management*. N.Y.: Alpha, 2002.
12. Wysocky R.K., Beck R., Crane D.B. *Effective project management*. NY: John Wiley & Sons, 2000.
13. *Mekhanizmy upravleniya: uchebn. posobie* [Control mechanisms: Manual]. Novikov D.A. ed. Moscow: LENAND, 2011, 192 p. (In Russ.).
14. Wagner Harvey M. *Principles of operations research*. Prentice-Hall, 1967. (Russ.ed.: Vagner G. *Osnovy issledovaniya operatsii*. Moscow: Mir, 1972, 198 p.).
15. Burkova I.V. *Metod setevogo programmirovaniya v zadachakh upravleniya proektami: Avtoref. diss. ... doktora tekhn. nauk* [Method of network programming in project management tasks: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Moscow, 2012, 27 p. (In Russ.).
16. Burkova I.V. Method of network programming in tasks of nonlinear optimization. *Avtomatika i telemekhanika*. 2009, no. 10, pp. 15–21. (In Russ.).
17. Korbust A.A., Siga I.Kh., Finkel'shtein Yu.Yu. Method of branches and boundaries. Review of theory, algorithms, programs and applications. *Math. Operation Forsch. Staist. Ser. Optimization*. 1977, vol. 8, no. 2, pp. 253–280. (In Russ.).
18. Korbust A.A., Finkel'shtein Yu.Yu. *Diskretnoe programmirovaniye* [Discrete Programming]. Moscow: Nauka, 1969, 368 p. (In Russ.).
19. Akulich I.L. *Zadachi nelineinogo programmirovaniya. Matematicheskoe programmirovaniye v primerah i zadachah* [Problems of non-linear programming. Mathematical programming in examples and problems]. Moscow: Vysshaya shkola, 1986, 319 p. (In Russ.).
20. Zorich V.A. *Matematicheskii analiz. Ch. 1* [Mathematical analysis. Part. 1]. Moscow: FAZIS, 1997, 568 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Zimin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Automation and Information Systems” (zimin.1945@mail.ru)

V.V. Mit'kov, Senior Lecturer of the Chair “Automation and Information Systems”

A.V. Zimin, Cand. Sci. (Eng.), Director

Received June 8, 2017

УДК 621.771.01.004.942

О МЕХАНИЗМЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ТЕРМОУПРОЧНЕНИИ ПРОКАТА*

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

Невский С.А., к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин
им. проф. В.М. Финкеля (nevskiy.sergei@yandex.ru)

Ильященко А.В., студент (alexshool@mail.ru)

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

Аннотация. Предложен механизм, объясняющий высокое значение коэффициента теплопередачи при ускоренном охлаждении проката. При скоростях больше критической возникает неустойчивость Кельвина–Гельмгольца в нанодиапазоне, что приводит к формированию нанокпель. Охлаждение ведется с помощью нанокпель, движущихся через такую паровую пленку. Это позволяет при моделировании структурно-фазовых превращений использовать коэффициент теплопередачи, рассчитанный по формуле, в которой учитывается теплопроводность воды. Вторая роль нанокпель состоит в генерации теплового удара, за счет которого формируются мощные термоупругие волны. Роль упругих волн заключается в повышении ударной вязкости, так как возникшие на первой стадии охлаждения трещины в последующих секциях при взаимодействии упругой волны со свободными берегами трещин захлопываются.

Ключевые слова: ускоренное охлаждение проката, коэффициент теплопередачи, неустойчивость Кельвина–Гельмгольца, нанокпель, тепловой удар.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-1005-1007

В потоке непрерывных станов одним из наиболее прогрессивных технологических процессов, обеспечивающих существенное повышение механических и эксплуатационных свойств арматуры, является термоупрочнение проката [1 – 5]. Для разработки оптимальных режимов термоупрочнения и целенаправленного управления эксплуатационными свойствами необходимо установление связи между распределением температур по сечению проката и образующимися структурно-фазовыми состояниями. Для этого требуется решение задачи теплопроводности с граничными условиями, отражающими характер теплоотвода при определенной технологической схеме. Такой подход был использован при моделировании охлаждения арматуры и определения структурно-фазовых состояний [1] и недавно реализован для проката сложного профиля [6].

Характер теплоотвода определяется коэффициентом теплопередачи, то есть усредненным тепловым потоком на каждом участке в определенный промежуток времени; его численное значение выбирается из некоторого диапазона значений, границы которого определены из условия, что на горячий прокат падают капли воды. Окончательное значение коэффициента теплопередачи выбирается таким образом, чтобы расчетное

значение температуры конца охлаждения совпадало с измеренной температурой на холодильнике. Численные значения коэффициента теплоотдачи $\alpha_{\text{дв}}$ в секциях охлаждения (движущаяся вода) находятся в пределах 38 – 115 кВт/(м²·К). Согласно справочным данным коэффициент теплоотдачи $\alpha_{\text{нв}}$ кипящая вода (неподвижная вода) – металлическая стенка находится в пределах 3,5 – 5,8 кВт/(м²·К) [7]. Такое различие значений $\alpha_{\text{дв}}$ и $\alpha_{\text{нв}}$ можно объяснить тем, что в неподвижной системе кипящая вода – горячий металл образует паровую пленку, которая резко снижает теплопередачу. Но при термоупрочнении проката процесс становится устойчивым, если принять, что паровая пленка пробивается каплями жидкости.

Действительно, в результате экспериментов [8] с подачей воды на горячее изделие с разными скоростями было установлено, что, начиная со скорости не менее 12 м/с, образования паровой пленки не происходит. В условиях прокатного стана это соответствует подаче воды в охлаждающее устройство под давлением не менее 20 атм., что в несколько раз больше, чем использовалось ранее. Кроме того, выявлен важный параметр – относительная скорость воды по отношению к прокату, которая определяет скорость охлаждения, прямолинейность и гидротранспортирование проката.

В настоящей работе предлагается новый механизм охлаждения. При стационарном перепаде температур

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-420530.

1000 °С эта пленка появляется, но через эту пленку движутся капли, которые формируются за счет развития неустойчивости на границе пар – вода. На границе раздела развивается неустойчивость Кельвина–Гельмгольца в нано- и микроразмерном диапазоне длин волн [9]. Считается, что длина волны максимальной неустойчивости определяет размер капель. Значит, образуются капли наноразмера; с их помощью пробивается паровой слой и поэтому происходит капельное охлаждение.

Время воздействия капли на жесткую поверхность можно оценить по значению $d/c \sim 10^{-11}$ с (где d – диаметр капли; c – скорость звука). При таком значении времени воздействия капли происходит термоудар, генерирующий упругую волну [10]. Роль упругих волн заключается в повышении ударной вязкости, так как возникшие на первой стадии охлаждения трещины в последующих секциях при взаимодействии упругой волны со свободными берегами трещин захлопываются. Результаты исследований, приведенные в монографии [11], свидетельствуют об успешном применении различного рода воздействий с целью торможения и остановки разрушения. В работе [12] установлена возможность закрытия трещин при импульсных нагрузках, соответствующих области линейно-упругих деформаций материала.

Выводы. При скоростях больше критической возникает неустойчивость Кельвина–Гельмгольца в нанодиапазоне, что приводит к формированию нанокапель. Охлаждение происходит с помощью нанокапель, движущихся через такую паровую пленку, что позволяет при моделировании структурно-фазовых превращений использовать коэффициент теплопередачи, рассчитанный по формуле, в которой учитывается теплопроводность воды. Вторая роль нанокапель состоит в генерации теплового удара, за счет которого формируются мощные термоупругие волны. Роль упругих волн заключается в повышении ударной вязкости, так как возникшие на первой стадии охлаждения трещины в последующих

секциях при взаимодействии упругой волны со свободными берегами трещин захлопываются.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Юрьев А.Б. Упрочнение строительной арматуры и прокатных валков. – Новосибирск: Наука, 2006. – 227 с.
2. Liska S., Wozniak J. Model vyvoje struktury a mechanich vlastnosti oceli pri valcovani za tepla // Kovove materialy (Bratislava) 1982. Vol. 20. No. 5. S. 562 – 572.
3. Рудской А.И., Колбасников Н.Г. Управление структурой и свойствами сталей при горячей деформации // Заготовительное производство в машиностроении. 2012. № 10. С. 22 – 30.
4. Платов С.И., Ярославцев А.В., Тумбасов К.С., Ярославцева К.К. Повышение качества горячекатаного сортового арматурного проката из низко- и среднеуглеродистых марок стали за счет выбора оптимальных термомеханических режимов обработки // Производство проката. 2016. № 10. С. 21 – 25.
5. Ноговицын А.В., Богачева А.В., Евсюков Н.Ф., Лошкарев Д.В. Прогнозирование процессов структурообразования при охлаждении металлопроката с применением математической модели // Металлургическая и горнорудная промышленность. 1999. № 5. С. 75 – 78.
6. Сарычев В.Д., Громов В.Е., Грановский А.Ю., Шляпников С.С., Ильященко А.В. Математическая модель расчета температурных полей при прерывистом охлаждении проката // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. № 3. С. 339 – 342.
7. Кухлинг Х. Справочник по физике. – М.: Мир, 1985. – 520 с.
8. Большаков В.И. История развития термического упрочнения проката. – Днепропетровск: ИПГАСА, 2012. – 388 с.
9. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Sarycheva E.V., Kononov S.V., Gromov V.E. Viscous flow analysis of the Kelvin–Helmholtz instability for short waves // AIP Conference Proceedings. 2016. Vol. 1783. P. 020198.
10. Сарычев В.Д., Волошина М.С., Громов В.Е. Математическая модель генерации термоупругих волн при воздействии концентрированных потоков энергии на материалы // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. Т. 8. №. 4. С. 71 – 76.
11. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 360 с.
12. Фомин И.М. Залечивание трещин волнами напряжений в щелочно-галлоидных кристаллах: Авторефер. дис. ... канд. физ.-мат. наук. – Ростов-на-Дону, 1984. – 20 с.

Поступила 4 октября 2017 г.

ON ACCELERATED COOLING MECHANISMS IN THERMAL HARDENING OF ROLLED METAL

V.D. Sarychev, S.A. Nevskii, A.V. Il'yashchenko

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. A mechanism is proposed that explains high value of heat transfer coefficient for accelerated cooling of rolled products. At velocities greater than the critical value, the Kelvin–Helmholtz instability arises in nanoscale, which leads to formation of nanodroplets. Cooling is carried out with the help of nanotubes moving through such a vapor film. This allows using the coefficient of heat transfer calculated by the formula in which thermal conductivity of water is taken into account when modeling structural-phase transformations. The second role of nanodrops is to generate a thermal shock, due to which powerful thermoelastic waves are formed.

