МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 10, 2016 Издается с января 1958 г. ежемесячно Том 59

МОСКВА • МИСИС • 2016

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: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. *(Российская Академия Наук, г. Москва)*
АСТАХОВ М.В. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
АШИХМИН Г.В. *(ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)*
БЕЛОВ В.Д. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
БРОДОВ А.А., *редактор раздела* ***«Экономическая эффективность металлургического производства»*** *(ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)*
ВОЛЫНКИНА Е.П. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
ГЛЕЗЕР А.М. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ГОРБАТЮК С.М. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ГРИГОРОВИЧ К.В., *редактор раздела* ***«Металлургические технологии»*** *(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)*
ГРОМОВ В.Е. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
ДУБ А.В. *(ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)*
ЗИНГЕР Р.Ф. *(Институт Фридриха-Александра, Германия)*
ЗИНИНГРАД М. *(Институт Ариэля, Израиль)*
ЗОЛОТУХИН В.И. *(Тульский государственный унтверситет, г. Тула)*
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. *(Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)*
КОСТИНА М.В. *(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)*
КОСЫРЕВ К.Л. *(АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)*
КУРНОСОВ В.В. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ЛАЗУТКИН С.С. *(ГК «МетПром», г. Москва)*
ЛИНН Х. *(ООО «Линн Хай Терм», Германия)*
ЛЫСАК В.И. *(Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)*
МЫШЛЯЕВ Л.П. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
НИКУЛИН С.А. *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., *редактор раздела* ***«Ресурсосбережение в черной металлургии»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., *редактор раздела* ***«Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах»*** *(Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)*
РАШЕВ Ц.В., *редактор раздела* ***«Стали особого назначения»*** *(Академия наук Болгарии, Болгария)*
РУДСКОЙ А.И. *(Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)*
СИМОНЯН Л.М., *редактор раздела* ***«Экология и рациональное природопользование»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
СОЛОДОВ С.В., *редактор раздела* ***«Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
СПИРИН Н.А. *(Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)*
ТАНГ ГУОИ *(Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай)*
ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
ФИЛОНОВ М.Р., *редактор раздела* ***«Материаловедение»*** *(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)*
ШПАЙДЕЛЬ М.О. *(Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)*
ЮРЬЕВ А.Б. *(ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)*

Учредители:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

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

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

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

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

IZVESTIYA
VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA
IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

Editor-in-Chief: LEONT'EV L.I.
(Russian Academy of Sciences, Moscow)

Deputy Editor-in-Chief: PROTOPOPOV E.V.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Responsible Secretary: POLULYAKH L.A.
(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy Responsible Secretary: OLENDARENKO N.P.
(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

N.P. ALESHIN *(Russian Akademy of Sciences, Moscow)*
M.V. ASTAKHOV *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
G.V. ASHIKHMIN *(JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow)*
V.D. BELOV *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
A.A. BRODOV, *Editor of the section* ***"Economic efficiency of metallurgical production"*** *(IP Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow)*
E.P. VOLYNKINA *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
A.M. GLEZER *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
S.M. GORBATYUK *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
K.V. GRIGOROVICH, *Editor of the section* ***"Metallurgical Technologies"*** *(Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)*
V.E. GROMOV *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
A.V. DUB *(JSC "Science and Innovations", Moscow)*
R.F. SINGER *(Friedrich-Alexander University, Germany)*
M. ZININGRAD *(Ariel University, Israel)*
V.I. ZOLOTUKHIN *(Tula State University, Tula)*
V.M. KOLOKOL'TSEV *(Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk)*
M.V. KOSTINA *(Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)*
K.L. KOSYREV *(JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow)*
V.V. KURNOSOV *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
S.S. LAZUTKIN *(Group of Companies "MetProm", Moscow)*
H. LINN *(Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany)*
V.I. LYSAK *(Volgograd State Technical University, Volgograd)*
L.P. MYSHLYAEV *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
S.A. NIKULIN *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
G.S. PODGORODETSKII, *Editor of the section* ***"Resources Saving in Ferrous Metallurgy"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
I.YU. PYSHMINTSEV, *Editor of the section* ***"Inovations in metallurgical industrial and laboratory equipment, technologies and materials"*** *(Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)*
TS.V. RASHEV, *Editor of the section* ***"Superduty steel"*** *(Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)*
A.I. RUDSKOI *(Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg)*
L.M. SIMONYAN, *Editor of the section* ***"Ecology Rational Use of Natural Resources"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
S.V. SOLODOV, *Editor of the section* ***"Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
M. SPEIDEL *(Swiss Academy of Materials, Switzerland)*
N.A. SPIRIN *(Ural Federal University, Ekaterinburg)*
TANG GUOI *(Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China)*
M.V. TEMLYANTSEV *(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)*
M.R. FILONOV, *Editor of the section* ***"Material science"*** *(National Research Technological University "MISIS", Moscow)*
A.B. YUR'EV *(OJSC "ZSMK", Novokuznetsk)*

Founders:

National Research Technological University "MISIS"

Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

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

Известия высших учебных заведений.
Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya =
Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Сарычев В.Д., Громов В.Е., Невский С.А., Низовский А.И., Коновалов С.В. Формирование нанослоев за счет развития гидродинамических неустойчивостей при внешних энергетических воздействиях 679

Акимов В.В., Мишуров А.Ф., Акимова Е.В. Жаростойкость безвольфрамовых твердых сплавов TiC – TiNi в зависимости от объемного состава композиции при нагреве до высоких температур 688

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Кабаков З.К., Сенатова И.А., Габелая Д.И. Математическое моделирование формирования зазора между заготовкой и кристаллизатором при непрерывной разливке стали 692

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Ходосов И.Е. Получение металлизированных продуктов с использованием углей Кузбасса 697

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИИ И МАТЕРИАЛАХ

Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Темлянцев М.В. Разработка и промышленное освоение технологии дифференцированной термической обработки железнодорожных рельсов с использованием тепла прокатного нагрева 704

Рубин Г.Ш., Чукин М.В., Гун Г.С., Полякова М.А. Функционально-целевой анализ как метод структурирования свойств и функций металлоизделий 715

Пилипенко С.С., Багузин М.Р., Потапенков А.П. Разработка и исследование гидравлического редукторно-мультипликаторного привода с блочными дозаторами 720

Козырев Н.А., Кибко Н.В., Уманский А.А., Титов Д.А., Никитин А.Г. Исследование и разработка новых составов порошковой проволоки системы C – Si – Mn – Cr – V – Mo для наплавки прокатных валков 727

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Юрьев Б.П., Гольцев В.А. Исследование процесса окисления магнетита 735

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И., Трусова И.А. Нагрев тел в металлургических печах на основе модели теоретического противотока 740

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Кулаков С.М., Мусатова А.И., Баранов П.П., Койнов Р.С. Мультиструктурное моделирование сроков окупаемости проектных решений 746

К 70-летию со дня рождения Бориса Алексеевича Романцева 753

CONTENTS

MATERIAL SCIENCE

V.D. Sarychev, V.E. Gromov, S.A. Nevskii, A.I. Nizovskii, S.V. Konovalov Nanolayers formation at hydrodynamic instability development under the external energy effects 679

V.V. Akimov, A.F. Mishurov, E.V. Akimova Heat resistance of tungstenfree TiC – TiNi hard alloys in dependence on volumetric compound of composition at heating up to high temperatures 688

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Z.K. Kabakov, I.A. Senatova, D.I. Gabelaya Mathematical modeling of gap formation between billet and mold at steel continuous casting 692

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

O.I. Nokhrina, I.D. Rozhikhina, I.E. Khodosov Manufacture of metalized products with the usage of Kuzbass coals 697

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

E.V. Polevoi, G.N. Yunin, M.V. Temlyantsev Development and commercial introduction of technology for differentiated heat treatment of railway rails with rolling heat utilization 704

G.Sh. Rubin, M.V. Chukin, G.S. Gun, M.A. Polyakova Function-target analysis as the method of properties and functions structuring of metalware 715

S.S. Pilipenko, M.R. Baiguzin, A.P. Potapenkov Development and research of a hydraulic geared-multiplicatory drive with a sectional metering control 720

N.A. Kozyrev, N.V. Kibko, A.A. Umanskii, D.A. Titov, A.G. Nikitin Research and development of new compositions of cored wire of C – Si – Mn – Cr – V – Mo system for rolls surfacing 727

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

B.P. Yur'ev, V.A. Goltsev Study of the magnetite oxidation 735

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Yu.S. Postol′nik, V.I. Timoshpol'skii, I.A. Trusova Blank heating in metallurgical furnaces based on a theoretical counterflow model 740

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

S.M. Kulakov, A.I. Musatova, P.P. Baranov, R.S. Koinov Multistructural simulation of payback period of project decisions 746

To the 70th Anniversary of Boris Alekseevich Romanov 753

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 679 – 687.
© 2016. *Сарычев В.Д., Громов В.Е., Невский С.А., Низовский А.И., Коновалов С.В.*

УДК 539.2

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСЛОЕВ ЗА СЧЕТ РАЗВИТИЯ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ НЕУСТОЙЧИВОСТЕЙ ПРИ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ*

***Сарычев В.Д.*[1],** *к.т.н., доцент кафедры физики им. В.М. Финкеля* (sarychev_vd@mail.ru)
***Громов В.Е.*[1],** *д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики им. В.М. Финкеля* (gromov@physics.sibsiu.ru)
***Невский С.А.*[1],** *к.т.н., доцент кафедры физики им. В.М. Финкеля* (nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru)
***Низовский А.И.*[2],** *к.х.н., старший научный сотрудник* (alexniz@inbox.ru)
***Коновалов С.В.*[1],** *д.т.н., доцент, профессор кафедры физики им. В.М. Финкеля* (konovalov@physics.sibsiu.ru)

[1] Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
[2] Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН
(630090, Россия, Новосибирск, ул. Лаврентьева, 5)

Аннотация. С единых позиций интерпретируются экспериментально установленные закономерности формирования упрочняющих поверхностных наноструктур при различных внешних энергетических воздействиях (электровзрывном легировании, электронно-пучковой обработке, термомеханическом упрочнении проката по режиму ускоренного охлаждения, интенсивных механических воздействиях при длительной эксплуатации рельсов). Выполнено математическое моделирование формирования наноструктурных образований в результате развития неустойчивостей равновесных состояний в поверхностных слоях (неустойчивости Кельвина–Гельмгольца и Марангони), проанализированы соответствующие дисперсионные уравнения и получены аналитические зависимости декремента (α) от длины волны (λ) в микро- и нанодиапазонах. Отмечено соответствие числовых значений наблюдаемых максимумов зависимости α(λ) экспериментальным значениям параметров наноструктур и дана его физическая интерпретация.

Ключевые слова: нанослои, неустойчивость, поверхность, дисперсионное уравнение, декремент, длина волны.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-679-687

В последние три десятилетия внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к изучению и созданию наноструктур за счет различных внешних энергетических воздействий, обеспечивающих комплекс повышенных эксплуатационных свойств [1 – 5]. Несмотря на многочисленные выполненные исследования [6 – 10] и их анализ на международных конференциях по нанотематике в вопросах механизмов формирования наноструктурно-фазовых состояний и причин повышенных прочностных свойств металлов и сплавов еще много неясностей. Имеющиеся к настоящему времени результаты носят частный характер и не дают возможности сделать серьезные обобщения о природе и основных закономерностях поведения наноструктур при различных внешних энергетических воздействиях. Одним из перспективных направлений решения этих задач может явиться адекватное математическое моделирование.

Анализу формирования наноструктурных образований в материалах в результате развития неустойчивостей в микро- и наномасштабах равновесных состояний в поверхностных слоях при различных внешних энергетических воздействиях и посвящена эта работа. Такой подход является принципиально новым и ранее не предлагался.

Рассматриваемая неустойчивость Кельвина–Гельмгольца (НКГ) возникает на границе раздела двух сред, движущихся параллельно друг другу. Необходимым условием ее образования является наличие тангенциального разрыва скоростей [11]. При этом принимается, что одна среда описывается моделью идеальной жидкости, а вторая – вязкой; анализ дисперсионного уравнения ведется в приближении коротких длин волн.

Формирование наноструктурных слоев при электровзрывном легировании

При обработке металлов и сплавов импульсными плазменными струями, сформированными при электрическом взрыве проводников с различными

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 15-08-03411 (раздел 2.1), № 16-48-420530 (раздел 2.3), РНФ № 15-19-00065 (раздел 2.2), 15-12-00010 (раздел 2.4).
Публикуется в порядке дискуссии.

упрочняющими порошковыми навесками, происходит формирование зоны легирования с градиентной структурой [12 – 20], размер кристаллитов которой составляет приблизительно 10 нм. В работах [21 – 26] были разработаны модели и предложены механизмы формирования упрочненных слоев при электровзрывном легировании (ЭВЛ). Метод ЭВЛ основан на использовании гетерогенных плазменных потоков, образующихся при электрическом взрыве проводников. Эти потоки в виде струи направляются на обрабатываемую поверхность. При натекании струи на упрочняемую поверхность возникает область параллельного течения плазмы и расплава, имеющих различные скорости, в результате развивается НКГ. При ее эволюции в приповерхностном слое расплава образуются мелкоразмерные конвективные вихри, которые в последующем при резком охлаждении расплава определяют размер структурных составляющих зоны легирования.

На рис. 1 представлено изображение поверхности никеля после ЭВЛ, где четко видны наноразмерные ячейки. На рис. 2 показаны зависимости декремента (α) от длины волны (λ): максимум приходится на длину волны (λ_m) примерно 10 – 20 нм, что соответствует экспериментальным результатам [21 – 26].

Максимумы зависимости α(λ) при положительных значениях декремента достигаются при определенных длинах волн. Значит, развитие получают волны и генерируемые ими вихри размером примерно λ_m, а волны с другими длинами и, следовательно, другие масштабы не разовьются. В работе [23] для полубесконечных слоев вязкой и идеальной жидкостей получено дисперсионное уравнение, приведен численный анализ в наноразмерном диапазоне длин волн. Управляющим параметром явилась скорость относительного скольжения слоев.

Идея использования этого механизма для второго внутреннего нанослоя приведена в работе [27], в которой выписана соответствующая математическая модель и показано, что при некоторых условиях возможны два масштаба возникновения неустойчивости в нано- и микродиапазонах. В этом случае управляющим параметром является толщина верхнего слоя.

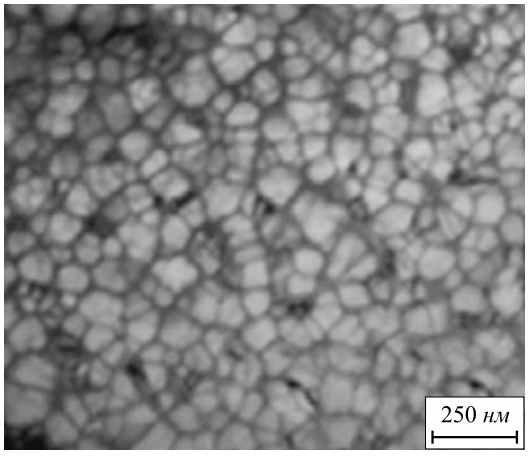


Рис. 1. Микроструктура поверхности при ЭВЛ никеля

Fig. 1. Surface microstructure at electro-explosive alloying of nickel

Формирование поверхностных наноструктур в материале при электронно-пучковой обработке

Обработка поверхности металлов и сплавов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками приводит к формированию поверхностных наноструктур [28]. На рис. 3 представлено изображение поверхности железа после воздействия ЭПО, средний размер ячеек составляет приблизительно 200 нм.

В основе модели формирования наноструктур лежит представление о том, что вследствие наличия градиента температур возникает термокапиллярная неустойчивость Марангони [29 – 33], которая приводит к образованию ячеистых структур. При выводе дисперсионного уравнения использовали трехмерные уравнения Навье-Стокса и теплопроводности. Граничные условия на поверхности расплава имеют вид:

$$-p + 2\nu\rho\frac{\partial w}{\partial y} = \sigma\left(\frac{\partial^2\eta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2\eta}{\partial y^2}\right);$$

$$\rho\nu\left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}\right) = \frac{\partial\sigma}{\partial x};\quad \rho\nu\left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y}\right) = \frac{\partial\sigma}{\partial y};$$

где u, v, w – компоненты вектора возмущения скорости; p – возмущение давления; η – возмущение границы раз-

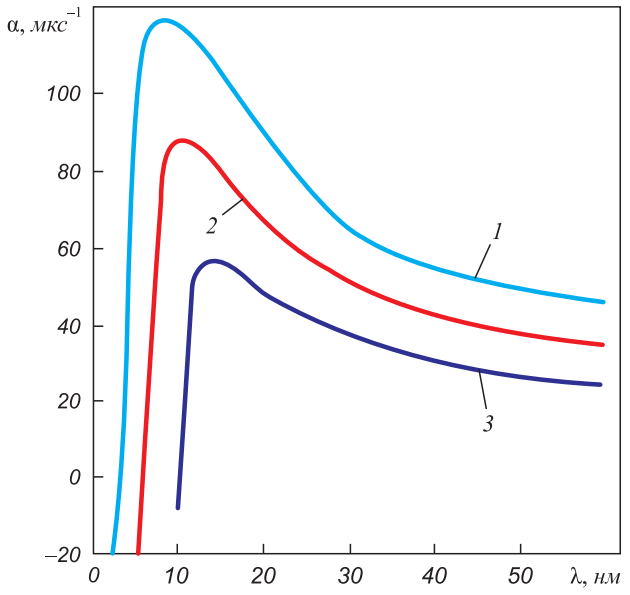


Рис. 2. Зависимость декремента неустойчивости от длины волны при относительной скорости течения на границе плазма – расплав: *1* – 760 м/с; *2* – 650 м/с; *3* – 350 м/с

Fig. 2. Dependence of an instability decrement on a wave length at a relative flow velocity at the boarder of plasma – melt: *1* – 760 m/s; *2* – 650 m/s; *3* – 350 m/c

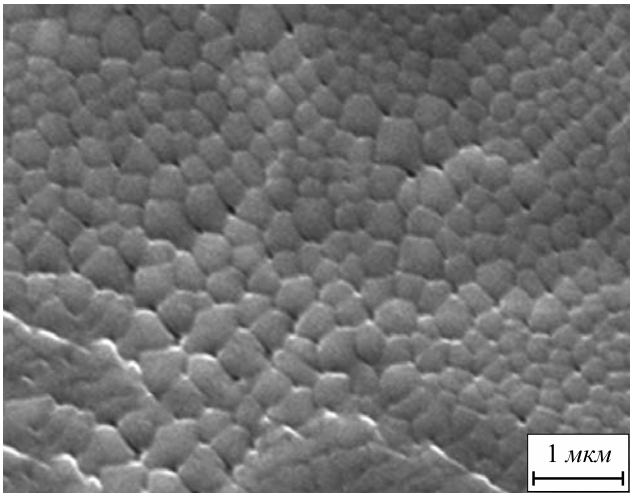


Рис. 3. Поверхностные ячейки при ЭПО поверхности железа

Fig. 3. Surface cells at electron-beam treatment of an iron surface

дела; ν – кинематическая вязкость; σ – поверхностное натяжение; ρ – плотность; T – возмущение температуры.