The role of elastic waves is to increase the toughness, since the cracks that appear in the first cooling stage in subsequent sections when the elastic wave interacts with the free shores of the cracks, collapse.

Keywords: accelerated cooling of rolled products, heat transfer coefficient, Kelvin–Helmholtz instability, nanodrops, thermal shock.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-1005-1007

REFERENCES

1. Yur'ev A.B. *Uprochnenie stroitel'noi armatury i prokatnykh valkov* [Strengthening of building fittings and rolling rolls]. Novosibirsk: Nauka, 2006, 227 p. (In Russ.).

2. Liska S., Wozniak J. Model vyvoje struktury a mechanich vlastnosti oceli pri valcovani za tepla. *Kovove materialy (Bratislava)*. 1982, vol. 20, no. 5, pp. 562–572.
3. Rudskoi A.I., Kolbasnikov N.G. Controlling the structure and properties of steels during hot deformation. *Zagotovitel'noe proizvodstvo v mashinostroenii*. 2012, no. 10, pp. 22–30. (In Russ.).
4. Platov S.I., Yaroslavtsev A.V., Tumbasov K.S. Improvement of the quality of hot-rolled bars made of low- and medium-carbon steel grades through the selection of optimal thermomechanical processing modes. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 10, pp. 21–25. (In Russ.).
5. Nogovitsyn A.V., Bogacheva A.V., Evsyukov N.F., Loshkarev D.V. Prediction of processes of structure formation during cooling of rolled metal with the use of mathematical model. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 1999, no. 5, pp. 75–78. (In Russ.).
6. Sarychev V.D., Gromov V.E., Granovskii A.Yu., Shlyapnikov S.S., Il'yashchenko A.V. Mathematical model of calculation of temperature fields at intermittent cooling of rolled products. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2016, no. 3, pp. 339–342. (In Russ.).
7. Kuchling Horst. *Physik*. Leipzig, 1980. (Russ.ed.: Kuchling H. *Spravochnik po fizike*. Moscow: Mir, 1985, 520 p.).
8. Bol'shakov V.I. *Istoriya razvitiya termicheskogo uprochneniya prokata* [History of development of thermal hardening of rolled metal]. Dnepropetrovsk: PGASA, 2012, 388 p. (In Russ.).
9. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Sarycheva E.V., Kononov S.V., Gromov V.E. Viscous flow analysis of the Kelvin–Helmholtz instability for short waves. *AIP Conference Proceedings*. 2016, vol. 1783, pp. 020198.
10. Sarychev V.D., Voloshina M.S., Gromov V.E. Mathematical model of generation of thermoelastic waves under the influence of concentrated energy fluxes on materials. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2011, vol. 8, no. 4, pp. 71–77. (In Russ.).
11. Finkel' V.M. *Fizicheskie osnovy tormozheniya razrusheniya* [Physical basis of deceleration of fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 360 p. (In Russ.).
12. Fomin I.M. *Zalechivanie treshchin volnami napryazhenii v shchelochno-galoidnykh kristallakh: Avtorefer. dis. ... kand. fiz.-mat. Nauk* [Healing of cracks by stress waves in alkali-halide crystals: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Rostov-on-Don, 1984, 20 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed with the partial financial support of the RFBR grant no. 16-48-420530.

Information about the authors:

V.D. Sarychev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (sarychev_vd@mail.ru)

S.A. Nevskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (nevskiy.sergei@yandex.ru)

A.V. Il'yashchenko, Student (alexshool@mail.ru)

Received October 4, 2017

УДК 66.021.97

СОВМЕСТНОЕ ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА НА РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ*

*Дашевский В.Я.^{1,2}, д.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих
промышленных технологий, зав. лабораторией (vdashev@imet.ac.ru)*
Александров А.А.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (a.a.aleksandrov@gmail.com)

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Проведен термодинамический анализ совместного влияния алюминия и титана на растворимость кислорода в расплавах на основе никеля. За счет образования комплексного оксида $Al_2O_3 \cdot TiO_2$ титан усиливает раскислительную способность алюминия. Влияние титана проявляется при содержании алюминия до 0,01 %, при более высоких содержаниях алюминия только он определяет растворимость кислорода в расплаве. Оптимальное содержание титана порядка 0,2 %.

Ключевые слова: никель, расплавы, кислород, алюминий, титан, раскисление.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-1008-1011

В современной технике широкое применение нашли жаростойкие никелевые сплавы, содержащие алюминий и титан. Качество никелевых сплавов в значительной степени определяется чистотой металла по примесям, в частности по кислороду. Получение готового металла с минимальной концентрацией кислорода является основной задачей процесса раскисления.

В настоящей работе впервые проведен термодинамический анализ совместного влияния алюминия и титана на растворимость кислорода в расплавах на основе никеля. При совместном раскислении алюминием и титаном преимущественное участие в реакции будет принимать алюминий. Оксиды алюминия и титана образуют комплексный оксид [1]

$$Al_2O_3 \cdot TiO_2 = Al_2O_3 + TiO_2, \quad (1)$$

$$\Delta G_{(1)}^\circ = -17\,000 + 10,95T, \text{ Дж/моль},$$

$$\lg K_{(1)} = \lg \frac{a_{Al_2O_3} a_{TiO_2}}{a_{Al_2O_3 \cdot TiO_2}} = \frac{887,972}{T} - 0,572,$$

который способствует участию титана в процессе раскисления.

При 1873 К соединение $Al_2O_3 \cdot TiO_2$ находится в твердом состоянии ($T_{пл} = 2133 \text{ К}$ [2]), активность равна единице, $\lg a_{Al_2O_3} a_{TiO_2} = -0,098$.

Из уравнений констант равновесия реакций раскисления расплавов на основе никеля раздельно алюминием и титаном

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00641 А.

$$Al_2O_3(ТВ) = 2[Al]_{Ni} + 3[O]_{Ni}, \quad (2)$$

$$K_{(2)} = \frac{([\% Al] f_{Al})^2 ([\% O] f_{O})^3}{a_{Al_2O_3}},$$

$$TiO_2(ТВ) = [Ti]_{Ni} + 2[O]_{Ni}, \quad (3)$$

$$K_{(3)} = \frac{([\% Ti] f_{Ti}) ([\% O] f_{O})^2}{a_{TiO_2}},$$

могут быть определены активности кислорода в расплаве в зависимости от содержания алюминия и титана:

$$\lg a_{O(Al)} = \lg ([\% O] f_{O})_{Al} = \frac{1}{3} \lg K_{(2)} + \frac{1}{3} \lg a_{Al_2O_3} - \frac{2}{3} \lg [\% Al] - \frac{2}{3} e_{Al(Ni)}^{Al} [\% Al] - \frac{2}{3} e_{Al(Ni)}^O \left(\frac{K_{(2)}}{[\% Al]^2} f_{Al}^2 \right)^{1/3}; \quad (4)$$

$$\lg a_{O(Ti)} = \lg ([\% O] f_{O})_{Ti} = \frac{1}{2} \lg K_{(3)} + \frac{1}{2} \lg a_{TiO_2} - \frac{1}{2} \lg [\% Ti] - \frac{1}{2} e_{Ti(Ni)}^{Ti} [\% Ti] - \frac{1}{2} e_{Ti(Ni)}^O \left(\frac{K_{(3)}}{[\% Ti]} f_{Ti} \right)^{1/2}, \quad (5)$$

где e_i^j – параметр взаимодействия первого порядка при выражении концентрации компонентов в массовых процентах.

В случае совместного раскисления алюминием и титаном активности кислорода, определяемые по уравнениям (4) и (5), равны. Следовательно, с учетом взаимного влияния алюминия и титана друг на друга можно записать

$$\begin{aligned} & \frac{1}{3} \lg K_{(2)} + \frac{1}{3} \lg a_{\text{Al}_2\text{O}_3} - \frac{2}{3} \lg [\% \text{ Al}] - \frac{2}{3} e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Al}} [\% \text{ Al}] - \\ & - \frac{2}{3} e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} [\% \text{ Ti}] - \frac{2}{3} e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{O}} \left(\frac{K_{(2)}}{[\% \text{ Al}]^2} f_{\text{Al}}^2 \right)^{1/3} = \\ & = \frac{1}{2} \lg K_{(3)} + \frac{1}{2} \lg a_{\text{TiO}_2} - \frac{1}{2} \lg [\% \text{ Ti}] - \frac{1}{2} e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} [\% \text{ Ti}] - \\ & - \frac{1}{2} e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Al}} [\% \text{ Al}] - \frac{1}{2} e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{O}} \left(\frac{K_{(3)}}{[\% \text{ Ti}]^2} f_{\text{Ti}}^2 \right)^{1/2}. \quad (6) \end{aligned}$$

Активность оксида титана из уравнения (1) при 1873 К равна

$$\lg a_{\text{TiO}_2} = -0,098 - \lg a_{\text{Al}_2\text{O}_3}. \quad (7)$$

Решая совместно уравнения (6) и (7), можно выразить активность глинозема через содержание алюминия и титана в расплаве:

$$\begin{aligned} \lg a_{\text{Al}_2\text{O}_3} = & -0,0588 - 0,4 \lg K_{(2)} + 0,6 \lg K_{(3)} + \\ & + 0,8 \lg [\% \text{ Al}] - 0,6 \lg [\% \text{ Ti}] + \left[0,8 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Al}} - 0,6 e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Al}} \right] \times \\ & \times [\% \text{ Al}] + \left[0,8 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} - 0,6 e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} \right] [\% \text{ Ti}] + \\ & + 0,8 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{O}} \left(\frac{K_{(2)}}{[\% \text{ Al}]^2} f_{\text{Al}}^2 \right)^{1/3} - 0,6 e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{O}} \left(\frac{K_{(3)}}{[\% \text{ Ti}]^2} f_{\text{Ti}}^2 \right)^{1/2}. \quad (8) \end{aligned}$$

Концентрация кислорода в расплаве при раскислении только алюминием может быть рассчитана по уравнению

$$\begin{aligned} \lg [\% \text{ O}]_{\text{Al}} = & \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(2)} + \lg a_{\text{Al}_2\text{O}_3} - 2 \lg [\% \text{ Al}] - \right. \\ & - \left[2 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Al}} + 3 e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}} \right] [\% \text{ Al}] - \left[3 e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{O}} + 2 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{O}} \right] \times \\ & \times \left(\frac{K_{(2)}}{[\% \text{ Al}]^2} f_{\text{Al}}^2 f_{\text{O}}^3 \right)^{1/3} - 3 r_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}} [\% \text{ Al}]^2 \left. \right\}, \quad (9) \end{aligned}$$

где r_i^j – параметр взаимодействия второго порядка при выражении концентрации компонентов в массовых процентах.

При $[\% \text{ O}] \rightarrow 0, f_{\text{O}} \rightarrow 1$. В связи с малостью величины $[\% \text{ O}]$ можно принять $\left(\frac{K_{(2)}}{[\% \text{ Al}]^2} f_{\text{Al}}^2 f_{\text{O}}^3 \right) \approx \left(\frac{K_{(2)}}{[\% \text{ Al}]^2} f_{\text{Al}}^2 \right)$, тогда уравнение (9) примет вид

$$\begin{aligned} \lg [\% \text{ O}]_{\text{Al}} = & \frac{1}{3} \left\{ \lg K_{(2)} + \lg a_{\text{Al}_2\text{O}_3} - 2 \lg [\% \text{ Al}] - \right. \\ & - \left[2 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Al}} + 3 e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}} \right] [\% \text{ Al}] - \left[3 e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{O}} + 2 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{O}} \right] \times \\ & \times \left(\frac{K_{(2)}}{[\% \text{ Al}]^2} f_{\text{Al}}^2 \right)^{1/3} - 3 r_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}} [\% \text{ Al}]^2 \left. \right\}. \quad (9a) \end{aligned}$$

При совместном раскислении алюминием и титаном с учетом полученной зависимости (8) и взаимного влияния элементов друг на друга уравнение (9a) примет вид

$$\begin{aligned} \lg [\% \text{ O}]_{(\text{Al}+\text{Ti})} = & -0,0196 + 0,2 \lg K_{(2)} + 0,2 K_{(3)} - \\ & - 0,4 \lg [\% \text{ Al}] - 0,2 \lg [\% \text{ Ti}] - \\ & - \left[0,4 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Al}} + 0,2 e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Al}} + e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}} \right] [\% \text{ Al}] - \\ & - \left[0,4 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} + 0,2 e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} + e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} \right] [\% \text{ Ti}] - \\ & - \left[e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{O}} + 0,4 e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} \right] \left(\frac{K_{(2)}}{[\% \text{ Al}]^2} f_{\text{Al}}^2 \right)^{1/3} - \\ & - 0,2 e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{O}} \left(\frac{K_{(3)}}{[\% \text{ Ti}]^2} f_{\text{Ti}}^2 \right)^{1/2} - r_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}} [\% \text{ Al}]^2 - r_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} [\% \text{ Ti}]^2. \quad (10a) \end{aligned}$$

Граничные условия применимости уравнения (10) определяются условиями образования химического соединения $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{TiO}_2$ при активностях Al_2O_3 и TiO_2 , равных единице. Имеющиеся в литературе данные о параметрах взаимодействия в системах Ni–Al–O и Ni–Ti–O, необходимые для расчета концентрации кислорода в расплавах на основе никеля при совместном раскислении алюминием и титаном, противоречивы. Ранее экспериментально была исследована растворимость кислорода в расплавах Fe – 40 % Ni, содержащих алюминий [3] и титан [4]. На основании этих экспериментальных данных в настоящей работе впервые определены параметры взаимодействия, характеризующие системы Fe – 40 % Ni – Al – O и Fe – 40 % Ni – Ti – O при 1873 К: $e_{\text{Al}(\text{Fe}-40\% \text{ Ni})}^{\text{Al}} = 0,491$; $e_{\text{O}(\text{Fe}-40\% \text{ Ni})}^{\text{Al}} = -1,474$; $e_{\text{Al}(\text{Fe}-40\% \text{ Ni})}^{\text{O}} = -2,489$; $e_{\text{Ti}(\text{Fe}-40\% \text{ Ni})}^{\text{Ti}} = 0,116$; $e_{\text{O}(\text{Fe}-40\% \text{ Ni})}^{\text{Ti}} = -0,472$; $e_{\text{Ti}(\text{Fe}-40\% \text{ Ni})}^{\text{O}} = -1,420$. С использованием полученных значений параметров взаимодействия и табулированных данных о системах Fe–Al–O и Fe–Ti–O при 1873 К ($e_{\text{Al}(\text{Fe})}^{\text{Al}} = 0,043$ [5]; $e_{\text{O}(\text{Fe})}^{\text{Al}} = -1,17$ [5]; $e_{\text{Al}(\text{Fe})}^{\text{O}} = -1,98$ [5]; $e_{\text{Ti}(\text{Fe})}^{\text{Ti}} = 0,041$ [5]; $e_{\text{O}(\text{Fe})}^{\text{Ti}} = -0,34$ [6]; $e_{\text{Ti}(\text{Fe})}^{\text{O}} = -1,026$ [6]) рассчитаны параметры взаимодействия, характеризующие системы Ni–Al–O и Ni–Ti–O при 1873 К: $e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Al}} = 1,232$; $e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}} = -1,975$; $e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{O}} = -3,328$; $e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} = 0,240$; $e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Ti}} = -0,690$; $e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{O}} = -2,071$.

Рассчитана зависимость концентрации кислорода в расплавах на основе никеля от содержания алюминия и титана при 1873 К при совместном раскислении. В расчете использованы значения констант равновесия реакций раскисления расплавов на основе никеля раздельно алюминием и титаном (реакций (2) и (3)) и параметров взаимодействия при 1873 К:

Параметр	$\lg K_{(2)}$	$\lg K_{(3)}$	$e_{\text{Ti}(\text{Ni})}^{\text{Al}}$	$e_{\text{Al}(\text{Ni})}^{\text{Ti}}$	$e_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{O}}$	$r_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Al}}$	$r_{\text{O}(\text{Ni})}^{\text{Ti}}$
Значение	-13,707	-7,631	0,0771	0,0454	0	0,27	0,036
Источник	[3]	[4]	[6]	[6]	[7]	[8]	[8]

С учетом приведенных значений констант равновесия и параметров взаимодействия уравнение (10) примет вид

$$\begin{aligned} \lg[\% \text{O}]_{(\text{Al}+\text{Ti})} = & -4,287 - 0,4 \lg[\% \text{Al}] - \\ & - 0,2 \lg[\% \text{Ti}] + 1,467[\% \text{Al}] + 0,624[\% \text{Ti}] + \\ & + \frac{3,591 \cdot 10^{-5}}{[\% \text{Al}]^{2/3}} + \frac{6,334 \cdot 10^{-5}}{[\% \text{Ti}]^{1/2}} - \\ & - 0,27[\% \text{Al}]^2 - 0,036[\% \text{Ti}]^2. \end{aligned} \quad (11)$$

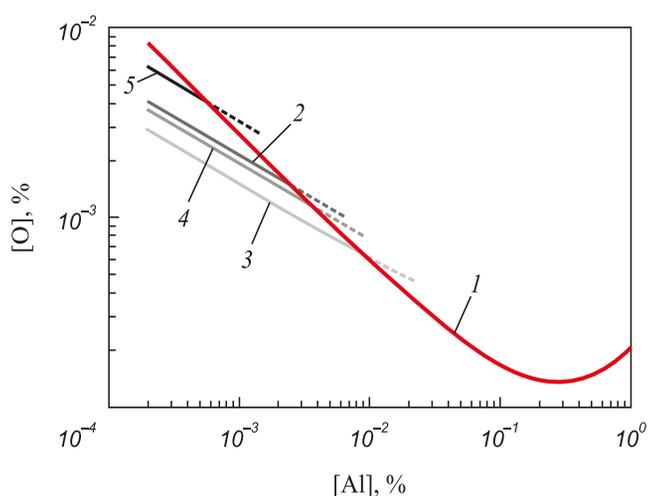
Рассчитанная по этому уравнению зависимость концентрации кислорода от содержания алюминия и титана в расплавах на основе никеля при 1873 К приведена на рисунке. При совместном раскислении алюминием и титаном за счет образования соединения $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{TiO}_2$ титан усиливает раскислительную способность алюминия. Это участие титана имеет место при содержании алюминия до 0,01 %, при более высоких содержа-

ниях алюминия только он определяет растворимость кислорода в расплаве. При совместном раскислении минимальная концентрация кислорода достигается при содержании титана примерно 0,2 %, при более высоких содержаниях титана равновесная концентрация кислорода выше минимальной. Следовательно, дальнейшее увеличение содержания титана (выше 0,2 %) не приводит к усилению раскислительной способности алюминия.

Выводы. При совместном раскислении алюминием и титаном расплавов на основе никеля за счет образования комплексного оксида $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{TiO}_2$ титан усиливает раскислительную способность алюминия. Влияние титана проявляется при содержании алюминия до 0,01 %, при более высоких содержаниях алюминия только он определяет растворимость кислорода в расплаве. Оптимальное содержание титана порядка 0,2 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Freudenberg B., Mocellin A. Aluminum Titanate Formation by Solid-State Reaction of Fine Al_2O_3 and TiO_2 Powders // J. Am. Ceram. Soc. 1987. Vol. 70. No. 1. P. 33 – 38.
2. Slag Atlas. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995. – 634 p.
3. Dashevskii V.Ya., Makarova N.N., Grigorovich K.V. et al. Deoxidation Equilibrium of Aluminum and Silicon in the Liquid Iron-Nickel Alloys // ISIJ International. 2005. Vol. 45. No 1. P. 8 – 11.
4. Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Kanevskii A.G., Makarov M.A.. Deoxidation Equilibrium of Titanium in the Liquid Iron-Nickel Melts // ISIJ International. 2010. Vol. 50. No 1. P. 44 – 52.
5. Steelmaking Data Sourcebook. – N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988. – 325 p.
6. Белянчиков Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Ч. II. Оценка параметров взаимодействия элементов в никелевых сплавах // Электрометаллургия. 2009. № 2. С. 29 – 38.
7. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys // Metallurgical Soc. CIM. 1977. Annual Volume. P. 104 – 110.
8. Janke D., Fischer W.A. Das Lösungsverhalten des Sauerstoffs in Nickelbasisschmelzen // Arch. Eisenhüttenw. 1975. B. 46. H. 5. S. 297 – 302.