Условия прилипания и отсутствия температурных возмущений на границе расплав – твердое тело имеют вид

$$u = v = w = 0;\ T = 0.$$

При использовании нормальных мод получено дисперсионное уравнение для конечного слоя. Однако его анализ сопряжен со значительными трудностями, поэтому использовали дисперсионное уравнение для полубесконечного слоя:

$$\omega^2\left[(\omega + 2\nu k^2)^2 - 4k_1 k^2\nu^2 + \omega_c^2\right] - \omega_T^2\left\{\left[1 + \delta\left(1 - \frac{k_1}{k_2}\right)\right]\left(\omega^2 + 2k^2\nu\omega + \omega_c^2\right) - \frac{k}{k_2}\left(2kk_1\nu\omega + \omega_c^2\right)\right\} = 0, \quad (1)$$

где $\delta = \dfrac{\varepsilon}{1-\varepsilon};\ k_1^2 = \dfrac{\omega}{\nu} + k^2;\ k_2^2 = \dfrac{\omega}{\chi} + k^2;\ \omega_c^2 = \dfrac{k^3\sigma_0}{\rho};$

$\omega_T^2 = \dfrac{k^2\sigma_T G_0}{\rho};\ \omega_\nu = \nu k^2;\ G_0 = \dfrac{dT_0}{dz};$ ε – число Прандтля.

Уравнение (1) может быть сведено к алгебраическому уравнению 16-ой степени. Оно зависит от трех безразмерных параметров: числа Прандтля и двух квадратов отношений частот a^2 и b^2 ($a = \omega_c/\omega_\nu$, $b = \omega_T/\omega_\nu$). При малых числах Прандтля уравнение (1) распадается на два:

$$(z^3 + z^2 + 3z - 1)(z^2 - 1)^2(z - 1) - b^2(z^2 - 1)(z + 1)^2 + a^2(z^2 - 1)^2 - 2a^2b^2 = 0;$$

$$(z^3 + z^2 + 3z - 1)(z^2 - 1) - b^2(z - 1) + a^2(z + 1) = 0;$$

здесь

$$z = \frac{k_1}{k};\ a^2 = a_0^2\frac{k_0}{k};\ b^2 = b_0^2\frac{k_0^2}{k^2};\ a_0^2 = \frac{\sigma_0}{\nu^2\rho k_0};\ b_0^2 = \frac{\sigma_T G_0}{\nu^2 k_0}.$$

Для численных расчетов принимаем: $k_0 \approx 10^7$ м$^{-1}$, $h \approx 10^{-5}$ м, $G_0 \approx (T_b - T_m)/h \approx 10^8$ К/м; T_b и T_m – температуры плавления и кипения.

На рис. 4 представлена зависимость безразмерного декремента от волнового числа (k/k_0): максимум декремента приходится на волновое число $5{,}61\cdot10^7$ м$^{-1}$, что соответсвует длине волны 112 нм. Эти значения несколько отличаются от экпериментальных [34]. Однако в работе [34] исследовали перлитную сталь, а, как известно, углерод оказывает влияние на поверхностное натяжение железа. С ростом градиента температуры значения волнового числа резко возрастают, достигая при толщине жидкого слоя 100 нм значения $1{,}29\cdot10^5$ м$^{-1}$, что соответсвует длине волны 4,86 нм.

Формирование наноразмерных фаз при термомеханическом упрочнении проката

Термомеханическое упрочнение проката в потоке непрерывных станов является одним из наиболее прогрессивных технологических процессов, обеспечивающих существенное повышение механических и эксплуатационных свойств изделий, изготавливаемых из низколегированных сталей за счет формирования упрочненных слоев при ускоренном охлаждении поверхности потоками воды.

В условиях прерывистой закалки в поверхностных слоях проката формируется структура, содержащая наноразмерные упрочняющие фазы [35 – 43]. Были выявлены основные параметры охлаждения, которые обеспечивают формирование закалочных поверхност-

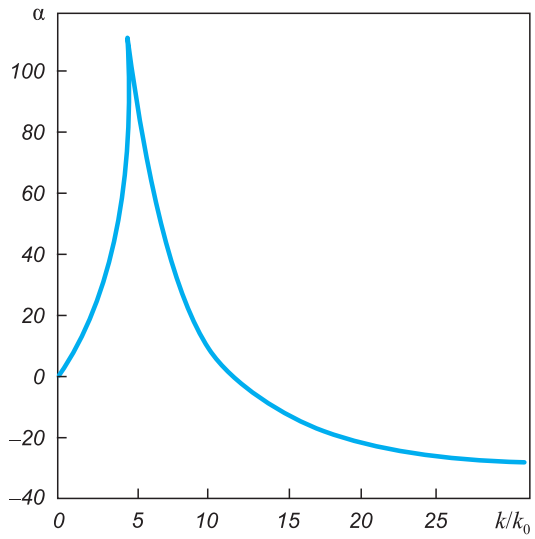


Рис. 4. Зависимость безразмерного декремента от волнового числа

Fig. 4. Dependence of a nondimensional decrement on a wave number

ных структур и прямолинейность проката [44 – 46]. В работе [46] рассмотрены этапы становления способа термического упрочнения проката; отмечается, что устойчивый технологический процесс возможен только начиная с определенной скорости воды относительно проката. Эту скорость определили экспериментально (без рассмотрения механизма взаимодействия воды и проката). Используя выше предложенную идею формирования НКГ в наноразмерном диапазоне длин волн, можно предположить механизм охлаждения проката. При температуре проката приблизительно 1000 °С между водой и прокатом при недостаточных скоростях относительного движения образуется пленка пара, которая значительно снижает теплопередачу. При скоростях больше критической возникает НКГ в нанодиапозоне, что приводит к формированию нанокапель. Охлаждение ведется с помощью нанокапель, движущихся через такую пленку, что позволяет при моделировании структурно-фазовых превращений использовать коэффициент теплоотдачи, рассчитанный по формуле, в которую входит теплопроводность воды [47].

Вторая роль нанокапель, на взгляд авторов, состоит в генерации теплового удара, за счет которого формируются мощные термоупругие волны, рассмотрение которых при наносекундных воздействиях проведено в работе [48]. 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 [49, 50].

Образование наноструктур в рельсовой стали при длительной эксплуатации

Ранее в работе [51] обнаружено, что в рельсах из перлитной стали при длительной эксплуатации образуются белые слои, обладающие высокой твердостью. Электронно-микроскопические исследования этих слоев показали, что их структура крайне неоднородна, размеры зерен имеют бимодальное распределение и изменяются от 20 до 500 нм [52]. Пластины цементита в таких условиях изогнуты или разрушены, на межфазной границе феррит – цементит отмечается крайне высокая плотность дислокаций. Микроструктура зоны упрочненного слоя во многом подобна структуре, наблюдаемой в условиях интенсивной пластической деформации [53]. По мнению авторов работ [51 – 53] за образование наноструктур отвечают процессы, аналогичные механическому легированию, что не в полной мере отражает реальные процессы в головке рельсов при длительной эксплуатации. Изучение процесса трения скольжения [54, 55] показывает, что нанослои формируются за счет сдвига одной части материала относительно другой с образованием резкой границы. В работе [55] предложено объяснение этого механизма на основе теории Рейнольдса, но и оно не отражает полной картины процессов, протекающих при интенсивной пластической деформации и приводящих к образованию наноразмерных структур.

Как известно, при эксплуатации в системе колесо – рельс возникает участок скольжения. Под действием сил трения происходит движение поверхностного слоя рельса относительно нижележащих слоев. На поверхности раздела таких слоев имеет место тангенциальный разрыв скорости и, соответственно, возникает неустойчивость Кельвина–Гельмгольца. В рамках этой модели поверхностный слой рельса считается идеальной жидкостью, а нижележащий упругодеформированный слой (подложка) – вязкой. В работах [26, 56] для таких систем было получено дисперсионное уравнение, которое имеет следующий вид:

$$(2\nu k^2 + \omega)^2 + \mu(\omega + iku_0)^2 + \omega_0^2 = 4\sqrt{\nu^3 k^6 (\nu k^2 + \omega)},$$

где ν – кинематическая вязкость; $\mu = \frac{\rho_2}{\rho_1}\coth(kH)$; k – волновое число; $\omega_0^2 = \frac{\sigma_0}{\rho_1}k^3$; u_0 – относительная скорость слоев; $\omega = \alpha + i\Omega$ – комплексная циклическая частота; α и Ω – декремент и инкремент неустойчивости; H – толщина поверхностного слоя; σ_0 – поверхностное натяжение; ρ_1 и ρ_2 – плотность материала подложки и поверхностного слоя.

Для коротковолновых возмущений получена следующая аналитическая зависимость декремента неустойчивости от длины волны возмущений:

$$\alpha = \frac{\nu k^2}{1+\mu} + \sqrt{\frac{\delta + \sqrt{\delta^2 + 4a^2b^2}}{2}},$$

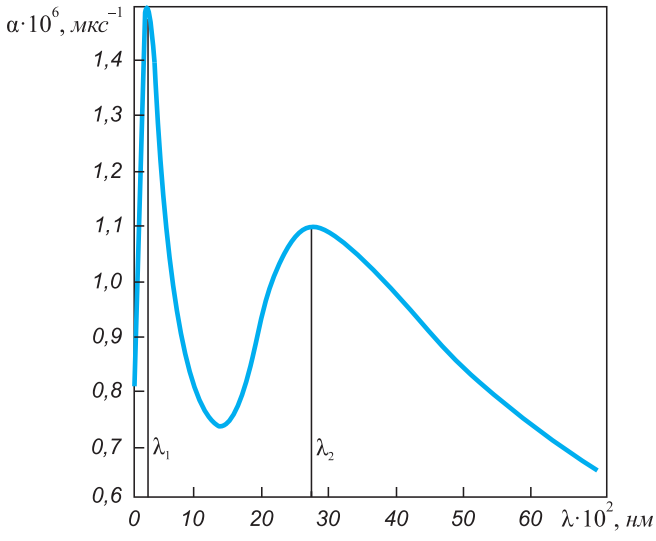


Рис. 5. Зависимость декремента неустойчивости от длины волны возмущения границы раздела

Fig. 5. Dependence of an instability decrement on a disturbance wave length of an interface

где $\delta = a^2 + \delta_0$; $a = \dfrac{\nu k^2}{1+\mu}$; $\delta_0 = \dfrac{k^2\left[\mu\rho_1 u_0^2 - k\sigma_0(1+\mu)\right]}{(1+\mu)^2\rho_1}$.

Подставляя в уравнение (2) значения a и δ и учитывая, что $k = 2\pi/\lambda$, получим зависимость декремента от длины волны возмущения границы раздела. На рис. 5 приведены результаты расчетов для стали (σ_0 = 1,91 Н/м; ρ_1 = 7800 кг/м^3; $\nu = 3\cdot10^{-6}$ м^2/с [57]). Считаем, что $\mu \approx 10$, u_0 = 30 м/с. Зависимость декремента от длины волны имеет два максимума: первый максимум приходится на длину волны 319 нм, второй – 2,7 мкм. Размеры зерен, наблюдающихся в рельсах, снятых после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто, имеют такой же порядок [58, 59]. Бимодальный характер распределения зерен в белом слое [53] указывает на то, что неустойчивость Кельвина–Гельмгольца может быть ответственна за его образование. Отметим, что формула (2) пригодна для численных расчетов, но для получения аналитических выражений волновых чисел, при которых достигаются экстремальные значения α, приводит к громоздким выражениям, из которых трудно выявить физический смысл. Поэтому найдем простые приближенные выражения, справедливые вблизи максимумов и явно зависящие от параметров задачи. В случае отсутствия вязкости волновое число и длина волны, на которые приходится максимум декремента, имеют вид: $k_m = \dfrac{2}{3}\dfrac{\mu\rho_1 u_0^2}{(1+\mu)\sigma_0}$, $\lambda_m = \dfrac{\pi}{3}\dfrac{(1+\mu)\sigma_0}{\mu\rho_1 u_0^2}$. Для выбранных значений характеристик материала получим $k_m = 2{,}23\cdot10^6$ м$^{-1}$, λ_m = 2,82 мкм. В случае $\nu \neq 0$ максимальные значения декремента неустойчивости будут наблюдаться при $\bar{k}_{m1} = \dfrac{9}{16}\mu$ и $\bar{k}_{m2} = \dfrac{2}{3} + \dfrac{8}{3}\sqrt{\dfrac{\varepsilon}{3}}$, где $\bar{k} = \dfrac{k}{k_0}$; $k_0 = \dfrac{\mu\rho_1 u_0^2}{(1+\mu)\sigma_0}$. Тогда $k_{m1} = 1{,}89\cdot10^7$ м$^{-1}$, λ_{m1} = 332 нм и $k_{m2} = 2{,}41\cdot10^6$ м$^{-1}$, λ_{m2} = 2,6 мкм. Отличие полученных значений от рассчитанных по формуле (2) незначительно. Размеры фрагментов в поверхностном слое рельсов при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто составляют 250 – 300 нм [58, 59] и уменьшаются в два раза при пропущенном тоннаже 1000 млн. т брутто. Это позволяет сделать вывод о том, что представленная модель адекватно описывает наблюдающиеся закономерности формирования наноструктур.

Выводы. Предложенные механизмы формирования наноструктурных образований при электровзрывном поверхностном легировании, электронно-пучковой обработке, термомеханическом упрочнении проката и длительной эксплуатации рельсов, основанные на возникновении гидродинамических неустойчивостей Кельвина–Гельмгольца и Марангони на границе раздела сред, не противоречат экспериментально наблюдаемым закономерностям и могут явиться основой прогнозирования появления наноструктур при внешних энергетических воздействиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Наноматериалы: структура, свойства и применение / А.М. Глезер, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Ю.П. Шаркеев. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2012. – 423 с.
2. Soskova N.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Raikov S.V., Ivanov Y.F. Formation of dislocation-free nanostructures in metals on electroexplosive alloying // Steel in Translation. 2012. Vol. 42. No. 12. P. 820 – 822.
3. Efimov O.Y., Yur'ev A.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Piskalenko V.V. Evolution of the structural and phase states in a plasma-hardened iron roller // Steel in Translation. 2012. Vol. 42. No. 6. P. 489 – 494.
4. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. Microstructure of quenched rails. – Cambridge: CISP, 2016. – 225 p.
5. Шахпазов Е.Х., Глезер А.М. Перспективы применения наноматериалов в черной металлургии // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2007. № 1. С. 66 – 69.
6. Глезер А.М., Громов В.Е. Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2010. – 171 с.
7. Многофункциональные конструкционные материалы нового поколения / Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2015. – 298 с.
8. Валиев Р.З., Еникеев Н.А., Мурашкин М.Ю., Утяшев Ф.З. Использование интенсивных пластических деформаций для получения объемных наноструктурных металлических материалов // Известия РАН. Механика твердого тела. 2012. № 4. С. 106 – 119.
9. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Боткин А.В., Дубинина С.В. Получение ультрамелкозернистых металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации: новые подходы к разработке технологий // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 44 – 47.
10. Андриевский Р.А. Металлические нано- и микростекла: новые подходы в наноструктурном материаловедении // Успехи физических наук. 2013. № 3. С. 277 – 285.
11. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т. 6. Гидродинамика. – М.: Наука, 1986. – 736 с.
12. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 307 с.
13. Ivanov Y.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Soskova N.A., Raikov S.V. Formation of nanocomposite layers at the surface of VT1-0 titanium in electroexplosive carburization and electron-beam treatment // Steel in Translation. 2012. Vol. 42. No. 6. P. 499 – 501.
14. Sizov V.V., Gromov V.E., Vorob'ev S.V., Konovalov S.V., Ivanov Y.F. Fatigue failure of stainless steel after electron-beam treatment // Steel in Translation. 2012. Vol. 42. No. 6. P. 486 – 488.
15. Бащенко Л.П., Соскова Н.А., Иванов Ю.Ф. и др. Влияние электронно-пучковой обработки на структуру и микротвердость поверхности технически чистого титана ВТ1-0 после электровзрывного науглероживания // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. Т. 9. № 1. С. 15 – 22.
16. Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. и др. Структура и микротвердость поверхностных слоев технически чистого титана ВТ1-0 после электровзрывного науглероживания и последующей электронно-пучковой обработки // Авиационная промышленность. 2012. № 2. С. 44 – 48.
17. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Zhmakin Y.D., Gromov V.E. Surface modification by the EVU 60/10 electroexplosive system // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 6. P. 464 – 468.
18. Karpii S.V., Morozov M.M., Ivanov Y.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Formation of nanophases in electroexplosive alloying with aluminum and boron and electron-beam treatment of titanium surfaces // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 8. P. 723 – 728.

19. Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. и др. Формирование градиентной структуры поверхностных слоев технически чистого титана ВТ1-0 при электровзрывном науглероживании и последующей электронно-пучковой обработке // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013. № 1. С. 59 – 63.

20. Бащенко Л.П., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А. Модификация структуры поверхностных слоев титана ВТ1-0 при электровзрывном карбоборировании и электронно-пучковой обработке // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 3. С. 68 – 70.

21. Молотков С.Г., Бащенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е. Моделирование нагрева поверхности металла при электровзрывном легировании с учетом формы теплового импульса // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 6. С. 44 – 46.

22. Молотков С.Г., Бащенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е. Моделирование нагрева поверхности металла, подвергнутого электровзрывному легированию, при последующей электронно-пучковой обработке // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 8. С. 43 – 45.

23. Сарычев В.Д., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е. Образование наноразмерных структур в металлах при воздействии импульсных плазменных струй электрического взрыва // Письма в Журнал технической физики. 2010. № 14. С. 41 – 48.

24. Сарычев В.Д., Мочалов С.П., Будовских Е.А. и др. Математическое моделирование и исследование формирования конвективных структур в металлах и сплавах при воздействии импульсных многофазных плазменных струй // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 44 – 49.

25. Молотков С.Г., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е. Математическая модель формирования границы зоны электровзрывного легирования с основой металла // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 4. С. 53 – 56.

26. Грановский А.Ю., Сарычев В.Д., Громов В.Е. Модель формирования внутренних нанослоев при сдвиговых течениях материалов // Журнал технической физики. 2013. Т. 83. Вып. 10. С. 155 – 158.

27. Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Черемушкина Е.В., Громов В.Е. Модель перемешивания слоев, созданных при электровзрывной обработке // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. № 4. С. 558 – 562.

28. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / А.П. Ласковнев, Ю.Ф. Иванов, Е.А. Петрикова и др. – Минск: Белорусская наука, 2013. – 287 с.

29. Khaimzon B.B., Sarychev V.D., Soskova N.A., Gromov V.E. Temperature distribution produced by pulsed energy fluxes, with evaporation of the target // Steel in Translation. 2013. Vol. 43. No. 2. P. 55 – 58.

30. Sarychev V.D., Mochalov S.P., Budovskikh E.A., Vashchuk E.S., Gromov V.E. Formation of convective structures in metals and alloys under the action of pulsed multiphase plasma jets // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 6. P. 531 – 536.