Зависимость концентрации кислорода в жидком никеле при 1873 К от содержания алюминия и титана:

1 – 0; 2 – 0,01 % Ti; 3 – 0,15 % Ti; 4 – 0,5 % Ti; 5 – 1 % Ti

Dependence of the oxygen concentration in liquid nickel on the aluminum and titanium contents at 1873 K:

1 – 0; 2 – 0.01 % Ti; 3 – 0.15 % Ti; 4 – 0.5 % Ti; 5 – 1 % Ti

Поступила 10 октября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 12, PP. 1008–1011.

JOINT EFFECT OF ALUMINUM AND TITANIUM ON THE OXYGEN SOLUBILITY IN NICKEL BASED MELTS

V.Ya. Dashevskii^{1,2}, A.A. Aleksandrov¹

¹Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

²National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. A thermodynamic analysis of the joint effect of aluminum and titanium on the solubility of oxygen in nickel-based melts has been

carried out. It has shown that due to the formation of complex oxide $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{TiO}_2$ titanium enhances the deoxidizing ability of aluminum. The effect of titanium is manifested at an aluminum content of up to 0.01 %, at higher aluminum concentrations it alone determines the solubility of oxygen in the melt. The optimum content of titanium is about 0.2 %.

Keywords: nickel, melts, oxygen, aluminum, titanium, deoxidation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-12-1008-1011

REFERENCES

1. Freudenberg B., Mocellin A. Aluminum titanate formation by solid-state reaction of fine Al_2O_3 and TiO_2 powders. *J. Am. Ceram. Soc.* 1987, vol. 70, no. 1, pp. 33–38.
2. *Slag Atlas*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995, 634 p. (In Germ.).
3. Dashevskii V.Ya., Makarova N.N., Grigorovich K.V. et al. Deoxidation equilibrium of aluminum and silicon in the liquid iron-nickel alloys. *ISIJ International*. 2005, vol. 45, no 1, pp. 8–11.
4. Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Kanevskii A.G., Makarov M.A. Deoxidation equilibrium of titanium in the liquid iron-nickel melts. *ISIJ International*. 2010, vol. 50, no 1, pp. 44–52.
5. *Steelmaking Data Sourcebook*. N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988, 325 p.
6. Belyanchikov L.N. Universal method for recalculating interaction parameters of elements in changing the matrix of alloys using the quasi-regular solution theory. II. Estimating the interaction parameters of elements in nickel-based alloys. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 2, pp. 29–38. (In Russ.).
7. Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys. *Metallurgical Soc. CIM*. 1977, Annual Volume, pp. 104–110.
8. Janke D., Fischer W.A. Das Lösungsverhalten des Sauerstoffs in Nickelbasisschmelzen. *Arch. Eisenhüttenw.* 1975, B. 46, H. 5, s. 297–302. (In Germ.).

Acknowledgements. The reported study was supported by RFBR, research project no. 16-03-00641 A.

Information about the authors:

V.Ya. Dashevskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Energy-efficient and Resource-saving Industrial Technologies”, Head of the Laboratory (vdashev@imet.ac.ru)

A.A. Aleksandrov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (a.a.aleksandrov@gmail.com)

Received October 10, 2017

Указатель статей, помещенных в журнале «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия» за 2017 год

РЕСУРСОБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Дильдин А.Н., Трофимов Е.А., Чуманов И.В. Совершенствование методики глубокой переработки отходов сталеплавильного производства. Часть I. Термодинамический анализ	1
Дильдин А.Н., Чуманов И.В., Трофимов Е.А., Жеребцов Д.А. Совершенствование методики глубокой переработки отходов сталеплавильного производства. Часть II. Разработка схемы процесса	3
Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Прохоренко О.Д., Бащенко Л.П., Кибко Н.В. Металлографические исследования качества сварных швов, полученных при сварке под флюсом на основе шлака силикомарганца	7
Клименко А.В., Корягин А.В., Агабабов В.С. Повышение эффективности генерации сжатого воздуха на металлургическом предприятии	9
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	2
Шпиганович А.А., Федоров О.В., Пушница К.А., Чуркина Е.В. Моделирование коммутационных перенапряжений в системах электроснабжения металлургических производств	9

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Баранов Г.Л. Влияние переменных сил трения на размеры зон скольжения, торможения и застоя при осадке полосы	9
Бахматов П.В., Муравьев В.И. Исследование технологических операций изготовления лимитирующих надежность (усталостную прочность) ребристых титановых панелей	2
Герике П.Б., Гаряшин В.В., Тагильцев-Галета К.В. Классификация защитных устройств щековых дробильных машин	7
Гладких И.В. Огнеупорные шамотные изделия на основе техногенного сырья для футеровки тепловых агрегатов литейно-металлургического производства	11
Гордон Я.М., Садри А., Миронов К.В., Спириин Н.А. Обобщение опыта и развитие методов диагностики состояния футеровки доменных печей	8
Дмитриев А.Н. Аналитическое исследование влияния качества титаномагнетитового сырья на показатели доменной плавки	8
Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Формирование покрытия карбидного типа при микродуговом ванадировании стали	4
Дорофеев В.В., Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадыков В.Н., Добрянский А.В. Анализ и разработка калибровки прокатных валков для производства асимметричных рельсовых профилей в условиях универсального рельсобалочного стана	12
Еронько С.П., Горбатько С.М., Ошовская Е.В., Стародубцев Б.И. Разработка автоматической системы газодинамической отсеки конечного шлака для конвертера с вращающимся корпусом	11
Жучков В.И., Заякин О.В., Леонтьев Л.И., Сычев А.В., Кель И.Н. Физико-химические характеристики, получение и применение комплексных боросодержащих ферросплавов	5
Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан Определение остаточных напряжений в калиброванных прутках	2
Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан Изгибная жесткость стальных прутков ..	7
Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан Влияние параметров процесса калибровки на изгибную жесткость стальных прутков. Часть I. Определение остаточных напряжений в калиброванных прутках	11
Казяев М.Д., Самойлович Ю.А., Казяев Д.М., Вохмяков А.М., Спичченко Д.И. Определение поля температур в рабочих валках холодной прокатки при скоростном нагреве в камерной печи	8

Керопян А.М., Герасимова А.А. Связь температуры в зоне контакта системы колесо – рельс с уклоном рельсового пути промышленного железнодорожного транспорта	5
Козырев Н.А., Усольцев А.А., Шевченко Р.А., Крюков Р.Е., Шишкин П.Е. Современные методы сварки рельсов нового поколения	10
Колесников Ю.А., Бигеев В.А., Сергеев Д.С. Моделирование выплавки стали в кислородном конвертере на базе физико-химических и тепловых процессов	9
Коликов А.П., Звонарев Д.Ю., Галимов М.Р. Оценка напряженно-деформированного состояния металла на основе математического моделирования при производстве труб большого диаметра	9
Коптелов Р.П., Конашкова А.М. Ускоренная трассировка лучей для моделирования лучистого теплообмена: использование повторяемости траекторий лучей	1
Кудинов И.В., Стефанюк Е.В., Скворцова М.П., Максименко Г.Н. Об одном методе получения точных аналитических решений задач теплопроводности с источниками теплоты	11
Кузнецов С.Н., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Темлянец М.В. Математическое моделирование процессов гидродинамики и массопереноса в конвертерной ванне при использовании железосодержащих концентратов комплексов шлакопереработки ..	6
Лехов О.С., Михалев А.В. Исследование установки непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб. Сообщение 1	6
Лехов О.С., Михалев А.В. Исследование установки непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб. Сообщение 2	7
Лехов О.С., Михалев А.В., Биалалов Д.Х., Шевелев М.М. Установка циклической деформации для обжата непрерывнолитых слэбов	4
Лисненко В.Г., Чесноков Ю.Н., Лаптева А.В. Использование триады доменная печь, кислородный конвертер, электродуговая печь для уменьшения углеродного следа	8
Максимов А.Б., Гуляев М.В., Ерохина И.С. Влияние повреждаемости низколегированных сталей на физико-механические свойства	5
Матюхин В.И., Ярошенко Ю.Г., Матюхина А.В., Дудко В.А., Пуенцов С.Е. Использование природного газа при отоплении шахтных печей ваграночного типа для повышения энергоэффективности технологических процессов выплавки чугуна	8
Меркер Э.Э., Черменев Е.А., Степанов В.А. К вопросу о механизме обезуглероживания металла и образования оксида углерода в дуговой печи	3
Мигранов М.Ш., Минигалеев С.М., Шехтман С.Р. Исследование свойств режущего инструмента, полученного порошковой металлургией	11
Немчинова Н.В., Минеев Г.Г., Тютрин А.А., Яковлева А.А. Разработка технологии руднотермической плавки окискованной шихты из техногенного сырья для производства кремния	12
Писарев С.А., Горбунов В.Б., Мальшева Т.Я., Коровушкин В.В. Исследование аглопроцесса с участием в шихте магнетитовых концентратов Ковдорского месторождения	9
Попов В.Н., Черепанов А.Н. Оптимизация распределения модифицирующего материала при лазерной обработке поверхности металла	7
Савельев А.Н., Савельева Е.А., Локтева Н.А. Оценка прочностных свойств материалов элементов технологических машин на основе синергетически организованных сигналов акустической эмиссии	6
Самусев С.В., Товмасян М.А. Разработка методики определения параметров трубной заготовки при подгибке кромок в линии ТЭСА 1420	3
Самусев С.В., Жигулев Г.П., Фадеев В.А. Расчет геометрических параметров кромок трубной заготовки по однорядным схемам по способу JCOE	5

Тугарова В.Д., Шаповалов А.Н., Калитаев А.Н. Закономерности удаления водорода на установке вакуумирования стали камерного типа	3	Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А., Чернов В.П., Хренов И.Б. Исследование влияния легирования и термической обработки на абразивную и ударно-абразивную износостойкость высокомарганцевой стали	11
Филиппова М.В., Темляничев М.В., Перетятыко В.Н., Прудкий Е.Е. Математическое моделирование прокатки шаров	7	Глинер Р.Е., Дубинский В.Н., Катюхин Е.Б., Пряничников В.А. Оценки механической деформируемости металла с позиций энергетической диссипации	9
Филатов С.В., Загайнов С.А., Гилева Л.Ю., Курунов И.Ф., Титов В.Н. Анализ путей повышения энергоэффективности выплавки чугуна в доменных печах НЛМК	8	Данилов В.И., Горбатенко В.В., Зуев Л.Б., Орлова Д.В., Данилова Л.В. Исследование деформации Людерса в малоуглеродистой стали	10
Швыдкий В.С., Фатхутдинов А.Р., Девярых Е.А., Девярых Т.О., Спирин Н.А. К математическому моделированию слоевых металлургических печей и агрегатов. Сообщение 2	1	Данилов В.И., Смирнов А.Н., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В. Деформация Людерса в сварных соединениях	12
Шинкин В.Н. Разрушение стальных труб большого диаметра при дефекте раскатной пригар	6	Иванов Ю.Ф., Белов Е.Г., Громов В.Е., Коновалов С.В., Косинов Д.А. Структурно-фазовые состояния, механические и трибологические свойства термомеханически упрочненной балки	6
Шинкин В.Н. Упрощенный метод расчета изгибающих моментов стального листа и реакций рабочих роликов в многороликовой правильной машине	10	Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Петрикова Е.А., Абзаев Ю.А., Иванова О.В. Структура и свойства поверхности высокохромистых сталей, модифицированных интенсивным импульсным электронным пучком	10
Юрьев Б.П., Гольцев В.А. Изменение эквивалентной порозности слоя окатышей по длине обжиговой конвейерной машины	2	Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Тересов А.Д. Нанотвердость поверхности износостойкой наплавки, облученной электронным пучком	4
Ярошенко Ю.Г. Теплофизика – научная база энерго- и ресурсосберегающих металлургических технологий	8	Курфтырев Р.Ю., Полушин Н.И., Котельникова О.С., Лаптев А.И., Сорокин М.Н. Износостойкость PCD режущих элементов, применяемых для комплектации PDC буровых долот	9
Ячиков И.М., Вдовин К.Н., Марочкин О.А., Точилкин В.В. Моделирование роста корочки металла в сортовом кристаллизаторе при смещении струи относительно его оси	1	Лобанов М.Л., Бородина М.Д., Данилов С.В., Пышминцев И.Ю., Струин А.О. Текстура наследственность при фазовых превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали после контролируемой термомеханической обработки	11
ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ		Никულიн С.А., Шиткин С.Л., Рожнов А.Б., Рогачев С.О., Нечайкина Т.А. Применение рентгеновского метода для определения напряженного состояния деталей железнодорожного транспорта	3
Водолеев А.С., Андроханов В.А., Бердова О.В., Юмашева Н.А., Черданцева Е.С. Экологически безопасная консервация отходов железорудного обогащения	10	Осколкова Т.Н., Глезер А.М. Современное состояние научной проблемы поверхностного упрочнения карбидовольфрамовых твердых сплавов (обзор)	12
Князев С.В., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А., Усольцев А.А., Куценко А.И. Ключевые показатели качества стали литых изделий для железнодорожного транспорта	2	Орыщенко А.С. Фундаментальные подходы в создании высокопрочных конструкционных хорошо свариваемых сталей с элементами наноструктурирования	11
Кузнецов С.Н., Школлер М.Б., Протопопов Е.В., Темляничев М.В., Фейлер С.В. Технологические основы адсорбционно-обезвоживания и термохимического окускования конвертерных шламов	4	Полетаев Г.М., Зоря И.В., Кулабухова Н.А., Новоселова Д.В., Старостенков М.Д. Исследование методом молекулярной динамики взаимодействия водорода с наночастицами палладия и никеля	6
Мулявко В.И., Олейник Т.А., Ляшенко В.И. Повышение эффективности работы вертикальных осадительных камер для утилизации пыли металлургического производства	4	Полетаев Г.М., Новоселова Д.В., Зоря И.В., Старостенков М.Д. Молекулярно-динамическое исследование деформации нанокристаллического никеля	4
Муравьева И.В., Бебешко Г.И. Определение хлора в объектах доменного производства	5	Редикульцев А.А., Урицкий А.Г., Пузанов М.П., Беляевских А.С. Формирование внутренней структуры в очаге деформации при прокатке монокристалла (110)[001] с ОЦК-решеткой	3
Новичихин А.В., Шорохова А.В. Процедуры управления поэтапной переработкой железорудных отходов горнопромышленных районов	7	Романов Д.А., Протопопов Е.В. Структура, фазовый состав и свойства электровзрывных износостойких покрытий после электронно-пучковой обработки	12
Шинкин В.Н. Расчет параметров листогибочных несимметричных трехвалковых вальцов при производстве стальных труб	4	Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Конева Н.А., Кашин А.Д. Деформационное упрочнение монокристаллов ГЦК сплава на мезоуровне	7
Шорохова А.В., Новичихин А.В. Комплексирование и математическое моделирование технологий переработки железорудных отходов обоганительных фабрик	6	Федоров В.А., Кириллов А.М., Плужникова Т.Н. Влияние скорости деформирования, размера зерна и температуры на механическое двойникование в электротехнической стали Э2412	6
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ		Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. Влияние процессов релаксации на величину сбросов механического напряжения в ленточных аморфных и нанокристаллических сплавах при электроимпульсном воздействии	7
Аксёнова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Никитина Е.Н., Косинов Д.А. Перераспределение углерода при деформации сталей с бейнитной и мартенситной структурами	7	Фомина О.В. Формирование структуры высокопрочной азотсодержащей стали в процессе горячей деформации	3
Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Зернин Е.А., Кузнецов М.А. Методика определения оптимальной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе	4	Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романова Е.А. Сравнительный анализ и оценка эффективности внепечного воздействия на качество тяжелых корпусных отливок из высокопрочной среднелегированной стали	3
Беломытцев М.Ю., Козлов Д.А., Кузько Е.И., Моляров А.В., Носилов Т.Н. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства 12%-ной хромистой стали с нестабильным аустенитом	5		
Беломытцев М.Ю., Кузько Е.И., Прокофьев П.А., Суляев Т.Д. Определение критических температур и структурного состояния 13 %-ных хромистых сталей магнитометрическим методом	9		
Беломытцев М.Ю., Образцов С.М., Соловьев В.А. Нейросетевая модель диффузии железа в аустенитных сталях	11		
Бородянский К.Б., Зиниград М.И., Леонтьев Л.И. Исследование модификации сплавов наноматериалами	11		

Шляхова Г.В., Бочкарёва А.В., Бараникова С.А., Зуев Л.Б., Мартусевич Е.В. Возможности атомно-силовой микроскопии для исследования микроструктуры нержавеющей стали при различных видах термообработки 2

Шубин А.Ю., Потекаев А.И., Савостиков В.М., Табаченко А.Н., Галсанов С.В. Различия физико-трибологических свойств магнетронно-плазменного антифрикционного покрытия Ti–C–Mo–S, нанесенного на подложки из сталей 40X и 20X13 12

Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В., Перегудов О.А. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации 10

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

Анцупов А.В. (мл.), Анцупов А.В., Анцупов В.П. Аналитический метод проектной оценки ресурса элементов металлургических машин 1

Бугаков В.И., Лаптев А.В. Технология изготовления буровых долот при высоких давлениях и температурах с применением новых алмазных материалов 1

Гусев А.И., Кибко Н.В., Попова М.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В. Наплавка порошковыми проволоками систем C–Si–Mn–Mo–V–B и C–Si–Mn–Cr–Mo–V деталей горнорудного оборудования 4

Дружинин Г.М., Лошкарев Н.Б., Лошкарев А.Н., Мухамадиева А.Х., Муксиев Д.Ф. Теплообменный блок для регенеративной горелки 8

Зайнуллин Л.А., Калганов М.В., Калганов Д.В., Спириин Н.А. Разработка и исследование устройств воздушного охлаждения вращающегося вала печного высокотемпературного вентилятора многодискового типа 6

Зайнуллин Л.А., Калганов М.В., Калганов Д.В., Спириин Н.А. Исследование эффективности охлаждения вала печного вентилятора, оснащенного устройствами стержневого типа 8

Люленков В.И., Полищук С.В., Никитин А.Г. Создание износостойких поверхностей пар трения, работающих в условиях жидкостной и граничной смазки 2

Стулов В.В., Алдунин А.В. О технологии получения горячекатаного листа заданного качества с использованием новой технологии разливки слябов большого поперечного сечения 10

Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадыков В.Н. Разработка теоретических основ определения энергосиловых параметров прокатки при освоении новых марок рельсовых сталей 10

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Александров А.А., Дашевский В.Я., Леонтьев Л.И. Растворимость кислорода в расплавах системы Fe–Co, содержащих титан 3

Алеутдинова М.И., Фадин В.В., Рубцов В.Е. О некоторых параметрах сухого скользящего контакта сталь/сталь при высокой плотности тока 1

Аникин А.Е., Галевский Г.В., Рудиева В.В. Физико-химическая аттестация карбида кремния – продукта восстановления техногенного микрокремнезема буроугольным полукоксом 2

Бабенко А.А., Жучков В.И., Леонтьев Л.И., Уполовникова А.Г., Коньшева А.А. Равновесное распределение бора между металлом системы Fe–C–Si–Al и борсодержащим шлаком 9

Бабенко А.А., Жучков В.И., Уполовникова А.Г., Кель И.Н. Изучение вязкости шлаков системы CaO–SiO₂–B₂O₃–25 % Al₂O₃–8 % MgO 10

Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Шурупов В.М. Некоторые термодинамические аспекты восстановления вольфрама из оксида WO₃ кремнием 6

Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов бинарных металлических растворов в аналитической форме 2

Бердников В.И., Гудим Ю.А. Идентификация ассоциатов в растворах с положительными отклонениями от закона Рауля 3

Бердников В.И., Гудим Ю.А. Анализ химических взаимодействий ассоциатов в жидких металлических бинарных растворах 5

Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Селиванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 2. Плотность и поверхностные свойства 1

Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Селиванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 3. Разделение ферроникеля и оксидного расплава 12

Грачев В.А. Термодинамическая характеристика взаимодействия фаз при плавке чугуна в условиях температурных флуктуаций 5

Дауд А.Д., Семин А.Е., Котельников Г.И., Щукина Л.Е. Дефосфорация хромистых расплавов с использованием оксидов редкоземельных металлов 1

Карелин В.Г., Зайнуллин Л.А., Елишин А.Ю. Кинетика высокотемпературной дегидратации лисаковского железорудного концентрата 8

Колесников А.С., Сергеева И.В., Ботабаев Н.Е., Альжанова А.Ж., Аширбаев Х.А. Термодинамическое моделирование химических и фазовых превращений в системе окисленная марганцевая руда – углерод 9

Меламуд С.Г., Юрьев Б.П., Гольцев В.А. Изучение процесса окисления в железорудных материалах при низких температурах 6

Салина В.А., Сычев А.В., Жучков В.И., Бабенко А.А. Термодинамическое моделирование процесса десульфурации металла борсодержащими шлаками системы CaO–SiO₂–MgO–Al₂O₃–B₂O₃ 12