31. Lee P.D., Quested P.N., McLean M. Modelling of Marangoni effects in electron beam melting // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 1998. Vol. 356. P. 1027 – 1043.

32. Zen'kovskaya S.M. Long-wave oscillatory Marangoni instability in a horizontal liquid layer // J. Appl. Math. and Mech. 2007. Vol. 71. P. 755 – 761.

33. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Konovalov S. V., Komissarova I. A., Cheremushkina E.V. Thermocapillary model of formation of surface nanostructure in metals at electron beam treatment // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2015. Vol. 91. No. 012028 (9 p).

34. Grishunin V.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Y.F., Teresov A.D. Evolution of the phase composition and defect substructure of rail steel subjected to high-intensity electron-beam treatment // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron techniques. 2013. Vol. 7. P. 990 – 995.

35. Ефимов О.Ю., Костерев В.Б., Громов В.Е. и др. Закономерности и механизмы формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств балочного профиля из стали 09Г2С при термомеханическом упрочнении // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. № 3. С. 13 – 21.

36. Belov E.G., Efimov O.Y., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Kolubaeva Y.A. Formation of the structural and phase states in hardened castiron rollers. Part 1 // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 4. P. 322 – 324.

37. Kosterev V.B., Efimov O.Y., Ivanov Y.F., Belov E.G., Gromov V.E. Formation of gradient structure-phase states in thermomechanical hardening // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 4. P. 283 – 286.

38. Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Gromov V.E. Gradient structural-phase states in the thermostrengthened low-carbon steel reinforcement // Materials and manufacturing processes. 2011. Vol. 26. P. 144 – 146.

39. Belov E.G., Efimov O.Y., Yur'ev A.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E. Evolution of the structural-phase state of the surface of plasma-hardened rollers // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 2. P. 102 – 104.

40. Belov E.G., Poltoratskii L.M., Efimov O.Y., Konovalov S.V., Gromov V.E. Formation of structure and mechanical properties in the accelerated cooling of An H beam // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 2. P. 114 – 118.

41. Belov E.G., Kopylov I.V., Dikan' O.V., Gromov V.E. Production of DP155 I-beams for monorail tracks // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 10. P. 873 – 875.

42. Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я., Юрьев А.Б. и др. Закономерности формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств при ускоренном охлаждении двутавра // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 4. С. 16 – 19.

43. Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний при термомеханическом упрочнении // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 4. С. 24 – 27.

44. Сидоренко О.Г., Федорова И.П., Демченко Е.М. и др. Виды разрушений термомеханически упрочненной высокопрочной арматуры, подверженной водородному охрупчиванию. – В кн.: Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Киев: Наукова думка, 1995. С. 222 – 229.

45. Сидоренко О.Г. Новые технологические решения процесса термомеханического упрочнения арматурной стали. – В кн.: Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Вып. 3. – Киев: Наукова думка, 1999. С. 306 – 311.

46. Узлов И.Г., Сидоренко О.Г., Федорова И.П. и др. Новое в технологии управления процессом термического упрочнения арматурного проката // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2008. № 1. С. 89 – 91.

47. Большаков В.И. История развития термического упрочнения проката: монография. – Днепропетровск: ПГАСА, 2012. – 388 с.

48. 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 – 77.

49. Морозов С.И., Погорелов А.И., Демченко Е.М. и др. Повышение стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением термомеханически упрочненной арматурной стали // Сталь. 1994. № 6. С. 66 – 69.

50. Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Nevskii S.A., Gromov V.E. Model of formation of droplets during electric arc surfacing of functional coatings // AIP Conference Proceedings. 2016. Vol. 1698. No. 030013 (5 p).

51. Lojkowski W., Millman Y., Chugunova S.I., Goncharova I.V., Djahanbakhsh M., Bürkle G., Fecht H.-J. The mechanical properties of the nanocrystalline layer on the surface of railway tracks //

Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 303. No. 1-2. P. 209 – 215.
52. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels: Effect of High Strain Rate Deformation // Steel tech. 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19 – 23.
53. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // Acta Mater. 2003. Vol. 51. No. 18. P. 5555 – 5570.
54. Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е. Сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала при трении // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 2. С. 336 – 340.
55. Tarasov S., Rubtsov V., Kolubaev A. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding // Wear. 2010. Vol. 268. No. 1. P. 59 – 66.
56. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Granovskii A.Yu., Gromov V.E. Mathematical model of nanostructure formation in rail steel under high intensive mechanical loading // AIP Conf. Proc. 2015. Vol. 1683. No. 020200 (4 p).
57. Физические величины: Справочник / Под. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
58. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Перегудов О.А. и др. Эволюция структурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 4. С. 262 – 266.
59. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция структуры и свойств поверхностного слоя рельсов при длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения. 2015. № 3 (83). С. 30 – 37.

Поступила 5 апреля 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 679–687.

NANOLAYERS FORMATION AT HYDRODYNAMIC INSTABILITY DEVELOPMENT UNDER THE EXTERNAL ENERGY EFFECTS

***V.D. Sarychev*[1], *V.E. Gromov*[1], *S.A. Nevskii*[1], *A.I. Nizovskii*[2], *S.V. Konovalov*[1]**

[1] Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia
[2] Boreskov Institute of Catalysis SB RAS, Novosibirsk, Russia

Abstract. The attempt to interpret the experimentally established regularities of strengthening surface nanostructures formation under different energy effects (electro-explosive alloying, electron-beam treatment, rolling products thermomechanical strengthening due to accelerated cooling, severe mechanical action at long term operation) was made on unified position. The mathematical modeling of nanostructured states formation in consideration of equilibrium states instabilities development in surface layers (Kelvin–Helmholtz and Marangoni instabilities) was carried out, the corresponding dispersion equations were analyzed and the analytical dependences of instability decrement α on perturbation wave length λ in micro and nanoranges were established. The correspondence of numerical values of maximum observed on the α(λ) dependences to experimental nanostructure parameters was noted and its physical interpretation was made.

Keywords: nanolayer, instability, surface, dispersion equation, decrement, wave length.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-679-687

REFERENCES

1. Glezer A.M., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sharkeev Yu.P. *Nanomaterialy: struktura, svoistva i primenenie* [Nanomaterials: structure, properties and usage]. Novokuznetsk: Inter-Kuzbass, 2012, 423 p. (In Russ.).
2. Soskova N.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Raikov S.V., Ivanov Y.F. Formation of dislocation-free nanostructures in metals on electroexplosive alloying. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 12, pp. 820–822.
3. Efimov O.Y., Yur'ev A.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Piskalenko V.V. Evolution of the structural and phase states in a plasma-hardened iron roller. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 6, pp. 489–494.
4. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. *Microstructure of quenched rails*. Cambridge: CISP, 2016, 225 p.
5. Shakhpazov E.Kh., Glezer A.M. Usage opportunities of nanomaterials in non-ferrous metallurgy. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2007, no. 1, pp. 66–69. (In Russ.).
6. Glezer A.M., Gromov V.E. *Nanomaterialy, sozdannye putem ekstremal'nykh vozdeistvii* [Nanomaterials, created by the way of an extreme influences]. Novokuznetsk: Inter-Kuzbass, 2010, 171 p. (In Russ.).
7. *Mnogofunktsional'nye konstruktsionnye materialy novogo pokoleniya* [Multifunctional structural materials of a new generation]. Gromov V.E. ed. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2015, 298 p. (In Russ.).
8. Valiev R.Z., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu., Utyashev F.Z. Using intensive plastic deformations for manufacturing bulk nanostructure metallic materials. *Mechanics of Solids*. 2012, vol. 47, no. 4, pp. 463–474.
9. Valiev R.Z., Raab G.I., Botkin A.V., Dubinina S.V. Obtaining of ultra-fine-grained metals and alloys using the intensive plastic deformation: new approaches to the technology development. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 44–47. (In Russ.).
10. Andrievskii R.A. Metal nano- and microglasses: new approaches in nanostructural material science. *Uspekhi fizicheskikh nauk*. 2013, no. 3, pp. 277–285. (In Russ.).
11. Landau L.D., Lifshits E.M. *Teoreticheskaya fizika. T. 6. Gidrodinamika* [Theoretical physics. Vol. 6. Hydrodynamics]. Moscow: Nauka, 1986, 736 p. (In Russ.).
12. Bagautdinov A.Ya., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. *Fizicheskie osnovy elektrovzryvnogo legirovaniya metallov i splavov* [Physical basics of electro-explosive alloying of metals and alloys]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2007, 307 p. (In Russ.).
13. Ivanov Y.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Soskova N.A., Raikov S.V. Formation of nanocomposite layers at the surface of VT1-0 titanium in electroexplosive carburization and electron-beam treatment. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 6, pp. 499–501.
14. Sizov V.V., Gromov V.E., Vorob'ev S.V., Konovalov S.V., Ivanov Y.F. Fatigue failure of stainless steel after electron-beam treatment. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 6, pp. 486–488.
15. Bashchenko L.P., Soskova N.A., Ivanov Yu.F., Teresov A.D., Raikov S.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Influence of electron-beam treatment on the structure and microhardness of a surface of a commercially pure titanium VT1-0 after electro-explosive carburizing. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2012, vol. 9, no. 1. pp. 15–22. (In Russ.).
16. Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Raikov S.V., Bashchenko L.P., Ionina A.V. Structure and microhardness of a surface of a commercially pure titanium VT1-0 after electro-explosive carburizing and the subsequent electron-beam treatment. *Aviatsionnaya promyshlennost'*. 2012, no. 2, pp. 44–48. (In Russ.).
17. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Zhmakin Y.D., Gromov V.E. Surface modification by the EVU 60/10 electroexplosive system. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 6, pp. 464–468.

18. Karpii S.V., Morozov M.M., Ivanov Y.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Formation of nanophases in electroexplosive alloying with aluminum and boron and electron-beam treatment of titanium surfaces. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 8, pp. 723–728.

19. Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Raikov S.V. Formation of a gradient structure of surface layers of commercially pure titanium VT1-0 at electro-explosive carburizing and the subsequent electron-beam treatment. *Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2013, no. 1, pp. 59–63. (In Russ.).

20. Bashchenko L.P., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. Modification of the titanium VT1-0 surface layers structure after electroexplosive carboboronizing and electron-beam treatment. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 3, pp. 68–70. (In Russ.).

21. Molotkov S.G., Bashchenko L.P., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Modeling of heating the metal surface during electroexplosive alloying with different shape of the heat pulse. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 6, pp. 44–46. (In Russ.).

22. Molotkov S.G., Bashchenko L.P., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Modeling of surface heating of metal after electroexplosive alloying at the subsequent electron-beam treatment. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 8, pp. 43–45. (In Russ.).

23. Sarychev V.D., Vashchuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Nanosized structure formation in metals under the action of pulsed electric-explosion-induced plasma jets. *Technical Physics Letters*. 2010, vol. 36, no. 7, pp. 656–659.

24. Sarychev V.D., Mochalov S.P., Budovskikh E.A., Vashchuk E.S., Gromov V.E. Metals and alloys convection structure formation at action of multi-phased impulses of plasma jets. Mathematical modeling and investigation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 6, pp. 44–49. (In Russ.).

25. Molotkov S.G., Vashchuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Mathematical model of the border zone formation of electro-explosive doping with the metal basis. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 4, pp. 53–56. (In Russ.).

26. Granovskii A.Yu., Sarychev V.D., Gromov V.E. Model of formation of inner nanolayers in shear flows of material. *Technical Physics*. 2013, vol. 58, no. 10, pp. 1544-1547.

27. Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Cheremushkina E.V., Gromov V.E. Model of layer mixing, created at the electro-explosive treatment. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2013, no. 4, pp. 558–562. (In Russ.).

28. Laskovnev A.P., Ivanov Yu.F., Petrikova E.A., Koval' N.N., Uglov V.V., Cherenda N.N., Bibik N.V., Astashinskii V.M. *Modifikatsiya struktury i svoistv evtekticheskogo silumina elektronno-ionno-plazmennoi obrabotkoi* [Structure and properties modification of eutectic silumin with electron-ionic-plasma treatment]. Minsk: Belorusskaya nauka, 2013, 287 p. (In Russ.).

29. Khaimzon B.B., Sarychev V.D., Soskova N.A., Gromov V.E. Temperature distribution produced by pulsed energy fluxes, with evaporation of the target. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 2, pp. 55–58.

30. Sarychev V.D., Mochalov S.P., Budovskikh E.A., Vashchuk E.S., Gromov V.E. Formation of convective structures in metals and alloys under the action of pulsed multiphase plasma jets. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 6, pp. 531–536.

31. Lee P.D., Quested P.N., McLean M. Modelling of Marangoni effects in electron beam melting. *Phil. Trans. R. Soc. Lond. A*. 1998, vol. 356, pp. 1027–1043.

32. Zen'kovskaya S.M. Long-wave oscillatory Marangoni instability in a horizontal liquid layer. *J. Appl. Math. and Mech*. 2007, vol. 71, pp. 755–761.

33. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Konovalov S.V., Komissarova I.A., Cheremushkina E.V. Thermocapillary model of formation of surface nanostructure in metals at electron beam treatment. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2015, vol. 91, no. 012028 (9 p).

34. Grishunin V.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Y.F., Teresov A.D. Evolution of the phase composition and defect substructure of rail steel subjected to high-intensity electron-beam treatment. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron techniques*. 2013, vol. 7, pp. 990–995.

35. Efimov O.Yu., Kosterev V.B., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.B., Konovalov S.V. Regularities and mechanisms of formation of structure-phase states and mechanical properties of a beam profile from steel 09G2S at shock hardening. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2010, no. 3, pp. 13–21. (In Russ.).

36. Belov E.G., Efimov O.Y., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Kolubaeva Y.A. Formation of the structural and phase states in hardened castiron rollers. Part 1. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 4, pp. 322–324.

37. Kosterev V.B., Efimov O.Y., Ivanov Y.F., Belov E.G., Gromov V.E. Formation of gradient structure-phase states in thermomechanical hardening. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 4, pp. 283–286.

38. Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Gromov V.E. Gradient structural-phase states in the thermostrengthened low-carbon steel reinforcement. *Materials and manufacturing processes*. 2011, vol. 26, pp. 144–146.

39. Belov E.G., Efimov O.Y., Yur'ev A.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E. Evolution of the structural-phase state of the surface of plasma-hardened rollers. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 2, pp. 102–104.

40. Belov E.G., Poltoratskii L.M., Efimov O.Y., Konovalov S.V., Gromov V.E. Formation of structure and mechanical properties in the accelerated cooling of an H beam. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 2, pp. 114–118.

41. Belov E.G., Kopylov I.V., Dikan' O.V., Gromov V.E. Production of DP155 I-beams for monorail tracks. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 10, pp. 873–875.

42. Efimov O.Yu., Chinokalov V.Ya., Yur'ev A.B., Belov E.G., Gromov V.E. Structure-phase states and mechanical properties formation regularities at accelerated cooling of parallel flange beam. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 4, pp. 16–19. (In Russ.).

43. Kosterev V.B., Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Belov E.G., Gromov V.E. Formation regularities of gradient structure-phase states at strengthening by heat-and mechanical treatment. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 4, pp. 24–27. (In Russ.).

44. Sidorenko O.G., Fedorova I.P., Demchenko E.M., Klepikov A.G., Razdobreev V.G. Types of fractures of thermomechanical hardening of high-tensile reinforcement, subjected to hydrogen embrittlement. In: *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoi metallurgii* [Fundamental and applied issues of ferrous metallurgy]. Kiev: Naukova dumka, 1995, pp. 222–229. (In Russ.).

45. Sidorenko O.G. New technological solutions of the process of thermomechanical hardening of reinforcing steel. In: *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoi metallurgii. Vyp. 3* [Fundamental and applied issues of ferrous metallurgy. Issue 3]. Kiev: Naukova dumka, 1999, pp. 306–311. (In Russ.).

46. Uzlov I.G., Sidorenko O.G., Fedorova I.P., Sukhoi A.P., Kekukh A.V., Lyasov V.G., Mamaev A.V. New in the control technology of the process of thermal hardening of reinforcing bar. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2008, no. 1, pp. 89–91. (In Russ.).

47. Bol'shakov V.I. *Istoriya razvitiya termicheskogo uprochneniya prokata: monografiya* [History of the development of thermal bar hardening: monography]. Dnepropetrovsk: PGASA, 2012, 388 p. (In Russ.).

48. Sarychev V.D., Voloshina M.S., Gromov V.E. Mathematical model of generation of thermoelastic waves at the influence of the concentrated power flow on the materials. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2011, vol. 8, no. 4, pp. 71–77. (In Russ.).

49. Morozov S.I., Pogorelov A.I., Demchenko E.M., Klepikov A.G., Sidorenko O.G., Krasovskaya G.M. Stabilization against corrosion cracking under tension of thermomechanically hardened reinforcing steel. *Stal'*. 1994, no. 6, pp. 66–69. (In Russ.).

50. Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Nevskii S.A., Gromov V.E. Model of formation of droplets during electric arc surfacing of functional coatings. *AIP Conference Proceedings*. 2016, vol. 1698, no. 030013 (5 p).

51. Lojkowski W., Millman Y., Chugunova S.I., Goncharova I.V., Djahanbakhsh M., Bürkle G., Fecht H.-J. The mechanical properties of the nanocrystalline layer on the surface of railway tracks. *Materials Science and Engineering: A*. 2003, vol. 303, no. 1–2, pp. 209–215.

52. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels: effect of high strain rate deformation. *Steel tech*. 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.

53. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Mater*. 2003, vol. 51, no. 18, pp. 5555–5570.

54. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E. Shear instability in the subsurface layer of a material in friction. Physics of the Solid State. 2011, vol. 53, no. 2, pp. 358–362.

55. Tarasov S., Rubtsov V., Kolubaev A. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding. *Wear*. 2010, vol. 268, no. 1, pp. 59–66.

56. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Granovskii A.Yu., Gromov V.E. Mathematical model of nanostructure formation in rail steel under high intensive mechanical loading. *AIP Conf. Proc*. 2015, vol. 1683, no. 020200 (4 p).

57. *Fizicheskie velichiny: Spravochnik* [Physical values: Reference book]. Grigor'ev I.S., Meilikhov E.Z. eds. Moscow: Energoatomizdat, 1991, 1232 p. (In Russ.).

58. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of rail structure-phase states at continuous service. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 4, pp. 262–266. (In Russ.).

59. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V. Evolution of structure and properties of a surface layer of rails at continuous service. *Voprosy materialovedeniya*. 2015, no. 3(83), pp. 30–37. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the RFBR grants no. 15-08-03411 (section 2.1), no.16-48-420530 (section 2.3.), RNF no. 15-19-00065 (section 2.2), no. 15-12-00010 (section 2.4). Published in order of discussion.

Information about the authors:

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

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

S.A. Nevskii, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel* (nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru)

A.I. Nizovskii, *Cand. Sci. (Chem.), Senior Researcher* (alexniz@inbox.ru)

S.V. Konovalov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel* (konovalov@physics.sibsiu.ru)

Received April 5, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 688 – 691.
© 2016. *Акимов В.В., Мишуров А.Ф., Акимова Е.В.*

УДК 621.762:661.655.1

ЖАРОСТОЙКОСТЬ БЕЗВОЛЬФРАМОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ TiC – TiNi В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ОБЪЕМНОГО СОСТАВА КОМПОЗИЦИИ ПРИ НАГРЕВЕ ДО ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Акимов В.В., *д.т.н., профессор кафедры «Автомобили, конструкционные материалы и технологии»* (splavtini@mail.ru)

Мишуров А.Ф., *старший преподаватель кафедры «Автомобили, конструкционные материалы и технологии»* (mr.stal1950@mail.ru)

Акимова Е.В., *инженер отдела развития карьеры и менеджмента качества* (ae1195@mail.ru)

Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия
(644050, Россия, Омск, пр. Мира, 5)

Аннотация. Развитие науки и промышленного производства требуют создания новых материалов, способных работать в сложных условиях внешнего воздействия, в том числе при высоких градиентах температур, при интенсивных ударных нагрузках, в агрессивных атмосферах, при тяжелых режимах трения и изнашивания. Перспективным направлением при разработке такого рода материалов является частичный или полный отказ от традиционных связующих твердых сплавов – переходных материалов группы железа, которые не обладают требуемыми жаростойкостью, жаропрочностью и коррозионной стойкостью. Использование в качестве связующей фазы интерметаллидного соединения TiNi позволяет повысить эти характеристики. В работе исследованы особенности жаростойкости твердых безвольфрамовых сплавов системы TiC – TiNi в зависимости от объемного содержания компонентов в условиях окислительного высокотемпературного нагрева от комнатной температуры до 900 и 1100 °С в печи со скоростью нагрева 5 °С/мин. Установлено, что применение цементирующей связующей фазы TiNi позволяет повысить жаростойкость, коррозионную стойкость твердых сплавов на основе TiC с интерметаллидом TiNi в сравнении со сплавами ВК3М, ВК8, Т30К4, ТН – 20.

Ключевые слова: окисление, жаростойкость, коррозионная стойкость, безвольфрамовые твердые сплавы, интерметаллидная связующая фаза, изменение массы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-688-691

Развитие современной науки, техники и производства ставит перед исследователями задачу создания материалов или покрытий с набором нужных свойств.

Известно, что материалы титанвольфрамовой и вольфрамовой групп обладают высокой стойкостью к ударным нагрузкам и хорошей износостойкостью, но имеют низкую коррозионную стойкость, что ограничивает возможность их применения в атмосферных условиях при повышенных температурах [1, 2]. Под жаростойкостью понимают способность материалов противостоять химическому разрушению под воздействием горячего воздуха. Эта характеристика очень существенна для материалов, работающих при повышенных температурах в агрессивных средах, например, в выхлопных газах [3].

Использование твердых безвольфрамовых сплавов на основе карбида титана позволяет значительно повысить стойкость изделий из них к окислению, сохранив при этом высокие износостойкость и прочность. Однако безвольфрамовые твердые сплавы имеют недостаточно широкое применение, их физико-химические свойства (жаростойкость и окалиностойкость) еще недостаточно изучены.

Сочетание высоких значений прочности, жаростойкости, низкой плотности и стабильности в широком температурном интервале позволяет использовать твердые безвольфрамовые сплавы для изготовления ответственных узлов деталей машин и механизмов, подвергающихся знательному нагружению при достаточно высоких температурах [4 – 7]. Применение в качестве связующей фазы интерметаллидного соединения TiNi позволяет повысить уровень характеристик твердого сплава, при этом состав тугоплавкого соединения TiC, как правило, не изменяется.

Основная цель работы состоит в оценке термодинамической стабильности компонентов сплава, вероятности их окисления и возможности появления фаз, влияющих на свойства сплава.

Высокой жаростойкостью в агрессивной воздушной среде при нагревании может обладать материал, все структурные компоненты которого (зерно и цементирующая связующая фаза) проявляют достаточную устойчивость к ее воздействию.

В работе проведено сравнение поведения твердого безвольфрамового сплава на основе карбида титана со связующей фазой из интерметаллида TiNi в агрессивной среде при нагревании со сплавами вольфрамсодержащей группы и сплавом ТН – 20.

Для исследования использовали компоненты твердого сплава TiC – TiNi с содержанием связующей фазы 40,

50 и 60 % (по объему). Образцы для исследования готовили по технологии: размол и смешивание компонентов в среде ацетона; сушка; замешивание на пластификаторе (5 %-ном растворе каучука в бензине); сушка; просеивание; прессование образцов; вакуумное спекание при 1350 °С [8, 9]. В качестве исходного материала использовали смесь порошков карбида и никелида титана. Размер частиц карбида титана составлял 2 – 15 мкм, никелида титана 5 – 30 мкм. Связующая фаза интерметаллида TiNi достаточно хорошо смачивает карбид титана, угол смачивания составляет 18 – 25° [10 – 13].

Образцы для исследования представляли собой штабики квадратного сечения 5×5 мм длиной не более 15 мм; их предварительно отшлифовывали на алмазных пастах с различной дисперсностью поликристаллических алмазов. Получали образцы методом порошковой металлургии в специальных пресс-формах при давлении 150 ± 10 МПа с последующим жидкофазным спеканием в вакуумной печи СШВ 1,25/25 – ИИ – ІРОО при давлении не выше $7 \cdot 10^{-2}$ Па и температуре 1350 °С [8, 9].

Определить жаростойкость твердых безвольфрамовых сплавов на основе TiC со связующей фазой TiNi можно при их нагреве от комнатной температуры до 900, 1100 °С, выдержке при этих температурах с последующим охлаждением. Жаростойкость этих образцов материалов сравнивали с жаростойкостью твердых сплавов ТН – 20, ВК3М, ВК8, Т30К4 при одинаковых условиях нагрева.

Нагрев образцов твердых сплавов проводили в печи SNOL 7,2/1300 с автоматической выдержкой температуры (контроль по шкале дисплея) в течение 1, 4, 8, 16 и 24 ч со скоростью нагрева 5 °С/мин. Косвенной оценкой жаростойкости может служить стойкость материала к окислению в заданных температурных условиях, определенная по изменению массы образца, отнесенному к единице поверхности. Изменение массы образцов измеряли на весах ВЛР-200 с точностью ±0,5 мг.

Отрицательное изменение массы (K) определяли по формуле

$$K = \frac{m_0 - m}{S} = \frac{dm}{S},$$

где m_0 и m – масса образца до испытания и после выдержки в газовой среде при определенной температуре, мг; S – площадь образца, мм^2.

Общее время испытаний определяли, исходя из времени наработки оборудования и технологической оснастки в эксплуатации.

В работе проведены исследования отрицательного изменения массы образцов твердых сплавов TiC – TiNi разного состава в результате их окисления на воздухе в печи при нагреве до T_o (900 и 1100 °С), выдержке в течение 1, 4, 8, 16 и 24 ч. Проведено сравнение полученных величин с соответствующими значениями изменения привеса образцов сплавов ВК3М, ВК8, Т30К4, ТН-20 при нагреве (см. таблицу).

Жаростойкими являются сплавы с содержанием связующей фазы TiNi 40, 50 и 60 % (по объему) при нагреве до 900 °С и выдержке в течение 1, 4, 8, 16 и 24 ч. Рассмотренные сплавы имеют небольшой отрицательный привес. Менее всего отрицательное изменение массы образцов характерно для сплава 60 TiC – 40 TiNi. Безвольфрамовый твердый сплав ТН-20 также имел небольшое изменение массы при нагреве до 900 °С и выдержке до 16 ч. При выдержке сплава ТН-20 в печи при 900 °С в течение 24 ч образец разрушился.

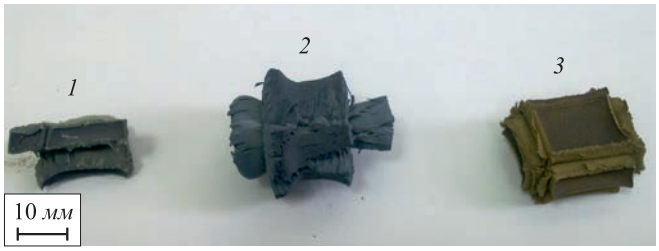
Образцы из вольфрамсодержащих твердых сплавов ВК3М, ВК8, Т30К4 сильно окислились и разбухли, что привело к разрушению образцов при выдержке при температуре 900 °С в течение 1 ч (см. рисунок, *а*). Это указывает на их низкую жаростойкость.

Образцы из твердых сплавов TiC – TiNi приведенных в таблице составов полностью сохранили свою форму, имели небольшой светло-серый окислительный налет на поверхности (см. рисунок, *б*). Данные рентгеновского фазового анализа показывают, что окалина содержит кроме оксида титана TiO_2 (рутила, анатаза) небольшое количество оксида никеля NiO [8, 14, 15]. Исходя из результатов рентгенографических исследований, проведенных ранее в работах [8, 14, 15], можно сделать предположение о двухкомпонентном составе оксидного слоя твердых сплавов системы TiC – TiNi. Внешний

Изменение привеса образцов в зависимости от температуры нагрева и времени выдержки

Weight increment change of samples in dependence on heating temperature and holding time

Сплав	T_o, °С	$K \cdot 10^{-5}$ г/мм^2, при выдержке τ, ч				
		1	4	8	16	24
40 TiC – 60 TiNi	900	49,39	41,97	35,88	44,19	16,81
50 TiC – 50 TiNi	900	18,83	17,28	12,55	13,49	35,58
60 TiC – 40 TiNi	900	13,33	9,32	8,46	10,39	8,32
ТН – 20	900	8,20	9,35	11,28	13,85	разрушился
ВК3М	900	разрушился				
ВК8	900	разрушился				
Т30К4	900	264,96; разрушился				



а

б

Вид образцов сплавов ВК3М (*1*), ВК8 (*2*), Т30К4 (*3*) после нагрева до 900 °С и выдержке при этой температуре в течение 1 ч, а также сплава 60 TiC – 40 TiNi (*б*)

Sample types of alloys VK3M (1), VK8 (2), T30K4 (3) after heating up to 900 °C and holding at this temperature during 1 hour, as well as alloy 60 TiC – 40 TiNi (*б*)

светлый слой представлен оксидом титана TiO_2, а внутренний темный слой – оксидами NiO и TiO_2.

Выдержка образцов твердых сплавов TiC–TiNi при температуре 1100 °С в печи в течение 4, 8, 16 и 24 ч показала, что процесс окисления в образцах значительно интенсивнее (в несколько раз), чем при температуре 900 °С. После такого окисления образуются достаточно толстые (0,33 – 1,30 мм) слои окалины. Очевидно, плотный внешний слой толщиной 0,33 мм содержит включения мелких зерен оксидов титана. Внутренняя окалина представляет собой слой толщиной 1,25 – 1,30 мм, состоящий из крупных зерен рутила, далее располагается подслой, состоящий из фазы $TiNi_3$, которая формируется преимущественно путем ухода в окалину титана [8, 14, 15].

Средняя (по пяти измерениям) твердость по Роквеллу образцов твердых сплавов, содержащих 40 % TiC и 60 % TiNi, 50 % TiC и 50 % TiNi, 60 % TiC и 40 % TiNi % (по объему) после окисления при температуре 1100 °С составила 79, 82 и 83 HRA. Эти значения на три – четыре единицы ниже, чем при нормальной комнатной температуре. Небольшое понижение твердости сплавов на основе TiC со связующей фазой TiNi привело к незначительному разупрочнению материала.

Анализ процессов окисления твердых безвольфрамовых сплавов позволяет сделать вывод о том, что в направлении от сплавов TiC–TiNi к внешним слоям окалины прослеживается цепь превращений $TiNi \rightarrow \rightarrow TiNi_3 \rightarrow (Ni(Ti)) \rightarrow Ni \rightarrow NiO \cdot TiO_2$, которые интенсифицируют растрескивание внешней окалины. Кроме того, наличие свободного углерода в твердых безвольфрамовых сплавах приводит к его выгоранию и переходу в газовое состояние, что способствует окислению и растрескиванию поверхности образцов.

Изменение привеса массы ($K \cdot 10^{-5}$, г/мм^2) образцов сплавов 40 TiC – 60 TiNi, 50 TiC – 50 TiNi и 60 TiC – 40 TiNi при нагреве до 1100 °С при времени выдержки 4, 8, 16 и 24 ч составляет 448,74, 265,44, 222,32, 125,23; 178,82, 128,44, 108,14, 62,42; 280,01, 196,34, 166,64, 134,62 соответственно.

Выводы. Образцы твердых безвольфрамовых сплавов разрушаются вследствие общего разрушения поверхности композиционного материала. Наблюдаются различные коэффициенты термического расширения фаз TiC, TiNi, $TiNi_3$, входящих в состав твердых сплавов. Твердые сплавы системы TiC–TiNi при достаточно высоких (700 – 1100 °С) температурах обладают высокой жаростойкостью. Такой композиционный материал можно использовать для изготовления металлообрабатывающих инструментов и конструкционных изделий, работающих в условиях интенсивного износа и динамического нагружения при достаточно высоких температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андриевский Р.А. Нанокомпозиты на основе тугоплавких соединений: состояние разработок и перспективы // Материаловедение. 2006. № 4. С. 20 – 27.
2. Панов В.С., Зайцев А.А. Твердые сплавы WC – Co, легированные карбидом тантала. Обзор // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2015. № 2. С. 44 – 48.
3. Орданьян С.С., Пантелеев И.Б., Лукашова Т.В. Жаростойкость и жаропрочность легированных твердых сплавов WC–Co–Ni––Re (MN) // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2010. № 2. С. 23 – 25.
4. Дзодзиев Г.Т., Шлюко В.Я., Пилеха К.Х., Кантор Р.В. Окисляемость материалов на основе TiC и TiN при повышенных температурах // Порошковая металлургия. 1988. № 4. С. 76 – 78.
5. Пугач Э.А., Лавриненко Л.Н., Фименченко С.И. Окисление сплавов на основе карбида титана // Порошковая металлургия. 1990. № 5. С. 63 – 68.
6. Фавстов Ю.Х., Шульга Ю.Н., Рахштадт А.Г. Металловедение высокодемпфирующих сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 271 с.
7. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин, Ю.В. Гриняев, В.И. Данилов и др. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. С. 187 – 201.
8. Акимов В.В., Калаческий Б.А., Пластинина М.В., Кузнецов А.И. Изучение спекания и формирование структур сплавов на основе TiC с неравновесным состоянием связующей фазы TiNi // Омский научный вестник. 2002. Вып. 19. С. 76 – 78.
9. Акимов В.В. Механизм жидкофазного спекания твердосплавных композитов TiC – TiNi // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 6. С. 33 – 35.
10. Туманов А.В., Митин В.С., Панов В.С. Исследование кинетики смачивания карбида и карбонитрида титана расплавами интерметаллидов никеля // Журн. физической химии. 1980. Т. 54. № 6. С. 14 – 34.
11. Панов В.С., Туманов А.В., Коц Ю.А. Взаимодействие карбида и карбонитрида титана с никелидами // Порошковая металлургия. 1986. № 10. С. 81 – 84.
12. Жиляев В.А., Патраков Е.И., Федоренко В.В. Закономерности контактного взаимодействия карбида титана с Ni и Ni – Mo расплавами // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2015. № 1. С. 19 – 26.

13. Жиляев В.А., Патраков Е.И. Кинетика и механизм контактного взаимодействия карбонитрида титана с Ni – Mo расплавом // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2015. № 2. С. 30 – 37.
14. Чуприна В.Г. Изучение процесса окисления никелида титана // Порошковая металлургия. 1989. № 4. С. 75 – 80.
15. Акимов В.В. Разработка состава и технологии спекания дисперсно-упрочненных композиционных материалов TiC – TiNi с повышенными вязкоупругими свойствами: Автореф. дис. докт. техн. наук. – Барнаул, 2007. – 34 с.

Поступила 5 мая 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 688–691.

HEAT RESISTANCE OF TUNGSTENFREE TIC – TINI HARD ALLOYS IN DEPENDENCE ON VOLUMETRIC COMPOUND OF COMPOSITION AT HEATING UP TO HIGH TEMPERATURES

V.V. Akimov, A.F. Mishurov, E.V. Akimova

Siberian State Automobile and Traffic Academy, Omsk, Russia

Abstract. Nowadays the development of science and industrial production requires the creation of new materials, able to serve in hard conditions of external action, including high gradient temperatures, intensive impact load, as well as, in the conditions of aggressive atmosphere, hard friction regime and wear. Perspective direction, while developing such materials, is a partial and full refusal from traditional connecting hard alloys – transition material of iron group, which does not possess the required heat resistance, high-temperature strength and corrosion resistance. The usage as an alternative of a connecting phase of intermetallic compound TiNi allows increasing such characteristics. The paper is devoted to the research of the peculiarities of heat-resistant hard tungstunfree alloys of the system of TiC – TiNi in dependence on the volume content of the components in the conditions of oxidizing heating from room temperature to 900 and 1100 °C in a furnace with the heating rate of 5 °C/min. It has been established that the usage of cementing connecting phase TiNi allows increasing heat resistance and corrosion resistance of hard alloys based on TiC with intermetallics of TiNi in comparison with alloys of VK3M, VK8, T30K4 and TN – 20.