Серьезов В.Н., Лысенкова Е.В., Стомахин А.Я. Коэффициенты активности Ti и V в расплавах железа по данным о нитридообразовании 5

Солоненко В.В., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Якушевич Н.Ф. Термодинамическое обоснование возможности использования высокотемпературных факелов горения для окисления примесей расплава в агрегатах конвертерного типа. Сообщение 1. Термодинамический анализ процессов, протекающих в факеле горения при использовании природного газа 7

Солоненко В.В., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Темлянец М.В., Якушевич Н.Ф. Термодинамическое обоснование возможности использования высокотемпературных факелов горения для окисления примесей расплава в агрегатах конвертерного типа. Сообщение 2. Взаимодействие факела горения с металлом и шлаком в конвертерной ванне 10

Сычев А.В., Салина В.А., Бабенко А.А., Жучков В.И. Изучение межфазного распределения бора между борсодержащим оксидом и металлом 2

Торопов Е.В., Лымбина Л.Е., Ярошенко Ю.Г. Факельные процессы с позиций теории вероятности 8

Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В., Мушников В.С., Целепел В.С. Систематизация политема физических свойств металлических расплавов 4

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Рашев Ц.В., Жекова Л.Ц., Богев П.В. О развитии металлургии под давлением 1

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Баженов О.В., Баев Д.В. Влияние прямых зарубежных инвестиций на развитие отрасли черной металлургии в России 1

Клещевский Ю.Н., Кудряшова И.А., Харлампенков Е.И., Захарова Н.В. Производство поливинилхлорида на основе вертикальной интеграции предприятий черной металлургии 12

Спиротин Д.В. Анализ пространственной интеграции отраслевых рынков металлопродукции 1

НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

Кузнецов В.А., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Гагарин А.Ю., Кошинов Д.А. Аппаратурное обеспечение электростимулированной обработки металлов	2
Фастыковский А.Р., Федоров А.А. Повышение эффективности производства арматурных профилей на действующем непрерывном мелкосортном стане	4

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Базайкин В.И., Базайкина О.Л., Осолкова Т.Н., Темляцев М.В. Математическое моделирование тепловых процессов при обработке поверхности металлоизделий высококонцентрированными потоками энергии	5
Бельский С.М., Шопин И.И. Параметрическая модель напряженно-деформированного состояния рулона на моталке	11
Горбатюк С.М., Морозова И.Г., Наумова М.Г. Разработка рабочей модели процесса реиндустриализации производства термической обработки штамповых сталей	5
Горбунов А. Д., Уклеина С.В. Расчет температур и термических напряжений при коэффициенте теплообмена, зависящем от температуры поверхности тела	2
Гурин И.А., Лавров В.В., Спириин Н.А., Никитин А.Г. Веб-технологии построения автоматизированных информационно-моделирующих систем технологических процессов в металлургии	7
Дружинин Г.М., Ашихмин А.А., Лошкарев Н.Б., Маслов П.В., Хамматов И.М. Разработка и внедрение автоматизированной системы отопления печей-миксеров для цветной металлургии	8
Зимин В.В., Митьков В.В., Зимин А.В. Формирование функционального объема и рабочих групп ERP-проекта предприятия	12
Лавров В.В., Спириин Н.А., Гурин И.А., Рыболовлев В.Ю., Краснобаев А.В. Современная методология и компьютерные технологии создания программного обеспечения модельных систем поддержки принятия решений в металлургии (на примере доменного производства)	8
Одинокое В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И. Численное моделирование процесса заполнения металлом кристаллизатора УНРС	6

Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спириин Н.А., Лавров В.В. Математическая модель процесса обжига рудугольных окатышей на конвейерной машине	4
---	---

ПО МАТЕРИАЛАМ 7-ГО
ЕВРОПЕЙСКОГО КОНГРЕССА
ПО АГЛОДОМЕННОМУ ПРОИЗВОДСТВУ

Курунов И.Ф. Перспективы развития экстрактивной металлургии железа глазами европейских металлургов	1
--	---

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Александров А.А., Дашевский В.Я. Растворимость кислорода в расплавах системы Ni – Co – Cr, содержащих алюминий	5
Данилов С.В., Струина Е.Р., Бородин М.Д. Причина формирования расщеплений при разрушении трубных сталей, изготовленных методом ТМСР	3
Дашевский В.Я., Александров А.А. Совместное влияние алюминия и титана на растворимость кислорода в расплавах на основе никеля	12
Красильникова Ю.О., Мелконян М.К. Материаловедческие задачи в проектах Mega Science	11
Никитин А.Г., Елифанцев Ю.А., Медведева К.С., Герике П.Б. Влияние коэффициента трения между дробимым материалом и щекой в одновалковой дробилке на энергоемкость процесса дробления	10
Орлов Г.А., Ашканов С.Е., Орлов А.Г. Анализ концевой разностенности труб после редуционного стана	3
Сарычев В.Д., Невский С.А., Ильщенко А.В. О механизме ускоренного охлаждения при термоупрочнении проката	12

В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

Симолян Л.М., Алпатова А.А., Бородин Т.И. Характеристика конденсата при испарении оцинкованной стали в плазменно-дуговой печи	9
Иван Филиппович Курунов (1939 – 2017)	9
К 60-летию Евгения Валентиновича Протопопова	10
Громову Виктору Евгеньевичу – 70 лет	10
Борису Степановичу Матрюкову – 80!	11

Index of articles

“Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy”

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

A.N. Dil'din, E.A. Trofimov, I.V. Chumanov Improvement of deep processing techniques for waste of steel-melting production. Part I. Thermodynamic analysis	1
A.N. Dil'din, I.V. Chumanov, E.A. Trofimov, D.A. Zhrebtsov Improvement of deep processing techniques for waste in steel-melting production. Part II. Development of process flow diagram	3
A.V. Klimenko, A.V. Koryagin, V.S. Agababov Improving the efficiency of generating compressed air at metallurgical plant	9
R.E. Kryukov, N.A. Kozyrev, O.D. Prokhorenko, L.P. Bashchenko, N.V. Kibko Metallographic investigations of quality of welding seam obtained by silicomanganese slag flux welding	7
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	2
A.A. Shpiganovich, O.V. Fedorov, K.A. Pushnitsa, E.V. Churkina Simulation of switching overvoltages in power supply systems of metallurgical plants	9

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

G.L. Baranov Influence of variable friction forces on sizes of slip, retardation and dead zones in upsetting process	9
P.V. Bakhmatov, V.I. Murav'ev Research of the technological manufacturing operations limiting the reliability (fatigue strength) of ribbed titanium panels	2
A.N. Dmitriev Analytical study of quality influence of titanomagnetite raw materials on blast furnace indicators	8
Yu.M. Dombrovskii, M.S. Stepanov Formation of carbide type coating in the process of microarc steel vanadation	4
V.V. Dorofeev, A.A. Umanskii, A.V. Golovatenco, V.N. Kadykov, A.V. Dobryanskii Analysis and development of sizing rolling roll for asymmetrical rail profiles under universal rolling mill	12
S.P. Eron'ko, S.M. Gorbatyuk, E.V. Oshovskaya, B.I. Starodubtsev Development of automatic system of gas-dynamic cut-off of slag for converter with rotating vessel shell	11
S.V. Filatov, S.A. Zagainov, I.F. Kurunov, V.N. Titov, L.Y. Gileva Analysis of energy efficiency increase of cast iron smelting in NLMK blast furnaces	8
M.V. Filippova, M.V. Temlyantsev, V.N. Peretyat'ko, E.E. Prudkii Mathematical modeling of balls rolling	7
P.B. Gericke, V.V. Garyashin, K.V. Tagil'tsev-Galeta Classification of protection devices of jaw crushers	7
I.V. Gladkikh Shamotte refractory materials on the basis of technogenic raw materials for lining of thermal units of foundry production	11
Ya.M. Gordon, A. Sadri, K.V. Mironov, N.A. Spirin Experience and development of methods to estimate blast furnace refractory lining conditions	8
Yu.A. Kolesnikov, V.A. Bigeev, D.S. Sergeev Modeling of steelmaking in BOF based on physical, chemical and thermal processes	9
A.A. Kolikov, D.Yu. Zvonarev, M.R. Galimov Evaluation of stress-strain state of the metal on the basis of mathematical modeling in production of large diameter pipes	9
R.P. Koptelov, A.M. Konashkova Accelerated ray tracing for radiative heat transfer modeling: using repetition of ray tracks	1
A.M. Keropyan, A.A. Gerasimova Connection of the temperature in contact area of the wheel-rail system with the railway slope of industrial railway transport	5
M.D. Kazyayev, Yu.A. Samoilovich, D.M. Kazyayev, A.M. Vokhmyakov, D.I. Spitchenko Determination of the temperatures field in working rollers of cold rolling with high speed heating in the chamber furnace	8
N.A. Kozyrev, A.A. Usol'tsev, R.A. Shevchenko, R.E. Kryukov, P.E. Shishkin Modern welding methods of the rails of new generation	10