Keywords: oxidation, heat resistance, corrosion resistance, tungstenfree hard alloys, intermetallic connecting phase, mass change.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-688-691

REFERENCES

1. Andrievskii R.A. Nanocomposites based on refractory compounds: development conditions and prospects. *Materialovedenie*. 2006, no. 4, pp. 20–27. (In Russ.).
2. Panov V.S., Zaitsev A.A. Developmental tendencies of technology of ultradispersed and nanosized WC–Co hard alloys alloyed with tantalum carbide: Review. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2015, vol. 56, no. 4, pp. 477–485.
3. Ordan'yan S.S., Panteleev I.B., Lukashova T.V. Heat resistance and high-temperature strength of the alloyed hard alloys WC – Co – Ni – – Re (MN). *Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2010, no. 2, pp. 23–25. (In Russ.).
4. Dzodziev G.T., Shlyuko V.Ya., Pilekha K.Kh., Kantor R.V. Oxidizability of materials based on TiC and TiN at elevated temperatures. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 1988, vol. 27, no. 4, pp. 323–325.
5. Pugach E.A., Lavrinenko L.N., Fimenchenko S.I. Oxidation of titanium carbide-base alloys. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 1990, vol. 29, no. 5, pp. 392–395.
6. Favstov Yu.Kh., Shul'ga Yu.N., Rakhshtadt A.G. *Metallovedenie vysokodempfiruyushchikh splavov* [Physical metallurgy of high-damping alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1980, 271 p. (In Russ.).
7. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Danilov V.I., Zuev L.B., Egorushkin V.E., Elsukova T.V., Koneva N.A., Kozlov E.V., Poletika T.M., Kul'kov S.N., Psakh'e S.G., Korostylev S.Yu., Chertova N.V. *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniya* [Structural levels of plastic deformation and fractures]. Novosibirsk: Nauka. Sib. otd-nie, 1990, pp. 187–201. (In Russ.).
8. Akimov V.V., Kalacheskii B.A., Plastinina M.V., Kuznetsov A.I. The study of sintering and formation of alloy structures on the basis of TiC with nonequilibrium state of the TiNi connecting phase. *Omskii nauchnyi vestnik*. 2002, vol. 19, pp. 76–78. (In Russ.).
9. Akimov V.V. Mechanism of liquid-phase sintering of hard-alloyed composites of TiC – TiNi. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 6, pp. 33–35. (In Russ.).
10. Tumanov A.V., Mitin V.S., Panov V.S. Kinetics study of wetting of carbide and titanium carbonitride with the melts of nickel intermetallides. *Zhurnal fizicheskoi khimii*. 1980, vol. 54, no. 6, pp.69169114–34. (In Russ.).
11. Panov V.S., Tumanov A.V., Kots Yu.A. The interaction of titanium carbide and carbonitride with nickelides. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 1986, vol. 25, no. 10, pp. 860–862.
12. Zhilyaev V.A., Patrakov E.I., Fedorenko V.V. Regularities of the contact interaction of titanium carbide with Ni and Ni–Mo melts. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016, vol. 57, no. 3, pp. 343–350.
13. Zhilyaev V.A., Patrakov E.I. Kinetics and mechanics of contact interaction of titanium carbonitride with Ni – Mo melt. *Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2015, no. 2, pp. 30–37. (In Russ.).
14. Chuprina V.G. Process study of titanium nickelide oxidation. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1989, no. 4, pp. 75–80. (In Russ.).
15. Akimov V.V. *Razrabotka sostava i tekhnologii spekaniya dispersno – uprochnennykh kompozitsionnykh materialov TiC – TiNi s povyshennymi vyazkouprugimi svoistvami: Avtoref. dis. dokt. tekhn. nauk* [Development of the composition and sintering technology of disperse – hardened composite materials of TiC – TiNi with the increased visco-elastic properties: Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Barnaul, 2007, 34 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Akimov**,** *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Cars, Construction Materials and Technologies"* (splavtini@mail.ru)
A.F. Mishurov**,** *Senior Lecturer of the Chair "Cars, Construction Materials and Technologies"* (mr.stal1950@mail.ru)
E.V. Akimova**,** *Engineer of Career Development and Quality Management* (ae1195@mail.ru)

Received May 5, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 692 – 696.
© 2016. *Кабаков З.К., Сенатова И.А., Габелая Д.И.*

УДК 669.18:621.746.001.2

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ЗАЗОРА МЕЖДУ ЗАГОТОВКОЙ И КРИСТАЛЛИЗАТОРОМ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ

Кабаков З.К., *д.т.н., профессор кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования* (kabakovzk@mail.ru)
Сенатова И.А., *старший преподаватель кафедры математики и информатики* (senatovairina.a@mail.ru)
Габелая Д.И., *к.т.н., доцент кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования* (davex16@gmail.com)

Череповецкий государственный университет
(162600, Россия, г. Череповец, Вологодская обл., пр. Луначарского, д. 5)

Аннотация. Представленная аналитическая модель формирования зазора между заготовкой и кристаллизатором при непрерывной разливке стали включает формулы для определения величины изгибающих моментов, а также уравнения прогиба оболочки со стороны широкой и узкой граней кристаллизатора. Это позволяет рассчитать не только конфигурацию зазора и длины участков контакта оболочки заготовки, но и величину поворота угла оболочки, а также прогнозировать наиболее вероятные места прорыва жидкого металла. Приведены результаты моделирования в виде графиков конфигураций зазора между оболочкой заготовки и стенками кристаллизатора и графики эпюр изгибающих моментов для участков широкой и узкой граней кристаллизатора. В результате исследования установлено, что при образовании зазора в районе угла наиболее вероятным является прорыв жидкого металла в районе угла оболочки со стороны широкой грани.

Ключевые слова: кристаллизатор, заготовка, зазор, угол поворота, прогиб, изгибающие моменты, прорыв металла.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-692-696

При непрерывной разливке стали в кристаллизатор машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) [1 – 12] нередко случаются прорывы жидкого металла под кристаллизатором [13 – 15]. Существует множество взаимно связанных причин, приводящих к этому явлению. Одной из причин прорыва металла является образование зазора между оболочкой заготовки и кристаллизатором. Зазор возникает из-за несоответствия размеров поперечного сечения кристаллизатора и размеров оболочки слитка в процессе ее усадки.

На рис. 1 показана четверть сечения слябовой заготовки, затвердевающей в нижней части кристаллизатора. В результате усадки с учетом конусности кристаллизатора размер A оболочки уменьшается на Δ_1, размер B на Δ_2; здесь $2A \times 2B$ (ширина × толщина) – раз-

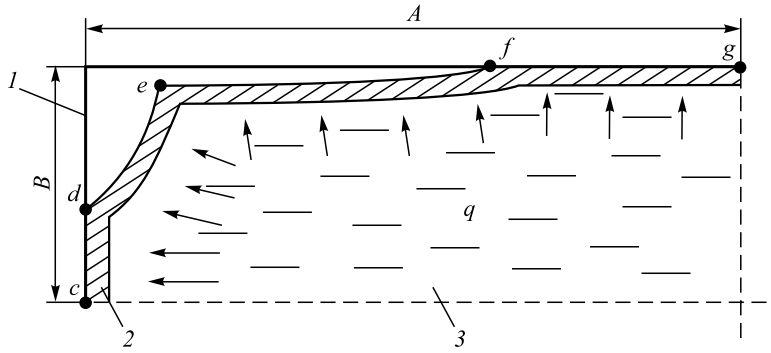


Рис. 1. Схема зазора в углу кристаллизатора между оболочкой слябовой заготовки и стенками кристаллизатора:
1 – контур кристаллизатора; *2* – оболочка; *3* – жидкая фаза; *q* – давление жидкой фазы; *c* и *g* – точки, обозначающие середины сторон оболочек; *e* – точка, обозначающая угол оболочки; *fg* и *cd* – участки контакта половины широкой и узкой сторон оболочки

Fig. 1. Scheme of the gap in the corner of the crystallizer between the shell of slab billet and the mold walls:
1 – mold contour; *2* – shell; *3* – liquid phase; *q* – liquid phase pressure; *c* and *g* – points denoting the middle of shell sides; *e* – points denoting the shell angle; *fg* and *cd* – contact section of the half of wide and narrow sides of the shell

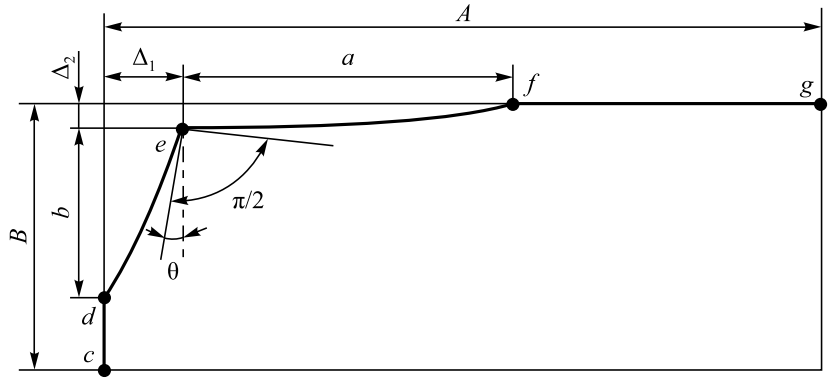


Рис. 2. Схема к расчету зазора между затвердевающей оболочкой и стенками кристаллизатора

Fig. 2. Scheme for calculation of the gap between hardening shell and walls of the mold

меры сечения оболочки в кристаллизаторе на уровне мениска. Средние части широкой и узкой сторон оболочки под действием ферростатического давления прижимаются к стенкам кристаллизатора, в углах образуется зазор между оболочкой заготовки и его стенками. Отход оболочки от кристаллизатора и образование зазора приводят к замедлению роста толщины оболочки в районе угла, что способствует разрушению оболочки и прорыву жидкого металла.

Задача формирования зазора, в частности длины участка контакта оболочки заготовки в слябовом кристаллизаторе, впервые решена в работе [5]. При этом приняли, что угол оболочки является жестким и отсутствует его поворот. Последнее допущение больше подходит для квадратной заготовки. Учитывая, что $\Delta_1 \neq \Delta_2$, можно предположить о некорректности этого допущения для слябовой заготовки.

В настоящей работе поставлена задача о формировании зазора с учетом поворота угла оболочки и прогноза вероятного места прорыва. Для математического описания формирования зазора с учетом симметрии сечения заготовки выделили четверть сечения оболочки единичной высоты на глубине h от мениска металла в кристаллизаторе (рис. 1). Обозначим cd – участок контакта оболочки с узкой гранью кристаллизатора, fq – с широкой гранью. Участки в углу кристаллизатора, не контактирующие со стенками, обозначим de по оболочке узкой грани и ef по широкой грани. На оболочку со стороны жидкой фазы действует равномерно распределенная нагрузка $q = \gamma h = \rho g h$, где ρ – плотность материала оболочки; g – ускорение свободного падения; h – расстояние от мениска металла до рассматриваемого поперечного сечения оболочки толщиной ε. При описании примем, что конусность кристаллизатора отсутствует, а оболочка под действием ферростатического давления деформируется упруго.

Схема к расчету зазора между оболочкой и стенками кристаллизатора представлена на рис. 2. К неизвестным параметрам зазора относятся длина участка зазора со стороны широкой грани a (балка ef), то же со стороны узкой грани b (балка de) и угол поворота угла оболочки θ (точка e).

Для определения указанных параметров зазора применим способ определения перемещения точек неразрывной системы отдельных балок, известный как способ Костильяно [13]. Оболочку def разделим на две балки единичной ширины. Рассмотрим балку ef (рис. 3). В точке e приложим уравновешивающие силу и момент.

Запишем согласно способу Костильяно [13] выражение для определения момента в точке x балки ef:

$$M_1(x) = -X_1 x + Y_1 + \frac{qx^2}{2}, \qquad (1)$$

где X_1 – сила реакции; Y_1 – изгибающий момент в точке e.

Согласно способу Костельяно запишем

$$EJ\Delta_2 = \int_0^a M_1(x)\,\frac{\partial M_1}{\partial X_1}\,dx = \int_0^a \left(-X_1 x + Y_1 + \frac{qx^2}{2}\right)(-x)\,dx; \qquad (2)$$

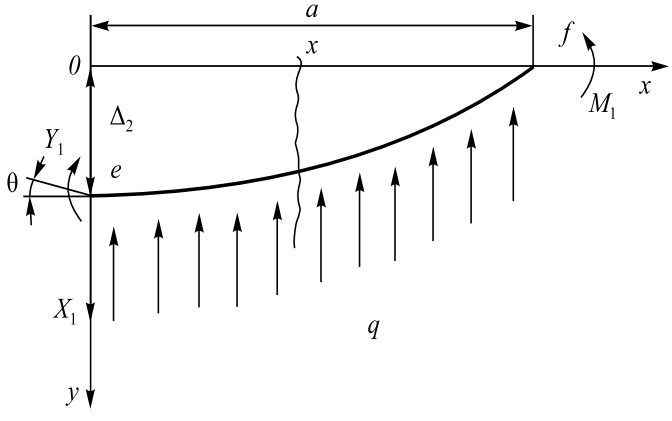


Рис. 3. Схема к расчету момента Y_1 и силы X_1 на балку ef

Fig. 3. Scheme for calculation of the moment Y_1 and force X_1 on the bar ef

здесь E – модуль упругости материала; J – осевой момент инерции.

Выполняя интегрирование, получим

$$8aX_1 - 12Y_1 - 3qa^2 = \frac{24EJ\Delta_2}{a^2}. \quad (3)$$

В свою очередь

$$EJ\theta = \int_0^a M_1(x)\frac{\partial M_1}{\partial Y_1}dx = \int_0^a \left(-X_1x + Y_1 + \frac{qx^2}{2}\right)dx. \quad (4)$$

Выполняя интегрирование, получим

$$3aX_1 - 6Y_1 - qa^2 = \frac{-6EJ\theta}{a}. \quad (5)$$

Решая систему уравнений (3) и (5) относительно X_1 и Y_1, получим

$$X_1 = \frac{6EJ}{a^3}(2\Delta_2 + \theta a) + \frac{1}{2}qa; \quad (6)$$

$$Y_1 = \frac{qa^2}{12} + \frac{2EJ}{a^2}(3\Delta_2 + 2\theta a). \quad (7)$$

Составляя для балки *de* аналогичное уравнение для момента

$$M_2(x) = -X_2x + Y_2 + \frac{qx^2}{2},$$

получим

$$X_2 = \frac{6EJ}{b^3}(2\Delta_1 - \theta b) + \frac{1}{2}qb; \quad (8)$$

$$Y_2 = \frac{qb^2}{12} + \frac{2EJ}{b^2}(3\Delta_1 - 2\theta b). \quad (9)$$

Учитывая, что в точке *e* моменты равны ($Y_1 = Y_2$), из формул (7) и (9) получим выражение

$$\frac{2EJ}{a^2}(3\Delta_2 + 2\theta a) + \frac{qa^2}{12} = \frac{2EJ}{b^2}(3\Delta_1 - 2\theta b) + \frac{qb^2}{12}. \quad (10)$$

Величина изгибающего момента в точке *f* при $x = a$ составляет

$$M_1(a) = -X_1a + Y_1 + \frac{qa^2}{2}, \quad (11)$$

или, подставляя X_1, Y_1, получим

$$M_1(a) = \frac{qa^2}{12} - \frac{2EJ}{a^2}(3\Delta_2 + \theta a). \quad (12)$$

Учитывая, что в точке *f* должно быть свободное прилегание корки, т. е. $M_1(a) = 0$, получим уравнение

$$\frac{qa^2}{12} - \frac{2EJ}{a^2}(3\Delta_2 + \theta a) = 0. \quad (13)$$

Аналогично для балки *de* при $M_2(b) = 0$ находим

$$\frac{qb^2}{12} - \frac{2EJ}{b^2}(3\Delta_1 + \theta b) = 0. \quad (14)$$

Таким образом, получим систему уравнений (10), (13), (14) относительно параметров a, b, θ.

Следует отметить, что при $\theta = 0$, т. е. при отсутствии поворота угла оболочки, система вырождается в два независимых уравнения для определения a и b при заданных Δ_1 и Δ_2. Выражая из них a и b, получаем формулы

$$a = \sqrt[4]{\frac{72EJ\Delta_2}{q}};\ b = \sqrt[4]{\frac{72EJ\Delta_1}{q}},$$

которые при $\Delta_1 = \Delta_2 = \Delta$ полностью совпадают с решением, представленным в работе [5] при $\theta = 0$.

Знание величин a, b, θ позволяет построить эпюры прогиба оболочки и, следовательно, получить конфигурацию зазора в районе угла. Для этого запишем дифференциальное уравнение изогнутой оси балки *ef*:

$$EJ\frac{d^2y}{dx^2} = M_1(x), \quad (15)$$

где $M_1(x)$ – определяется формулой (1).

Интегрируя выражение (15) при граничных условиях $y(0) = -\Delta_2$, $y(a) = 0$ (где $\Delta_2 = A\alpha_{ус}$, $\alpha_{ус}$ – коэффициент линейной усадки материала оболочки в процессе ее затвердевания до величины ε), получим уравнение прогиба оболочки со стороны широкой грани кристаллизатора:

$$y_{ш} = \frac{\Delta_2(x-a)}{a} + \frac{x(x-a)}{2EJ} \times \left[Y_1 + \frac{a}{12}(x^2 + xa + a^2) - \frac{X_1}{3}(x+a)\right]. \quad (16)$$

Выполняя аналогичные действия для балки *de*, приходим к уравнению прогиба оболочки со стороны узкой грани кристаллизатора:

$$y_{уз} = \frac{\Delta_1(x-b)}{b} + \frac{x(x-b)}{2EJ} \times \left[Y_2 + \frac{b}{12}(x^2 + xb + b^2) - \frac{X_2}{3}(x+b)\right]. \quad (17)$$

Разработанную модель использовали для изучения конфигурации зазора в углу кристаллизатора 250×1500 мм^2 и эпюр изгибающих моментов по длине оболочки, потерявшей контакт со стенками кристаллизатора в результате усадки. Исходные данные и результаты расчета параметров a, b, θ представлены ниже:

Длины широкой ($2A$) и узкой ($2B$) граней, м . . 1,5 и 0,25

Толщина оболочки (ε), м 0,02

Коэффициент $\alpha_{ус}$ 0,015

Абсолютные величины усадки половины широкой (Δ_1) и узкой (Δ_2) граней, м . . . . . 0,011 и 0,001875

Средний по толщине модуль упругости материала (E), МПа/м^2 . . . . . $2{,}1\cdot10^5$

Удельный вес жидкого металла (γ), Н/м^3 . . . 72 000

Длины участков зазора со стороны широкой (a) и узкой (b) граней, м . . . . . 0,044 и 0,053

Величина поворота угла оболочки (θ), град . . 8,25

На рис. 4, 5 представленны результаты расчета конфигурации зазора и эпюры изгибающих моментов для узкой (*de*) и широкой (*ef*) граней оболочки. Как следует из вышеприведенных данных, $\Delta_1 > \Delta_2$, так как длина широкой грани существенно больше длины узкой грани. В связи с этим, несмотря на поворот угла оболочки, газовый зазор со стороны узкой грани намного больше такового со стороны широкой грани (рис. 4). При этом в районе угла оболочки (в точке *e*) изгибающие моменты имеют максимальные значения и разгибают оболочку (рис. 5).