I.V. Kudinov, E.V. Stefanyuk, M.P. Skvortsova, G.N. Maksimenko Method of obtaining exact analytical solutions of tasks of heat conductivity with warmth sources	11
S.N. Kuznetsov, E.V. Protopopov, S.V. Feiler, M.V. Temlyantsev Mathematical modeling of hydrodynamic processes and mass transfer in the converter bath when using the iron-containing concentrates of slag processing complexes	6
O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev, D.Kh. Bilalov, M.M. Shevelev Cyclic deformation unit for continuous slabs reduction	4
O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev Continuous casting and deformation installation for the production of steel plates for welded pipes. Report 1	6
O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev Continuous casting and deformation installation for the production of steel plates for welded pipes. Report 2	7
V.G. Lisienko, Yu.N. Chesnokov, A.V. Lapteva The use of triad of blast furnace, oxygen converter and electric arc furnace for carbon footprint reduction	8
A.B. Maksimov, M.V. Gulyaev, I.S. Erokhina Influence of damageability of low-alloyed steel on its physical and mechanical properties	5
V.I. Matyukhin, Yu.G. Yaroshenko, A.V. Matyukhina, V.A. Dudko, S.E. Punenkov The use of natural gas for heating of shaft furnaces of cupola type to increase the technological processes efficiency of pig iron smelting	8
E.E. Merker, E.A. Chermenev, V.A. Stepanov Mechanism of metal decarburization and formation of carbon oxide in an arc furnace	3
M.Sh. Migranov, S.M. Minigaleev, S.R. Shekhtman Research of properties of the cutting tool received by powder metallurgy	11
N.V. Nemchinova, G.G. Mineev, A.A. Tyutrin, A.A. Yakovleva Development of ore-thermal melting technology for agglomerated charge containing technogenic raw material in silicon production	12
S.A. Pisarev, V.B. Gorbunov, T.Ya. Malysheva, V.V. Korovushkin Investigation of the sintering process with participation of magnetite concentrates of the Kovdor deposit in the charge	9
V.N. Popov, A.N. Cherepanov Optimization of modifying material distribution during laser processing of the metal surface	7
S.V. Samusev, M.A. Tovmasyan Development of determining methods for the parameters of billets at edge bending on the TESA 1420 line ..	3
S.V. Samusev, G.P. Zhigulev, V.A. Fadeev “JCOE” calculation of geometric parameters of pipe billet's edges by single-radial schemes	5
A.N. Savel'ev, E.A. Savel'eva, N.A. Lokteva Strength properties evaluation of materials of technological machines elements based on the synergetically organized signals of acoustic emission	6
V.S. Shvydkii, A.R. Fatkhutdinov, E.A. Devyatykh, T.O. Devyatykh, N.A. Spirin On mathematical modeling of layer metallurgical furnaces and aggregates. Report 2	1
V.N. Shinkin Destruction of large-diameter steel pipes at rolled burton defect	6
V.N. Shinkin Simplified method for calculation of bending moments of steel sheet and reactions of working rollers in multiroll straightening machine	10
V.D. Tutarova, A.N. Shapovalov, A.N. Kalitaev Regularities of hydrogen removal on the ladle degassing plant	3
I.M. Yachikov, K.N. Vdovin, O.A. Marochkin, Vas.V. Tochilkin Modeling of the growth of metal crust of section mold during displacement of the jet relative to the axis	1
Yu.G. Yaroshenko Thermophysics – research base of energy- and resourcesaving metallurgical technologies	8
B.P. Yur'ev, V.A. Gol'tsev Change of equivalent layer porosity of pellets along the length of burning conveyor machine	2
S.A. Zaides, Nguen Van Khuan Determination of residual stresses in the calibrated rod	2
S.A. Zaides, Nguen Van Khuan Influence of parameters of the calibration process on bending stiffness of steel rod	7
S.A. Zaides, Nguen Van Khuan Influence of parameters of the calibration process on bending stiffness of steel rod. Part 1. Determination of residual stresses in the calibrated rod	11

V.I. Zhuchkov, O.V. Zayakin, L.I. Leont'ev, A.V. Sychev, I.N. Kel' Physicochemical characteristics, production and application of boron-bearing complex ferroalloys	5	R.E. Gliner, V.N. Dubinskii, E.B. Katyukhin, V.A. Pryanichnikov Estimation of mechanical deformability of metals based on energy dissipation	9
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	2	V.E. Kormyshev, Yu.F. Ivanov, V.E. Gromov, S.V. Konovalov, A.D. Teresov Surface nanohardness of wear resistant surfacing irradiated by electron beam	4
S.N. Kuznetsov, M.B. Shkoller, E.V. Protopopov, M.V. Temlyantsev, S.V. Feiler Technological basics of adsorption dehydration and thermochemical sintering of BOF sludge	4	R.Yu. Kufyrev, N.I. Polushin, O.S. Kotel'nikova, A.I. Laptev, M.N. Sorokin Wear resistance of PCD composites used to complete PDC drill bits	9
V.I. Mulyavko, T.A. Oleinik, V.I. Lyashenko Improvement of the efficiency of vertical settling chambers for recycling of metallurgical dust	4	M.L. Lobanov, M.D. Borodina, S.V. Danilov, I.Yu. Pyshmintsev, A.O. Struin Textural heredity at phase transformations in low-carbon low-alloy pipe steel after controlled thermomechanical processing	11
I.V. Murav'eva, G.I. Bebashko Determination of chlorine in features of blast furnace	5	S.A. Nikulin, S.L. Shitkin, A.B. Rozhnov, S.O. Rogachev, T.A. Nechaikina Application of X-ray method to determine the stress state of railway parts	3
A.V. Novichikhin, A.V. Shorokhova Procedures for stage processing of iron-ore wastes in industrial mining areas	7	A.S. Oryshchenko Fundamental approaches in the development of high-strength structural easy-to-weld steels with nanostructuring	11
V.N. Shinkin Calculation of parameters of the asymmetrical three-roller sheet-bending rolls in steel pipes production	4	T.N. Oskolkova, A.M. Glezer The current state of the scientific problem of the WC-CO hard alloys surface hardening (review)	12
A.V. Shorokhova, A.V. Novichikhin Integration and mathematical modeling of processing technologies of concentrating plant iron ore waste	6	G.M. Poletaev, D.V. Novoselova, I.V. Zorya, M.D. Starostenkov Molecular-dynamic study of nanocrystalline deformation of nickel	4
A.S. Vodoleev, V.A. Androkanov, O.V. Berdova, N.A. Yumasheva, E.S. Cherdantseva Environmentally safe storage of wastes from iron-ore enrichment	10	G.M. Poletaev, I.V. Zorya, N.A. Kulabukhova, D.V. Novoselova, M.D. Starostenkov The study of hydrogen interaction with palladium and nickel nanoparticles by the method of molecular dynamics	6
MATERIAL SCIENCE			
K.V. Aksenova, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, E.N. Nikitina, D.A. Kosinov Carbon redistribution under deformation of steels with bainite and martensite structures	7	A.A. Redikul'tsev, A.G. Uritskii, M.P. Puzanov, A.S. Belyaevskikh Formation of internal structure in the deformation zone during rolling of the bcc single crystal (110)[001]	3
S.A. Barannikova, G.V. Shlyakhova, E.A. Zernin, M.A. Kuznetsov Method of determining the optimal concentration of nanostructured powders in shielding gas	4	D.A. Romanov, E.V. Protopopov Formation of the structure, phase composition and properties of electric explosive wear-resistant coatings, after electron-beam treatment	12
M.Yu. Belomyttsev, D.A. Kozlov, E.I. Kuz'ko, A.V. Molyarov, T.N. Nosirov Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 12 % chromium steel with unstable austenite	5	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	2
M.Yu. Belomyttsev, E.I. Kuz'ko, P.A. Prokof'ev, T.D. Sulyaev Magnetometric analysis to examine critical temperatures and structural state of the 13 %-Cr steels	9	A.Yu. Shubin, A.I. Potekaev, V.M. Savostikov, A.N. Tabachenko, S.V. Galsanov Differences in physical-tribological properties of anti-friction ion-plasma Ti-C-Mo-S coating, deposited on 20X13 and 40X steels	12
M.Yu. Belomyttsev, S.M. Obratsov, V.A. Solov'ev Neural network model of iron diffusion in austenitic steels	11	L.A. Teplyakova, T.S. Kunitsyna, N.A. Koneva, A.D. Kashin Strain hardening of monocrystals of alloy FCC at mesolevel	7
K.B. Borodyanskiy, M.I. Zinigrad, L.I. Leont'ev Study of alloys modification by nanomaterials	11	K.N. Vdovin, N.A. Feoktistov, D.A. Gorlenko, V.P. Chernov, I.B. Khrenov Influence of alloying and thermal treatment on abrasive and impact-abrasive wear resistance of castings produced from high-manganese steel	11
E.A. Chernyshov, A.D. Romanov, E.A. Romanova Comparative analysis and efficiency assessment of complex impact on quality of heavy case castings of medium-alloyed high-strength steel	3	A.A. Yur'ev, V.E. Gromov, K.V. Morozov, O.A. Peregudov Changes in structure and phase composition of the surface of differentially hardened 100-meter rails in operation	10
V.I. Danilov, V.V. Gorbatenko, L.B. Zuev, D.V. Orlova, L.V. Danilova Investigation of Lüders deformation in the mild steel	10	INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS	
D.Yu. Fedotov, S.A. Sidorov, V.A. Fedorov, T.N. Pluzhnikova, A.V. Yakovlev Influence of relaxation processes on mechanical stress shifts in amorphous and nanocrystalline ribbon alloys at electropulse exposure	7	A.V. Antsupov (Jr.), A.V. Antsupov, V.P. Antsupov Analytical method for project resource estimation of metallurgical machinery parts	1
V.A. Fedorov, A.M. Kirillov, T.N. Pluzhnikova Influence of deformation rate, grain size and temperature on mechanical twinning in electrical steel E2412	6	V.I. Bugakov, A.I. Laptev Manufacturing technology of drill bits under high pressure and temperature with the application of new diamond materials	1
O.V. Fomina Structure formation of high strength nitrogen-bearing steel under hot deformation	3	G.M. Druzhinin, N.B. Loshkarev, A.N. Loshkarev, A.Kh. Mukhamadieva, D.F. Muksinov Heat exchange block for regenerative burner	8
R.E. Gliner, V.N. Dubinskii, E.B. Katyukhin, V.A. Pryanichnikov Estimation of mechanical deformability of metals based on energy dissipation	9	A.I. Gusev, N.V. Kibko, M.V. Popova, N.A. Kozyrev, I.V. Osetkovskii Surfacing of details of mining equipment by powder wires of C-Si-Mn-Mo-V-B and C-Si-Mn-Cr-Mo-V systems	4
Yu.F. Ivanov, A.A. Klopotov, E.A. Petrikova, Yu.A. Abzaev, O.V. Ivanova Structure and properties of the surface of high-chromium steels modified with an intense pulsed electron beam	10	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	2
Yu.F. Ivanov, E.G. Belov, V.E. Gromov, S.V. Konovalov, D.A. Kosinov Structure-phase states, mechanical and tribological properties of thermomechanically strengthened beam	6	V.V. Stulov, A.V. Aldunin Production technology of hot rolled plate of specified quality using new technics of large section slabs casting ...	10
		A.A. Umanskii, A.V. Golovatenko, V.N. Kadykov Development of theoretical basis of determining energy-power parameters of rolling with development of new grades of rail steel	10

L.A. Zainullin, M.V. Kalganov, D.V. Kalganov, N.A. Spirin Development and study of devices for air cooling of the rotating shaft in high-temperature furnace fan of multi-disc type 6

L.A. Zainullin, M.V. Kalganov, D.V. Kalganov, N.A. Spirin Study of the cooling efficiency of furnace fan's shaft equipped with devices of rod type 8

**PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES**

M.I. Aleutdinova, V.V. Fadin, V.E. Rubtsov On some parameters of dry sliding contact steel/steel at high current density 1