Максимальное растягивающее напряжение создается в оболочке со стороны фронта кристаллизации, где металл имеет наименьшую прочность. Тем самым создаются предпосылки для образования трещин на

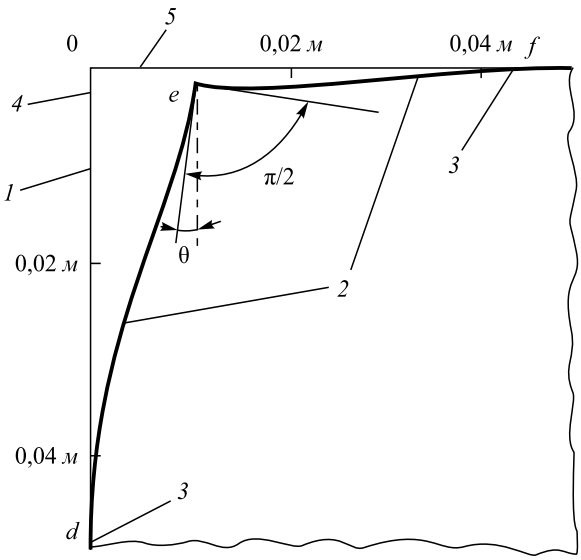


Рис. 4. Конфигурация зазора между оболочкой заготовки и стенками кристаллизатора:
1 – область зазора; *2* – оболочка, отошедшая от стенок; *3* – точки начала контакта оболочки с кристаллизатором; *4* и *5* – узкая и широкая грани кристаллизатора

Fig. 4. Gap configuration between the billet shell and the mold walls:
1 – gap field; *2* – the shell, moved away from the walls; *3* – zero moment of the shell contact with the mold; *4* and *5* – narrow and wide borders of the mold

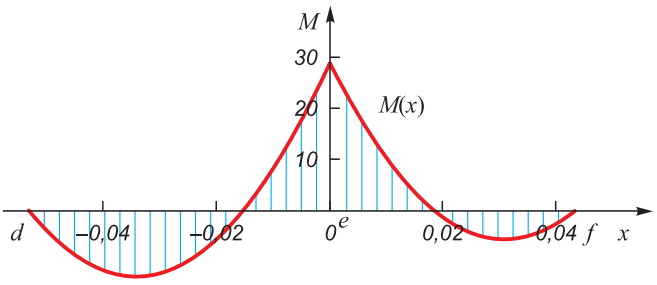


Рис. 5. Эпюры изгибающих моментов для участков *de* и *ef* грани оболочки в районе угла

Fig. 5. Diagrams of the bending moments for sections *de* and *ef* shell borders in the region of the angle

фронте кристаллизации, что в дальнейшем приводит к прорыву металла через оболочку. Этому способствует также уменьшение толщины оболочки по обеим сторонам угла в связи с образованием зазора и снижением интенсивности охлаждения оболочки.

Кроме этого, следует отметить, что участок оболочки *ef* растягивается продольной силой, возникающей от действия ферростатического давления на участок *de* и равной $F_2 = b\gamma h_1$. В свою очередь участок *de* растягивается силой $F_1 = a\gamma h_1$. Согласно вышеприведенным данным $b > a$ и тогда $F_2 > F_1$. Следовательно, наиболее вероятным является образование продольной трещины и прорыв металла на участке *ef*, точнее, в районе угла оболочки со стороны широкой грани. Такой теоретический вывод согласуется с результатами, приведенными в работе [6], в которой отмечено, что особенностью продольных угловых трещин является то, что почти все они возникают на расстоянии 5 мм от ребра сляба и обнаруживаются на широких гранях чаще, чем на узких.

Выводы. Разработанную модель можно обобщить на случай наличия конусности кристаллизатора и изучать параметры зазора в углу между оболочкой заготовки и кристаллизатором при непрерывной разливке стали в прямоугольном кристаллизаторе в зависимости от размеров заготовки, механических характеристик стали, скорости разливки и конусности кристаллизатора. Установлено, что при возникновении зазора в районе угла наиболее вероятным является прорыв жидкого металла в месте образования угла оболочки со стороны широкой грани.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нисковских В.М., Карлинский С.Е., Беренов А.Д. Машины непрерывного литья слябовых заготовок. – М.: Металлургия, 1991. – 272 с.
2. Сладкоштеев В.Т. Ахтырский В.И., Потанин Р.В. Качество стали при непрерывной разливке. – М.: Металлургиздат, 1963. – 174 с.
3. Непрерывная разливка стали в заготовки крупного сечения / А.И. Чижиков, В.П. Перминов, В.Л. Иохимович и др. – М.: Металлургия, 1970. – 136 с.
4. Ботников С.А. Современный атлас дефектов непрерывнолитой заготовки и причины возникновения прорывов кристаллизую-

щейся корочки металла. Изд. 2-е. – Волгоград: Панорама, 2011. – 80с.
5. Рудой Л.С., Коняхин А.П. Влияние ферростатического давления на контакт непрерывного слитка со стенками кристаллизатора // Изв. вуз. Черная металлургия. 1971. № 12. С. 41 – 45.
6. Ларин А.В. Механизм образования и метод предотвращения продольных трещин в угловых зонах сляба // Новости черной металлургии за рубежом. 2006. № 5. С. 32 – 35.
7. Сазонов А.В., Харламов Д.А. Анализ факторов, влияющих на прорыв стали при непрерывной разливке // Современные проблемы науки и образования. 2006. № 5. С.44 – 48.
8. Ботников С.А., Кузькина Н.Н., Мурзин И.С. Особенности технологии производства литых заготовок из низкоуглеродистой стали на сортовой МНЛЗ в условиях ОАО «ЧМК» // Металлург. 2007. № 7. С. 52 – 59.
9. Лапотышкин Н.М., Лейтес А.В. Трещины в стальных слитках. – М.: Металлургия, 1969. – 112 с.
10. Смирнов А.Н., Ухин В.Е. Особенности деформации твердой корочки заготовки в кристаллизаторе сортовой МНЛЗ // Электрометаллургия. 2009. № 6. С. 14 – 20.
11. Дюдкин Д.А. Качество непрерывнолитой стальной заготовки. – Киев: Техника, 1988. – 253 с.
12. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Современная технология производства стали. – М.: Теплотехник, 2007. – 528 с.
13. Беляев Н.М. Сопротивление материалов. – М.: Наука, 1976. – 608 с.
14. Буланов Л.В., Корзунин Л.Г. Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет. Металлургическое оборудование. – Екатеринбург: изд. Уралмаш, 2004. – 349 с.
15. Смирнов А.Н., Ухин В.Е., Жибоедов Е.Ю. Физическое моделирование условий формирования непрерывнолитой сортовой заготовки в кристаллизаторе высокопроизводительной МНЛЗ // Процессы литья. 2009. № 1. С. 33 – 42.

Поступила 5 февраля 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 692–696.

MATHEMATICAL MODELING OF GAP FORMATION BETWEEN BILLET AND MOLD AT STEEL CONTINUOUS CASTING

Z.K. Kabakov, I.A. Senatova, D.I. Gabelaya

Cherepovets State University, Russia, Cherepovets

Abstract. The analytic model of the gap forming between the billet and the mold at steel continuous casting plant, which is represented in the article, includes the formulas for determining the size of bending moments, and also the equation of cover deflection in wide and narrow edges of the mold to calculate not only the gap configuration, but the size of cover bending angle and to predict the most likely areas of liquid metal bleeding. The modeling results are given in gap configuration diagrams between the billet cover and the mold walls and in the bending moment diagrams for the sections of narrow and wide mold edges. As the result of the research work it is proved that by the gap forming in the area of an angle liquid metal bleeding is likely to be in the area of a cover angle in the side of the wide edge.

Keywords: mold, billet, gap, bending angle, deflection, bending moments, metal bleeding.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-692-696

REFERENCES

1. Niskovskikh V.M., Karlinskii S.E., Berenov A.D. *Mashiny nepreryvnogo lit'ya slyabovykh zagotovok* [Slab continuous-casting machine]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 272 p. (In Russ.).
2. Sladkoshteev V.T. Akhtyrskii V.I., Potanin R.V. *Kachestvo stali pri nepreryvnoi razlivke* [Steel quality at continuous casting]. Moscow: Metallurgizdat, 1963, 174 p. (In Russ.).
3. Chizhikov A.I., Perminov V.P., Iokhimovich V.L. etc. *Nepreryvnaya razlivka stali v zagotovki krupnogo secheniya* [Steel continuous casting in billets with heavy sections]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 136 p. (In Russ.).
4. Botnikov S.A. *Sovremennyi atlas defektov nepreryvnolitoi zagotovki i prichiny vozniknoveniya proryvov kristallizuyushcheisya korochki metalla* [Modern atlas of defects of continuous casting and origin reasons of the bleeding of the crystallizable metal crust]. Volgograd: Panorama, 2011, 80 p. (In Russ.).
5. Rudoi L.S., Konyakhin A.P. Effect of ferrostatic pressure on the contact of the continuously cast ingot with the walls of the mold. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1971, no. 12, pp. 41–45. (In Russ.).
6. Larin A.V. Formation mechanism and the method of longitudinal crack prevention in angle areas of the slab. *Novosti chernoi metallurgii za rubezhom*. 2006, no. 5, pp. 32–35.(In Russ.).
7. Sazonov A.V., Kharlamov D.A. Analysis of the factors influencing on steel bleeding at continuous casting. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*. 2006, no. 5, pp. 44–48. (In Russ.).
8. Botnikov S.A., Kuz'kina N.N., MurzinI.S. Aspects of a technology for obtaining semifinished products of low-carbon steel on a continuous section caster. *Metallurgist*. 2007, vol. 51, no. 7–8, pp. 377–383.
9. Lapotyshkin N.M., Leites A.V. *Treshchiny v stal'nykh slitkakh* [Cracks in steel ingots]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 112 p. (In Russ.).
10. Smirnov A.N., Ukhin V.E. Deformation peculiarities of hard billet crust in the crystallizer of billet CCM. *Elektrometallurgiya*. 2009, no. 6, pp. 14–20. (In Russ.).
11. Dyudkin D.A. *Kachestvo nepreryvnolitoi stal'noi zagotovki* [Quality of steel continuously casted billet]. Kiev: Tekhnika, 1988, 253 p. (In Russ.).
12. Dyudkin D.A., Kisilenko V.V. *Sovremennaya tekhnologiya proizvodstva stali* [Modern technology of steel production]. Moscow: Teplotekhnik, 2007, 528 p. (In Russ.).
13. Belyaev N.M. *Soprotivlenie materialov* [Strength of materials]. Moscow: Nauka, 1976, 608 p. (In Russ.).
14. Bulanov L.V. Korzunin L.G. *Mashiny nepreryvnogo lit'ya zagotovok. Teoriya i raschet. Metallurgicheskoe oborudovanie* [CC Machines. Theory and calculation. Metallurgical equipment]. Ekaterinburg: izd. Uralmash, 2004, 349 p. (In Russ.).
15. Smirnov A.N., Ukhin V.E., Zhiboedov E.Yu. Physical modeling of formation conditions of continuously casted billet in the crystallizer of high-capacity CCM. *Protsessy lit'ya*. 2009, no. 1, pp. 33–42. (In Russ.).

Information about the authors:

Z.K. Kabakov*, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (kabakovzk@mail.ru)
I.A. Senatova*, *Senior Lecturer of the Chair "Mathematics and Informatics" (senatovairina.a@mail.ru)
D.I. Gabelaya*, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (davex16@gmail.com)

Received February 5, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 697 – 703.
© 2016. *Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Ходосов И.Е.*

УДК 669.181

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ПРОДУКТОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УГЛЕЙ КУЗБАССА

Нохрина О.И., *д.т.н.,профессор кафедры металлургии черных металлов* (kafamst@sibsiu.ru)
Рожихина И.Д., *д.т.н.,профессор кафедры металлургии черных металлов*
Ходосов И.Е., *заведующий лабораториями кафедры металлургии черных металлов* (khodosov@mail.ru)

Сибирский государственный индустриальный университет
(054007, Россия, г. Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

Аннотация. Приведены результаты исследований процессов получения металлизованных продуктов путем твердофазного восстановления железа из оксидов железных руд с применением в качестве восстановителей углей разных технологических марок. Представлены результаты высокотемпературных экспериментов по изучению кинетики процессов твердофазного восстановления железа из его оксидов. По результатам исследований определены оптимальные расходы углей, температурные и временные параметры процесса металлизации, необходимые для получения металлизованных материалов с заданными составом и степенью металлизации.

Ключевые слова: железо прямого восстановления, металлизованные материалы, восстановление элементов из оксидов, кинетика восстановления, уголь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-697-703

Металлургические предприятия России при производстве металлоизделий с высокими потребительскими свойствами испытывают недостаток в качественном сырье [1]. Большинство современных марок стали имеют жесткие ограничения по содержанию примесей цветных металлов. В то же время содержание примесей в используемом при плавке ломе неуклонно растет (рис. 1). Перспективным сырьем для производства высококачественных сталей является так называемое железо прямого восстановления, которое получают путем внедоменного передела железосодержащего сырья [2].

В России и в мире железо прямого восстановления в основном получают с использованием в качестве восстановителя конвертированного природного газа, однако его применение ведет к удорожанию стоимости железа. При этом опережающими темпами развиваются технологии получения железа прямого восстановления

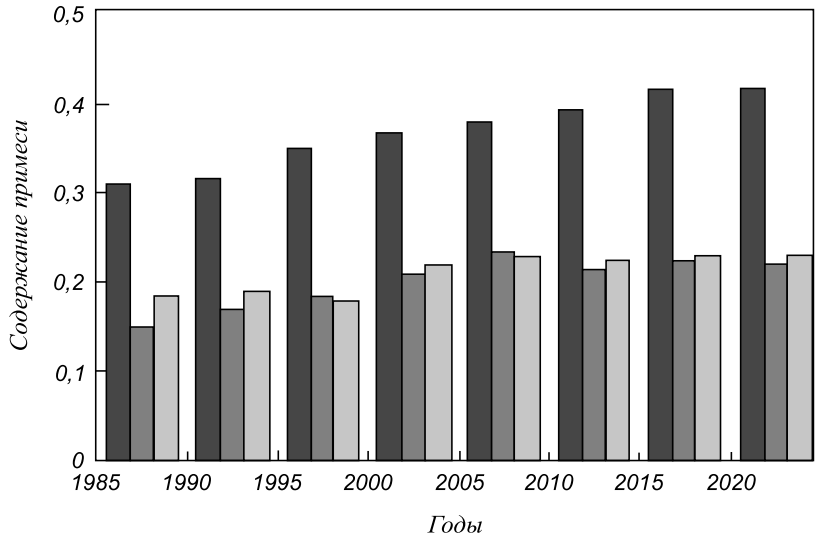


Рис. 1. Динамика накопления меди в ломе

Fig. 1. Accumulation dynamics of copper in waste

с использованием твердых углеродистых восстановителей [3].Одним из наиболее распространенных таких восстановителей является уголь и продукты его переработки. Запасы углей в России во много раз превышают запасы других видов топлив, а мощности по его добыче значительно опережают спрос традиционного угольного рынка. Таким образом, вовлечение в металлургическое производство угля является весьма актуальным [4, 5].

Процессы твердофазного восстановления железа из оксидов железных руд с использованием в качестве восстановителя углей не имеют однозначной оценки, что связано с разными физико-химическими свойствами углей, многокомпонентностью системы и одновременным развитием восстановительных реакций с участием твердого углерода и газообразных продуктов [6, 7]. Следует учитывать, что в процессах твердофазного восстановления одновременно развиваются реакции как прямого, так и косвенного восстановления железа из оксидов железных руд [8].

Целью настоящего исследования являлась разработка энергоэффективной технологии получения металлизованных материалов при комплексной переработке железосодержащего сырья и углей [9]. Исследования включали термодинамическое моделирование процессов твердофазного восстановления железа из оксидов железных руд, проведение высокотемпературных экспериментов, изучение свойств исходных и полученных после металлизации материалов и математическую обработку результатов.

При проведении исследований в качестве железосодержащего сырья использовали железную руду и железорудный концентрат, полученный путем обогащения руды. Фазовый состав исходной железной руды представлен гематитом (Fe_2O_3) – много; присутствует магнетит ($FeO{\cdot}Fe_2O_3$), гетит (α-FeOOH), кварц (SiO_2), каолинит ($Al_4[Si_4O_{10}](OH)_8$); встречается немного хлорида железа, полевого шпата. Химический состав, % (по массе), железной руды (числитель) и железорудного концентрата (знаменатель) представлен ниже:

$Fe_{общ}$	FeO	SiO_2	Al_2O_3	P_2O_5
52,3	20,3	19,15	3,31	0,072
61,2	22,1	7,92	2,41	0,020
CaO	MgO	S	Влага	
0,94	0,76	0,42	5,78	
1,96	2,31	0,41	6,27	

В качестве твердых углеродистых восстановителей применяли коксовую мелочь (КМ) и угли Кузбасса: уголь бурый марки Б2; уголь длиннопламенный марки Д; уголь слабоспекающийся марки СС; уголь тощий марки Т. Выбранные марки углей отличаются физико-химическими характеристиками и условиями метаморфизма [10, 11]. Результаты технического анализа восстановителей приведены ниже:

Восстановитель	Характеристика			
	C_{fix}	A^d	V^{daf}	W^r
Б2	49,1	7,83	42,10	24,7
Д	55,6	5,64	36,20	10,4
СС	70,2	6,41	20,60	6,7
Т	76,3	8,34	9,34	5,1
КМ	84,4	12,3	2,10	1,2

Состав золы восстановителей и элементный их состав представлены следующими данными:

Химический состав, %	Восстановитель				
	2Б	Д	СС	Т	КМ
Fe_2O_3	10,30	8,17	7,40	16,40	13,12
Al_2O_3	5,40	25,60	16,30	25,00	23,72
CaO	45,30	9,70	2,50	5,38	5,15
MgO	5,90	3,70	1,58	1,66	1,76
SiO_2	26,90	50,00	46,60	47,90	47,81
P_2O_5	0,20	1,80	0,37	0,75	0,69
S	0,68	0,61	0,02	0,16	0,02

Элементный анализ на горючую массу, %	Восстановитель				
	2Б	Д	СС	Т	КМ
C^{daf}	70,41	72,02	85,3	90,79	96,97
H^{daf}	3,88	6,12	4,78	3,96	0,56
N^{daf}	0,98	1,74	2,16	2,93	1,42
O^{daf}	22,58	20,12	6,52	2,16	0,56
S^{daf}	1,15	0,34	0,14	0,31	0,51

Условия твердофазного восстановления железа из оксидов руды с применением углей определяли методами термодинамического моделирования. С использованием программного комплекса «TERRA», позволяющего на основе принципа максимума энтропии находить равновесный состав многокомпонентной гетерогенной термодинамической системы для высокотемпературных условий [12, 13].

Термодинамическая система представлена элементами: H–O–S–N–C–Si–Al–Fe–Ti–Mg–Ca–Na–K. Из веществ, которые могут быть получены в результате расчетов равновесного состояния, были выбраны значимые, из них в газовой фазе могут присутствовать H_2, H_2O, H_2S, CO, CO_2, CH_4, N_2; в конденсированной – C, Fe, FeO, FeS, Fe_3C, SiO_2, Al_2O_3, TiO_2, $MgSiO_3$, $Ca_3P_2O_8$, $CaCO_3$, $CaSiO_3$, $CaTiO_3$, $Na_2Si_2O_5$, $K_2Si_4O_9$.

Процессы термического разложения углей исследовали с помощью термического анализатора Setaram LabSys Evo. Методы термогравиметрии позволяют с высокой точностью определять изменение потери массы и при нагреве образца в заданных условиях. Образ-

цы восстановителей нагревали со скоростью 10 К/мин в условиях свободного доступа воздуха.

Составы газов, образующихся при термическом разложении углей, определяли путем нагрева угля в нейтральной атмосфере до температуры 1173 К в лабораторной печи SNOL 02-1250, оборудованной системой отбора и анализа газа.

При изучении кинетики твердофазного восстановления железа из оксидов с использованием угля применяли гравиметрический метод непрерывного взвешивания образца при изотермической выдержке. Согласно данной методике о полноте протекания восстановительных процессов судят по изменению массы образца [14, 15].

Для изучения процессов металлизации были изготовлены брикеты, состоящие из руды и восстановителя (см. вышеприведенные данные). Компоненты предварительно подвергали дроблению и последующему отсеву нужных фракций, после чего в заданных соотношениях перемешивали и брикетировали. Массовое соотношение между оксидами железа и углеродом в брикетах соответствовало необходимому для полного восстановления железа из оксидов согласно реакции

$$Fe_2O_3 + 3C = 2Fe + 3\{CO\}.$$

Брикеты массой 30 г помещали в графитовом тигле в горячую зону печи сопротивления, нагретой до температуры эксперимента, и осуществляли изотермическую выдержку. С помощью электронного регистратора фиксировали убыль массы. В полученных металлизованных материалах методами химического анализа определяли содержание $Fe_{общ}$, $Fe_{мет}$. Степень и скорость восстановления оценивали по изменению массы и скорости изменения массы брикета [16]. Степень восстановления рассчитывали по формуле

$$\alpha = \frac{m_{O_2}^{del}}{m_{O_2}} \cdot 100, \qquad (1)$$

где m_{O_2} – количество кислорода в оксидах железа, содержащихся брикете, г; $m_{O_2}^{del}$ – масса кислорода, удаленного из брикета, г.

Массу удаленного кислорода определяли по формуле

$$m_{O_2}^{del} = m_{CO}\frac{M_O}{M_{CO}} = \left(\Delta m^{del} - m^V\right)\frac{16}{28}; \qquad (2)$$

здесь M_O и M_{CO} – молярные массы кислорода и монооксида углерода, г/моль; Δm^{del} – убыль массы брикета, %; m^V – потеря массы брикета за счет удаления летучих, содержащихся в восстановителе, и угара графитового тигля.

Скорость восстановления рассчитывали по формуле

$$V_\alpha = \frac{\Delta\alpha}{\Delta\tau}, \qquad (3)$$

где $\Delta\alpha$ – изменение степени восстановления, %; $\Delta\tau$ – изменение времени, мин.

Степень металлизации полученных материалов рассчитывали согласно формуле [2]:

$$\varphi_{мет} = \frac{Fe_{мет}}{Fe_{общ}} \cdot 100, \qquad (4)$$

в которой $\varphi_{мет}$ – степень металлизации, %; $Fe_{мет}$ – содержание железа металлического, %; $Fe_{общ}$ – содержание железа общего (сумма окисленного и металлического железа), %.

Результаты термодинамического моделирования процессов твердофазного восстановления железа с использованием в качестве восстановителей углей разных технологических марок позволили определить зависимости степени восстановления железа и состава газовой фазы от расхода угля каждой марки (рис. 2). Из данных, приведенных на рис. 2, следует, что необходимое количество угля для полного восстановления железа из 100 кг руды составляет 30, 20 и 20 кг для марок Б2, Д и Т соответственно. Содержание CO, CO_2, H_2 и H_2O в газовой фазе зависит от расхода угля. При увеличении количества угля в системе начинает накапливаться углерод, в результате чего происходит более резкое увеличение содержания CO и уменьшение CO_2 в газовой фазе (рис. 2). Такие же закономерности можно видеть по изменению содержания водорода и водяного пара в газовой фазе от расхода угля.

Изучение процессов термического разложения углей показало (рис. 3), что процесс протекает в две стадии: стадия I – удаление гигроскопической и коллоидносвязанной влаги; стадия II – резкое изменение массы угля, вызванное выделением продуктов его газификации.

Из полученных данных следует, что стадия II для бурого угля начинается при температуре 443 К, т. е. на 60 К ниже, чем термическое разложение длиннопламенного угля, и на 210 К ниже, чем тощего. Количество газообразных продуктов, выделяющихся при термическом разложении бурого угля, существенно больше, чем при разложении длиннопламенного и тощего. Потеря массы бурого угля составила 90,6 %; длиннопламенного – 84,5 %; тощего – 78,3 %. Процесс термического разложения длиннопламенного угля протекает менее интенсивно в сравнении с процессами, протекаемыми с использованием остальных рассматриваемых марок углей. Положительный тепловой эффект, наблюдаемый у исследуемых углей, связан с окислением углерода и летучих, выделяющихся в процессе термического разложения. Полученные результаты согласуются с данными авторов работ [17, 18].

Составы газов, образующихся при термическом разложении углей марок Б2, Д, СС, Т и коксовой мелочи (КМ), приведены ниже:

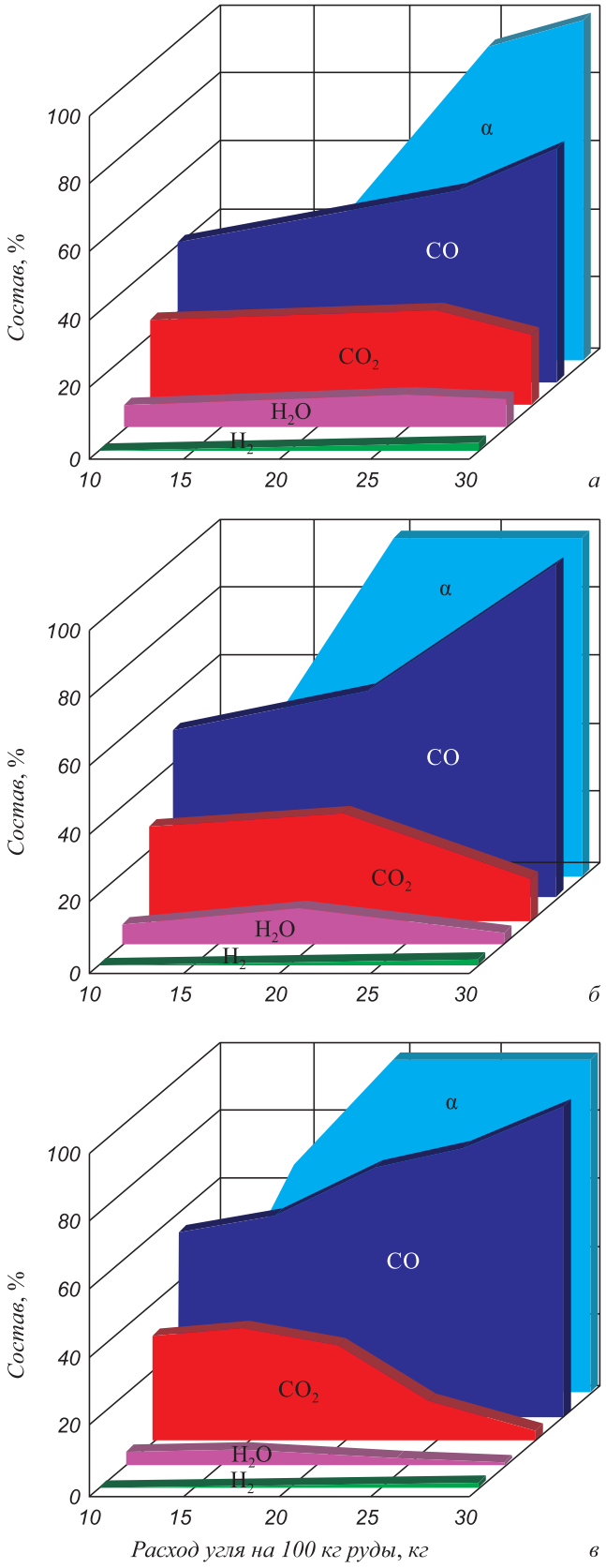


Рис. 2. Результаты термодинамического моделирования – зависимости степени восстановления и состава газовой фазы от количества угля марок: бурого (*а*); длиннопламенного (*б*); тощего (*в*)

Fig. 2. Results of thermodynamic modeling – dependences of reduction degree and composition of gas phase on the quantity of coal of the following grades: brown coal (*а*); candle coal (*б*); lean coal (*в*)

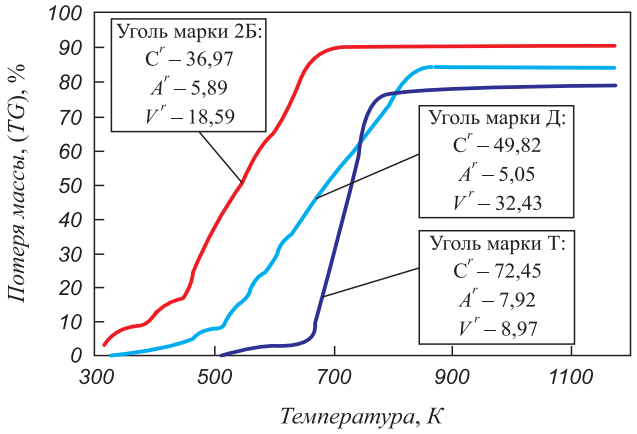


Рис. 3. Изменение массы углей от температуры при нагреве в печи термоанализатора

Fig. 3. Change of coal masses on the temperature when heating in a termoanalyzer furnace

Восстановитель	Состав газа, %					
	CO_2	CO	H_2	CH_4	O_2	N_2
Б2	10,21	5,42	67,30	5,90	0,20	–
Д	8,17	12,20	50,24	3,70	1,80	–
СС	3,54	7,15	56,35	3,10	0,50	2,45
Т	1,35	8,26	44,30	2,35	0,50	4,20
КМ	13,12	23,72	5,150	1,76	0,69	–

Анализ газов показал, что газовая фаза углей преимущественно состоит из водорода, наибольшее его количество содержится в газовой фазе бурого угля; наибольшее количество CO содержится в газовой фазе длиннопламенного угля и коксовой мелочи.

Результаты математической обработки экспериментальных данных по изучению кинетики твердофазного восстановления железа из оксидов углями различных марок представлены на рис. 4 и следующими данными:

Восстановитель	Скорость восстановления, %/мин, при температурах, К			
	1173	1273	1373	1473
Б2	0,58	0,74	0,95	1,56
Д	0,51	0,88	1,09	2,48
Т	0,43	0,68	1,15	2,46
КМ	0,35	0,58	0,87	2,12

Из анализа полученных результатов установлено, что при температурах 1173, 1273, 1373 К наблюдается наибольшая скорость восстановления железа при использовании бурого угля, а при температуре 1473 К – при использовании длиннопламенного и тощего углей. Наименьшая скорость восстановления наблюдается при использовании коксовой мелочи.

Результаты химического анализа и расчета степени металлизации показали, что при температурах изотер-

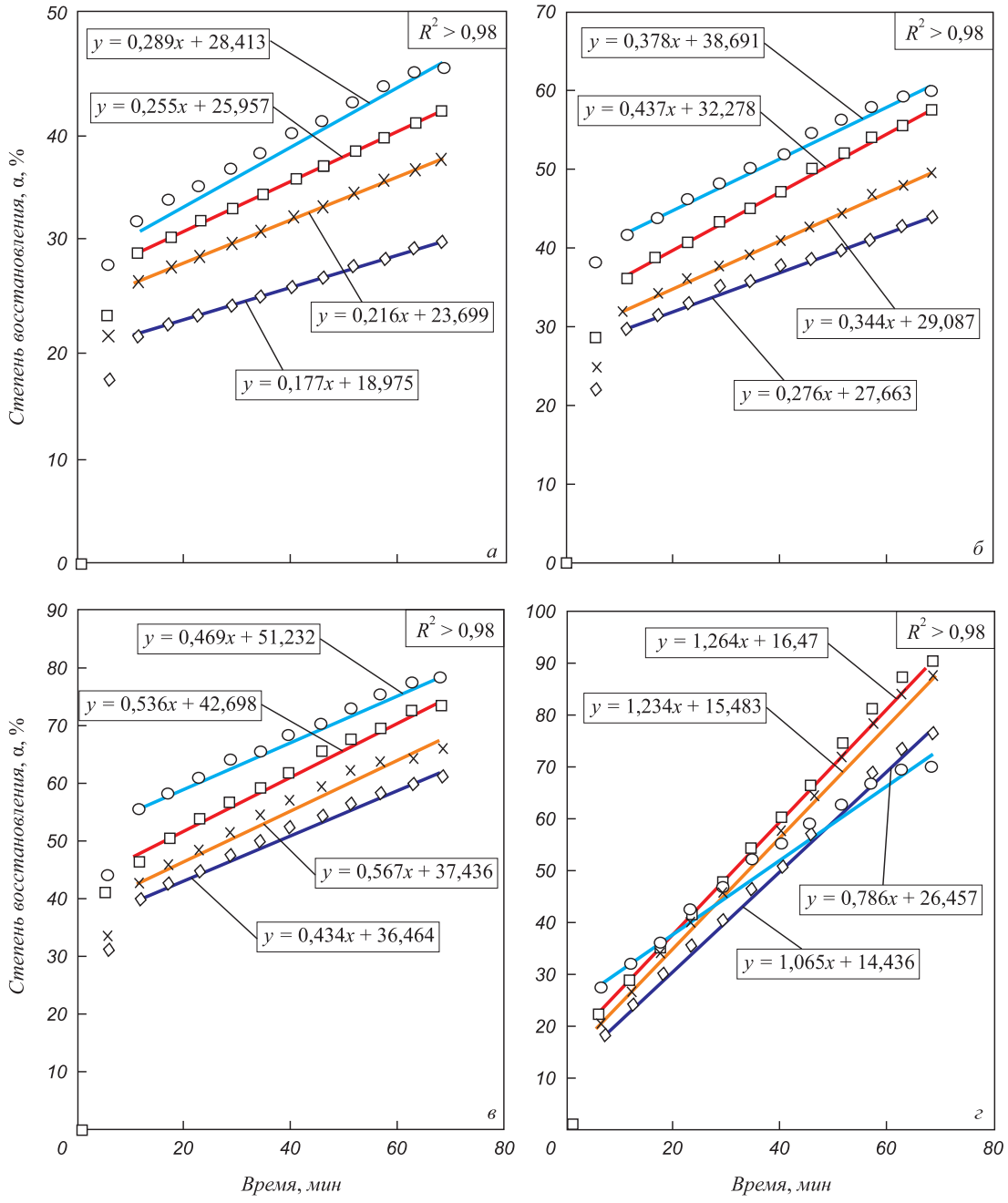


Рис. 4. Результаты изучения кинетики твердофазного восстановления железа из оксидов при температурах 1173 К (*а*); 1273 К (*б*); 1373 К (*в*); 1473 К (*г*); восстановитель:
◇ – КМ; × – Т; □ – Д; ○ – Б2

Fig. 4. Results of kinetics of solid-phase reduction of iron from oxides at the temperatures of 1173 K (*a*); 1273 K (*б*); 1373 K (*в*); 1473 K (*г*); reducing agent:
◇ – KM; × – T; □ – Д; ○ – Б2

мической выдержки 1173, 1273 и 1373 К наибольшее содержание железа и самая высокая степень металлизации наблюдаются у брикетов, составленных с использованием в качестве восстановителя бурого угля. Эти показатели при указанных температурах имеют следующие значения: $Fe_{мет}$ – 51, 64, 72 %, $\varphi_{мет}$ – 76, 87, 92 %. При 1473 К показатели снижаются и составляют: $Fe_{мет}$ – 76 %, $\varphi_{мет}$ – 89 %. При этой температуре наибольшее содержание $Fe_{мет}$ составляет 80 и 83 %, $\varphi_{мет}$ – 96 и 98 % имеет место при использовании в качестве восстановителя соответственно тощего и длиннопламенного углей.

Структурный и фазовый анализы показали, что для полученных металлизованных материалов характерна структура с развитым металлическим каркасом. В состав металлизованных материалов входят α-Fe, FeO, стекло и углеродистый остаток. Для материала, полученного при восстановлении брикета, в котором был использован бу-

рый уголь в качестве восстановителя, при температуре восстановления 1473 К определено наличие силикатов железа, что объясняет замедление скорости восстановления (рис. 4, *г*). Образующиеся жидкоподвижные фазы закупоривают газопроводящие каналы и тем самым замедляют восстановительные процессы. В образовании легкоплавких силикатов железа участвуют оксиды кальция, которые содержатся в золе бурого угля.

Таким образом определено, что протекание процессов твердофазного восстановления железа из оксидов железных руд с использованием в качестве восстановителей углей разных технологических марок происходит согласно общим закономерностям. Увеличение температуры металлизации приводит к росту скорости протекания восстановительных процессов и, как следствие, – к увеличению содержания металлического железа и степени металлизации рудо-угольных брикетов. Продуктом восстановительного обжига во всех опытах является губчатый материал с развитым в той или иной степени металлическим каркасом [19].

В то же время, как показали эксперименты, при разных температурах металлизации восстановительные свойства углей отличаются, что, вероятно, связано с условиями метаморфизма углей и особенностями протекания процесса термического разложения. Согласно данным работы [20] к числу факторов, определяющих характер процесса разложения угля, относится физическое состояние углерода, в частности размеры и степень совершенства кристаллов графита. Чем больше искажение кристаллической решетки углеродистого восстановителя, тем быстрее происходит процесс его термического разложения. Искаженная кристаллическая решетка наблюдается у молодых углей, например, у бурого угля; наиболее целостная кристаллическая решетка характерна для графита, а для используемых в исследованиях восстановителей – для коксовой мелочи.

Результаты исследований показали, что угли с низкой степенью метаморфизма и высоким содержанием летучих обладают более высокими восстановительными свойствами при твердофазном восстановлении железа из оксидов, при этом для углей с низкой степенью метаморфизма характерно высокое содержание минеральной части, в состав которой входят оксиды кальция. Зольный остаток угля участвует в образовании первичных шлаковых фаз, в результате чего замедляются восстановительные процессы.