A.A. Alexandrov, V.Ya. Dashevskii, L.I. Leont'ev Oxygen solubility in titanium-containing Fe – Co melts 3

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 2

A.A. Babenko, V.I. Zhuchkov, L.I. Leont'ev, A.G. Upolovnikova, A.A. Konyshcheva Equilibrium distribution of boron between metal of Fe–C–Si–Al system and boron slag 9

A.A. Babenko, V.I. Zhuchkov, A.G. Upolovnikova, I.N. Kel' Study of the viscosity of slags of CaO–SiO₂–B₂O₃–25 % Al₂O₃ – 8 % MgO system 10

Yu.V. Bendre, V.F. Goryushkin, R.E. Kryukov, N.A. Kozyrev, V.M. Shurupov Some thermodynamic aspects of WO₃ recovery by silicon 6

V.I. Berdnikov, Yu.A. Gudim Identification of associates of binary metal solutions in analytical form 2

V.I. Berdnikov, Yu.A. Gudim Identification of associates in solutions with positive deviations from Raoult's law 3

V.I. Berdnikov, Yu.A. Gudim Analysis of the chemical interactions of associates in liquid metal binary solutions 5

A.D. Dawood, A.E. Semin, G.I. Kotelnikov, L.E. Shchukina De-phosphorization of high-chromium steels using rare earth oxides 1

V.A. Grachev Thermodynamic characteristics of phase interaction during melting of cast iron under conditions of temperature fluctuations 5

V.G. Karelin, L.A. Zainullin, A.Yu. Epishin Kinetics of high-temperature dehydration of Lisakovsk iron ore concentrate 8

A.S. Kolesnikov, I.V. Sergeeva, N.E. Botabaev, A.Zh. Al'zhanova, Kh.A. Ashirbaev Thermodynamic simulation of chemical and phase transformations in the system of oxidized manganese ore – carbon 9

S.G. Melamud, B.P. Yur'ev, V.A. Gol'tsev Oxidation process in iron ore materials at low temperatures 6

V.A. Salina, A.V. Sychev, V.I. Zhuchkov, A.A. Babenko Thermodynamic modeling of process of metal desulfuration by boron containing slags of the CaO–SiO₂–MgO–Al₂O₃–B₂O₃ system 12

V.N. Ser'eznov, E.V. Lysenkova, A.Ya. Stomakhin Activity coefficients of Ti and V in iron melts from nitride formation data 5

V.V. Solonenko, E.V. Protopopov, S.V. Feiler, N.F. Yakushevich Thermodynamic justification of opportunity of using high-temperature combustion flanks for oxidation of melt impurities in aggregates of converter type. Report 1. Thermodynamic analysis of processes in combustion flame when using natural gas 7

V.V. Solonenko, E.V. Protopopov, S.V. Feiler, M.V. Temlyantsev, N.F. Yakushevich Thermodynamic justification of opportunity of using high-temperature combustion flanks for oxidation of melt impurities in aggregates of converter type. Report 2. Interaction of the flank with metal and slag in the converter bath 10

A.V. Sychev, V.A. Salina, A.A. Babenko, V.I. Zhuchkov Research of the boron interfacial distribution between boron-bearing oxide and metal 2

E.V. Toropov, L.E. Lymbina, Yu.G. Yaroshenko Flame processes from positions of probability theory 8

A.G. Tyagunov, E.E. Baryshev, G.V. Tyagunov, V.S. Mushnikov, V.S. Tsepelev Systematization of physical properties polytherms of metallic melts 4

A.S. Vusikhis, L.I. Leont'ev, V.P. Chentsov, D.Z. Kudinov, E.N. Selivanov Metallic phase forming in barbotage of multicomponent oxide melt by reduction gas. Report 2. Density and surface properties 1

A.S. Vusikhis, L.I. Leont'ev, V.P. Chentsov, D.Z. Kudinov, E.N. Selivanov Metallic phase forming in barbotage of multicomponent oxide melt by reduction gas. Report 3. ferronickel and oxide melt separation 12

SUPERDUTY STEEL

Ts.V. Rashev, L.Ts. Zhekova, P.V. Boge Development of metallurgy under pressure 1

**ECONOMIC EFFICIENCY
OF METALLURGICAL PRODUCTION**

O.V. Bazhenov, D.V. Baev Effect of foreign direct investment on development of ferrous metallurgy in Russia 1

Yu.N. Kleshchevskii, I.A. Kudryashova, E.I. Kharlampenkov, N.V. Zakharova Production of polyvinylchloride within vertical integration of enterprises in ferrous metallurgy 12

D.V. Sirotin Spatial integration analysis of metal production markets 1

SCIENCE APPLICATION

A.R. Fastykovskii, A.A. Fedorov Improvement of the production efficiency of reinforcement sections at the operating continuous small-section mill 4

V.A. Kuznetsov, V.E. Gromov, E.S. Kuznetsova, A.Yu. Gagarin, D.A. Kosinov Equipment provision of electrostimulated metal processing 2

**INFORMATION TECHNOLOGIES
AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY**

V.I. Bazaikin, O.L. Bazaikina, T.N. Oskolkova, M.V. Temlyantsev Mathematical modeling of thermal processes at surface treatment of metal products with highly concentrated energy flows 5

S.M. Belskii, I.I. Shopin Parametrical model of stress-strain state of the roll on a coiler 11

G.M. Druzhinin, A.A. Ashikhmin, N.B. Loshkarev, P.V. Maslov, I.M. Khammatov Development and implementation of automated heating system for holding furnaces in non-ferrous metallurgy 8

S.M. Gorbatyuk, I.G. Morozova, M.G. Naumova Development of the working model of production reindustrialization of die steel heat treatment 5

A.D. Gorbunov, S.V. Ukleina Calculation of the temperature and thermal stress at heat transfer coefficient depending on the temperature of body surface 2

I.A. Gurin, V.V. Lavrov, N.A. Spirin, A.G. Nikitin Web-technologies for construction of automated information-modeling systems of technological processes in metallurgy 7

V.V. Lavrov, N.A. Spirin, I.A. Gurin, V.Yu. Rybolovlev, A.V. Krasnobaev Modern methodology and computer technologies for creating software of model systems supporting decision-making in metallurgy (on the example of blast-furnace production) 8

V.I. Odinokov, E.A. Dmitriev, A.I. Evstigneev Numerical modeling of the process of filling the CCM mold with metal 6

V.S. Shvydkii, Yu.G. Yaroshenko, N.A. Spirin, V.V. Lavrov Mathematical model of burning process of coal-ore pellets on conveyor machine 4

V.V. Zimin, V.V. Mit'kov, A.V. Zimin Formalization and procedure of the solution of the problem of formation of the portfolio of services ERP-project of the enterprise 12

**BASED ON THE MATERIALS OF THE 7th EUROPEAN
SINTERING & IRONMAKING CONGRESS**

I.F. Kurunov Prospects of iron extractive metallurgy development through the eyes of European steelmakers 1

SHORT REPORTS

A.A. Aleksandrov, V.Ya. Dashevskii Oxygen solubility in aluminum-containing Ni – Co – Cr melts 5

S.V. Danilov, E.R. Struina, M.D. Borodina Cause of fission formation at destruction of pipe steels produced by TMCP 3

V.Ya. Dashevskii, A.A. Aleksandrov Joint effect of aluminum and titanium on the oxygen solubility in nickel based melts	12
Yu.O. Krasil'nikova, M.K. Melkonyan Materials science problems in the framework of the Mega Science projects	11
A.G. Nikitin, Yu.A. Epifantsev, K.S. Medvedeva, P.B. Gerike Influence of friction coefficient between the crushed material and the cheek in one-roll crusher on crushing process energy capacity	10
G.A. Orlov, S.E. Ashkanov, A.G. Orlov Analysis of the end wall thickness variation of tubes after reducing mill	3
V.D. Sarychev, S.A. Nevskii, A.V. Il'yashchenko On accelerated cooling mechanisms in thermo-termination of a rolled iron	12

IN ORDER OF DISCUSSION

L.M. Simonyan, A.A. Alpatova, T.I. Borodina Characteristic of the condensate during evaporation of galvanized steel in a plasma-arc furnace	9
Ivan Filippovich Kurunov (1939 – 2017)	9
To the 60th Anniversary of Eugenio Valentinovich Protopopov	10
To the 70th Anniversary of Viktor Evgen'evitch Gromov	10
To the 80th Anniversary of Boris Stepanovich Mastryukov	11

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

Олендаренко Н.П., ведущий редактор

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 22.12.2017. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,5. Заказ 6378. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

ANALYSIS AND DEVELOPMENT OF ROLLS CALIBRATION FOR PRODUCTION OF ASYMMETRICAL RAIL PROFILES AT UNIVERSAL ROLLING MILL

DEVELOPMENT OF ORE-THERMAL MELTING TECHNOLOGY FOR AGGLOMERATED CHARGE CONTAINING TECHNOGENIC RAW MATERIAL IN SILICON PRODUCTION

THERMODYNAMIC MODELING OF THE PROCESS OF METAL DESULPHURATION BY BORON CONTAINING SLAGS OF THE $\text{CaO-SiO}_2\text{-MgO-AL}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3$ SYSTEM

METALLIC PHASE FORMING IN BARBOTAGE OF MULTICOMPONENT OXIDE MELT BY REDUCTION GAS REPORT 3. FERRONICKEL AND OXIDE MELT SEPARATION

DIFFERENCES IN PHYSICAL-TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF ANTI-FRICTION ION-PLASMA Ti-C-Mo-S COATING DEPOSITED ON 20Kh13 AND 40Kh STEELS

FORMATION OF THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF ELECTRIC EXPLOSIVE WEAR-RESISTANT COATINGS AFTER ELECTRON-BEAM TREATMENT

CURRENT STATE OF THE SCIENTIFIC PROBLEM OF WC-Co HARD ALLOYS SURFACE HARDENING (REVIEW)

PRODUCTION OF POLYVINYLCHLORIDE WITHIN VERTICAL INTEGRATION OF ENTERPRISES IN FERROUS METALLURGY

FORMATION OF FUNCTIONAL VOLUME AND WORKING GROUPS OF ERP-PROJECT OF THE ENTERPRISE

ON ACCELERATED COOLING MECHANISMS IN THERMAL HARDENING OF ROLLED METAL JOINT EFFECT OF ALUMINUM AND TITANIUM ON THE OXYGEN SOLUBILITY IN NICKEL BASED MELTS

INDEX OF ARTICLES "IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY" FOR 2017. Vol. 60