Выводы. Результаты исследований показали, что использование углей различных технологических марок при твердофазном восстановлении железа из оксидов железной руды позволяет получать металлизованные продукты заданного состава с высокой (более 95 %) степенью металлизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Паршин В.М., Жихарев П.Ю. Сталеплавильное производство: резервы, развитие и повышение эффективности // Сб. трудов XIII Международного конгресса сталеплавильщиков. – М.-Полевской: изд. МИСиС, 2014. – 485 с.
2. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. Металлургия железа. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 464 с.
3. Nobuhiko T. Development of iron-making Technology. Nippon steel technical report. 2012, no. 101, pp. 79–88.
4. Мазикин В. Итоги работы и перспективы развития угольной отрасли Кузбасса // Уголь. 2010. №5. С. 17 – 19.
5. Яновский А.Б. О состоянии и мерах по развитию угольной промышленности России // Уголь. 2012. № 8. С. 3 – 10.
6. Якушевич Н.Ф., Строкина И.В., Полях О.А. Определение параметров окислительно-восстановительных процессов в системе $Fe-C-O_2-H_2$ // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 8. С. 13 – 18.
7. Yi Lingyun, Huang Zhucheng, Peng Hu, Jiang Tao. Action rules of H_2 and CO in gas-based direct reduction of iron ore pellets // Central South University Press and Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012. Vol. 19. pp. 2291 – 2296.
8. Байков А.А. В сборнике научных трудов АН СССР. – М.: изд. АН СССР, 1948. Т. 2. С. 531 – 546.
9. Nokhrina O.I., Rozhihina I.D., Hodosov I.E. The use of coal in a solid phase reduction of iron oxide // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 6. “6th International Scientific Practical Conference on Innovative Technologies and Economics in Engineering”, 2015. p. 012045. DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012045.
10. Химия и переработка угля/ Под ред. В.Г. Липовича. – М.: Химия, 1988. – 336с.
11. Рожихина И.Д., Романенко Ю.Е., Лазаревский П.П., Ходосов И.Е. Альтернативные углеродосодержащие материалы в восстановительных процессах получения марганцевых, хромистых сплавов и металлизованного железа. – В кн.: Металлургия: технологии, управление, инновации, качество. Труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции. Под ред. Е.В. Протопопова. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2014. С. 128 – 136.
12. Синярев Г.Б., Ватолин Н.А., Трусов Б.Г. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов. – М.: Наука, 1982. – 32 с.
13. Асанов В.Р., Рощин В.Е., Сенин А.В., Рощин А.В. Термодинамический анализ химических превращений при твердофазной металлизации титаномагнетитовых концентратов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 4. С. 12 – 15.
14. Амдур А.М., ПотаповА.М., Разницина А.Л., Лхамсурен М. Кинетика восстановления железорудного концентрата углем // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 17 – 20.
15. Yongsheng Sun, Yuexin Han, Peng Gao, Last Guofeng Li / Thermogravimetric study of coal-based reduction of oolitic iron ore: Kinetics and mechanisms // International journal of mineral processing 143. September 2015. DOI: 10.1016/j.minpro.2015.09.005.
16. Платонова О.В., Леонович Б.И., Лыкасов А.А. Термодинамика процессов восстановления оксидов железа углеродсодержащими газовыми смесями // Изв. вуз. Черная металлургия. 2003. № 7. С. 3 – 6.
17. Мизин В.Г., Серов Г.В. Углеродистые восстановители для ферросплавов. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.
18. Физико-технические свойства горных пород и углей Кузнецкого бассейна: Справочник / Г.Г. Штумпф, Ю.А. Рыжков, В.А. Шаламанов, А.И. Петров. – М.: Недра, 1994. – 447 с.
19. Нохрина О.И., Ходосов И.Е. Использование каменных углей при восстановлении железа в твердой фазе. – В сб.: Инновации в материаловедении и металлургии: Материалы IV Международной интерактивной научно-практической конференции. – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2015. С. 32 – 37.
20. Гасик М.И. Теория и технология производства ферросплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 784 с.

Поступила 3 марта 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 697–703.

MANUFACTURE OF METALIZED PRODUCTS WITH THE USAGE OF KUZBASS COALS

O.I. Nokhrina, I.D. Rozhikhina, I.E. Khodosov

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. The paper presents the research results of obtaining processes of metalized products by the method of solid-phase iron reduction from oxides of iron ores with the usage of coals of different technological grades as a reducing agent. The authors give the results of high-temperature experiments on the kinetics study of the process of solid-phase iron reduction from its oxides. According to the research results the coal optimum flows have been defined, as well as temperature and time parameters of the metallization process, which are necessary to obtain metalized materials with the specified composition and the metallization degree.

Keywords: direct-reduced iron, metalized materials, element reduction from oxides, reduction kinetics, coal.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-697-703

REFERENCES

1. Parshin V.M., ZhikharevP.Yu. Steel-making production: reserves, development and efficiency increase. In: *Sb. Trudov XIII Mezhdunarodnogo kongressa staleplavil'shchikov* [Collected papers of the XIIIth Int. Congress of steelmakers]. Moscow-Polevskoi: MISiS, 2014, pp. 37–42. (In Russ.).

2. YusfinYu.S., Pashkov N.F. *Metallurgiya zheleza* [Iron metallurgy]. Moscow: IKTs "Akademkniga", 2007, 464 p. (In Russ.).

3. Nobuhiko T. Development of iron-making Technology. *Nippon steel technical report*. 2012, no. 101, pp. 79–88.

4. Mazikin V. Work results and perspectives of the development of coal branch in Kuzbass. *Ugol'*. 2010, no. 5, pp. 17–19. (In Russ.).

5. Yanovskii A.B. On the state and measures of the development of coal industry in Russia. *Ugol'*. 2012, no. 8, pp. 3–10. (In Russ.).

6. Yakushevich N.F., Strokina I.V., Polyakh O.A. Parameter determination of oxidation and reduction processes in $Fe - C - O_2 - H_2$ system. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 8, pp. 13–18. (In Russ.).

7. Yi Lingyun, Huang Zhucheng, Peng Hu, Jiang Tao. Action rules of H_2 and CO in gas-based direct reduction of iron ore pellets. *Central South University Press and Springer-Verlag Berlin Heidelberg*. 2012, vol. 19, pp. 2291–2296.

8. Baikov A.A. In: *Sbornik trudov AN SSSR* [Collected papers of USSR Academy of Sciences]. Moscow: AN SSSR, 1948, vol. 2, pp. 531–546. (In Russ.)

9. Nokhrina O.I., Rozhihina I.D., Hodosov I.E. The use of coal in a solid phase reduction of iron oxide. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 6. "6th International Scientific Practical Conference on Innovative Technologies and Economics in Engineering"*, 2015. p. 012045. DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012045.

10. *Khimiya i pererabotka uglya* [Chemistry and recycling of coal]. Lipovich V.G. ed. Moscow: Khimiya, 1988, 336 p. (In Russ.).

11. Rozhikhina I.D., RomanenkoYu.E., Lazarevskii P.P., Khodosov I.E. Alternative coal-containing materials in the reduction processes of production of metalized iron, manganese and chromium alloys. In: *Metallurgiya: tekhnologii, upravlenie, innovatsii, kachestvo. Trudy XVIII Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Metallurgy: technologies, management, innovations, quality. Proceedings of the XVIIIth All-Russian theoretical and practical conference]. Protopopov E.V.ed. Novokuznetsk: SibGIU, 2014, pp. 128–136. (In Russ.).

12. Sinyarev G.B., Vatolin N.A., Trusov B.G. *Primenenie EVM dlya termo-dinamicheskikh raschetov metallurgicheskikh protsessov* [Usage of computers for thermodynamic calculations of metallurgical processes]. Moscow: Nauka, 1982, 32 p. (In Russ.).

13. Asanov V.R., Roshchin V.E., Senin A.V., Roshchin A.V. Chemical transformations thermodynanic analysis at solid-phase metallization of titanium magnetite concentrates. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 4, pp. 12–15. (In Russ.).

14. Amdur A.M., Potapov A.M., Raznitsina A.L., Lkhamsuren M. Reduction kinetics of iron-ore concentrates by coal. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 17–20. (In Russ.).

15. Yongsheng Sun, Yuexin Han, Peng Gao, Last Guofeng Li. Thermogravimetric study of coal-based reduction of oolitic iron ore: Kinetics and mechanisms. *International journal of mineral processing* 143. September 2015. DOI: 10.1016/j.minpro.2015.09.005.

16. Platonova O.V., Leonovich B.I., Lykasov A.A. Thermodynamics of the reduction processes of iron oxides by carbon-containing gas mixtures. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2003, no. 7, pp. 3–6. (In Russ.).

17. Mizin V.G., Serov G.V. *Uglerodistye vosstanoviteli dlya ferrosplavov* [Carbon reducing agents for ferrous alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 272 p. (In Russ.).

18. Shtumpf G.G., Ryzhkov Yu.A., Shalamanov V.A., Petrov A.I. *Fiziko-tekhnicheskie svoistva gornykh porod i uglei Kuznetskogo basseina: Spravochnik* [Physicotechnical properties of rocks and coals of Kuznetsk basin: Reference book]. Moscow: Nedra, 1994, 447 p. (In Russ.).

19. Nokhrina O.I., Khodosov I.E. Usage of black coal when reducing iron in a solid phase. In: *Innovatsii v materialovedenii i metallurgii: Materialy IV Mezhdunarodnoi interaktivnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Collected papers: Innovations in material science and metallurgy: Proceedings of the IVth Int.l interactive theoretical and practical conf.]. Ekaterinburg, 2015, pp. 32–37.(In Russ.).

20. Gasik M.I. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva ferrosplavov* [Theory and technology of ferroalloys production]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 784 p. (In Russ.).

Information about the authors:

O.I. Nokhrina**,** *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy* (kafamst@sibsiu.ru)

I.D. Rozhikhina**,** *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy*

I.E. Khodosov**,** *Head of the Laboratory of the Chair of Ferrous Metallurgy* (khodosov@mail.ru)

Received March 30, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 704 – 714.
© 2016. *Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Темлянцев М.В.*

УДК 621.785

РАЗРАБОТКА И ПРОМЫШЛЕННОЕ ОСВОЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕПЛА ПРОКАТНОГО НАГРЕВА

***Полевой Е.В.*[1], *начальник бюро металловедения и термической обработки технического отдела рельсовой прокатки* (Egor.Polevoj@evraz.com)**

***Юнин Г.Н.*[1], *заместитель управляющего директора по технологии рельсового проката* (Gennady.Yunin@evraz.com)**

***Темлянцев М.В.*[2], *д.т.н., профессор, проректор по научной работе и инновациям* (uchebn_otdel@sibsiu.ru)**

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

Аннотация. Представлены результаты исследований, выполненных в ходе разработки и промышленного освоения технологии дифференцированной термической обработки воздухом железнодорожных рельсов с использованием тепла прокатного нагрева. Работа выполнена в условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК» во время реконструкции рельсового производства. Исследовано влияние химического состава сталей, режимов их пластической деформации и термической обработки на положение точек полиморфного превращения; построены термокинетические диаграммы сталей опытных химических составов. Исследованы скорости охлаждения по сечению головки рельсов в зависимости от параметров термической обработки. Определены рациональный химический состав и режимы термической обработки. Проведены эксперименты по термической обработке проб рельсов непосредственно после прокатки. По результатам теоретических и лабораторных данных разработаны рекомендации для промышленного внедрения технологии дифференцированной закалки. Проведенные промышленные испытания показали высокое качество рельсовой продукции, соответствующее требованиям нормативно-технической документации.

Ключевые слова: рельсы, термическая обработка, микроструктура, механические свойства, дифференцированная термическая обработка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-704-714

В настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85 % грузооборота и более 50 % пассажирских перевозок [1]. Развернутая длина главных путей ОАО «РЖД» является одной из самых протяженных в мире и составляет более 124 тыс. км [2]. При этом на путях железных дорог уложено по разным оценкам примерно 21 – 24 млн. т рельсов, а их стоимость в общем объеме работ по капитальному ремонту пути составляет порядка 40 % [3]. Поэтому разработка способов повышения качества рельсов имеет особенно важное значение.

Термическая обработка рельсов является одним из наиболее эффективных способов повышения их служебных свойств. Эксплуатационная стойкость термоупрочненных рельсов увеличивается в 1,5 раза [4, 5], а затраты по текущему содержанию пути уменьшаются на 35 % [6] относительно нетермоупрочненных рельсов. До недавнего времени на отечественных предприятиях для термического упрочнения рельсов использовали технологию объемной закалки в масле, которая была разработана в 60-х годах прошлого века и, несмотря на ряд недостатков, позволила на тот момент занять лидирующие позиции в производстве рельсов [7, 8]. В настоящее время наибольшее распространение получили современные методы термической обработки рельсов, лишенные недостатков объемной закалки. К общим чертам современных линий по термической обработке рельсов можно отнести следующие [9, 10]:

– использование пожаробезопасных и экологически чистых закалочных сред (воздуха, водовоздушной смеси, водных растворов полимеров) взамен канцерогенного легковоспламеняющегося масла;

– производство длинномерных рельсов, обусловленное развитием высокоскоростного движения и стремлением к уменьшению количества сварных стыков;

– повышение твердости и прочности рельсов (в том числе за счет применения легирующих элементов);

– получение в результате термической обработки дифференцированных по сечению свойств, обус-

ловленных различными скоростями охлаждения элементов профиля (головки, шейки, подошвы) рельса;

– снижение в результате дифференцированной закалки внутренних остаточных напряжений, которые, как известно [11, 12], могут значительно уменьшать в условиях циклических знакопеременных нагрузок их циклическую долговечность, трещиностойкость и живучесть.

В настоящей работе представлены результаты исследований, выполненных в процессе разработки технологии дифференцированной термической обработки воздухом железнодорожных рельсов с использованием тепла прокатного нагрева при реконструкции рельсового производства на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ЕВРАЗ ЗСМК), включающей отказ от объемной закалки с повторного нагрева.

Выбор воздуха в качестве закалочной среды обусловлен его высокой стабильностью, контролируемостью, технологичностью, экологичностью, безопасностью [13 – 15].

Разработку технологии термической обработки проводили в несколько этапов, использовали сталь Э76ХФ. Углеродистые стали перлитного класса традиционно [15, 16] используют для производства рельсов, при этом более низкая охлаждающая способность воздуха потребовала дополнительного легирования аустенитстабилизирующими элементами (марганцем, хромом), а стремление сдержать аустенитное зерно, более крупное после прокатки относительно повторного печного нагрева [17], потребовало исследования влияния микролегирования карбидообразующими элементами (ванадием, ниобием).

Оптимизация химического состава рельсовой стали для закалки воздухом

На первом этапе были исследованы стали четырех перспективных химических составов с различными (в пределах марочного состава по ГОСТ Р 51685 – 2013) содержаниями марганца, хрома, углерода, кремния и ванадия; дополнительно стали двух химических составов подвергали микролегированию ниобием.

Выплавку сталей опытных химических составов проводили в дуговой электропечи ДСП-100И7 емкостью 100 т и разливали на МНЛЗ. Химический состав опытного металла по результатам ковшевого анализа представлен в табл. 1.

По одной непрерывнолитой заготовке от каждой плавки прокатали на рельсы типа Р65 по действующей технологии. После прокатки от каждого рельса в нетермоупрочненном состоянии отобрали образцы для построения термокинетических диаграмм с использованием закалочно-деформационного дилатометра BÄHR DIL 805 A/D[1]. На дилатометре образцы после нагрева со скоростью 10 °С/с деформировали по одно- и двухступенчатой схемам (рис. 1), имитирующими обжатие в черновой и чистовой клетях при прокатке, и охлаждали от температуры примерно 950 °С со скоростью 1 – 20 °С/с.

Анализ результатов показал, что в случае двухступенчатой деформации для сталей всех химических составов значительно расширяется температурный диапазон перлитного превращения, что объясняется измельчением зерна. Для комплексно легированного ванадием и ниобием металла плавок О51 и О54 эффект от деформации выражается более явно: температурный интервал перлитного превращения увеличивается в три раза (рис. 2).

Исследование микроструктуры образцов опытного металла показало, что наиболее однородной микроструктурой перлита в диапазоне скоростей охлаждения 1 – 3 °С/с обладает металл плавки О76 (рис. 3, *а*). Металл остальных плавок при охлаждении со скоростью 3 °С/с содержит локальные (1 – 3 %) участки бейнита (рис. 3, *б*). С увеличением скорости охлаждения металла количество недопустимых для рельсового металла структур мартенсита и бейнита возрастает (рис. 3, *в*).

Известно [18, 19], что наличие локальных участков мартенсита и бейнита негативно отражается на эксплуатационной стойкости рельсов. Таким образом, на первом этапе в результате исследований установлено,

Таблица 1

Химический состав исследуемого металла

Table 1. **Chemical composition of the investigated metal**

Номер	Плавка	Содержание элемента, % (по массе)											
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	N
1	О54	0,75	0,83	0,55	0,012	0,008	0,42	0,08	0,14	0,003	0,04	0,060	0,013
2	О51	0,79	1,09	0,43	0,016	0,009	0,57	0,07	0,13	0,003	0,04	0,035	0,015
3	О76	0,79	0,78	0,55	0,014	0,015	0,46	0,08	0,14	0,002	0,07	–	0,011
4	О74	0,76	0,87	0,32	0,017	0,005	0,56	0,07	0,12	0,003	0,07	–	0,015

[1] Работа по построению термокинетических диаграмм выполнена на базе НИТУ «МИСиС» при участии Р. Кавалла, И.С. Новожилова, М.Г. Хомутова, В.А. Трусова.

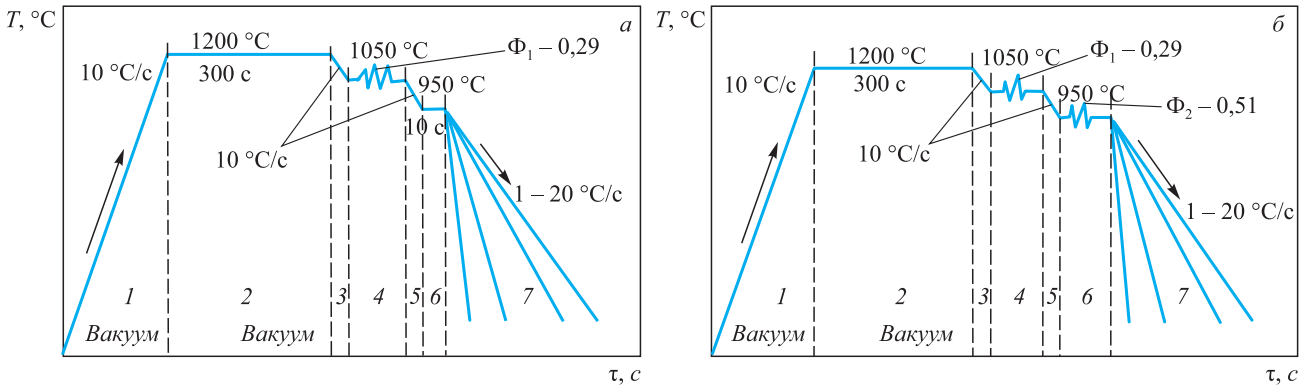


Рис. 1. Схема эксперимента: одноступенчатой деформации и двухступенчатого охлаждения (*а*) и двухступенчатой деформации и охлаждения (*б*)

Fig. 1. Experiment scheme: single-stage deformation and double-stage cooling (*а*) and double-stage deformation and cooling (*б*)

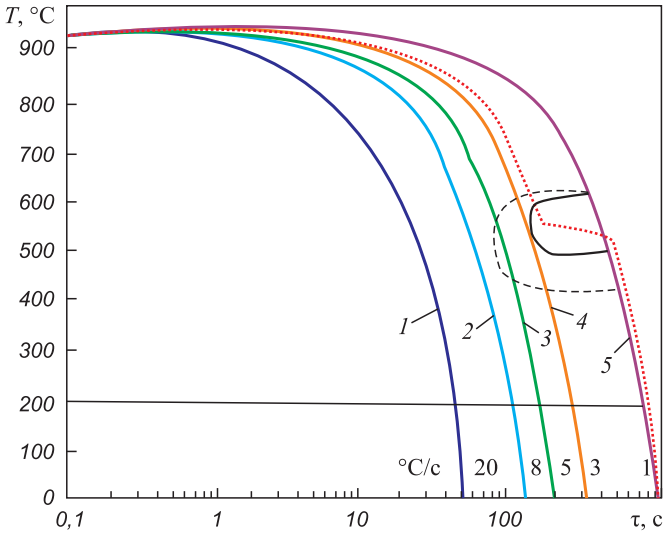


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита плавки О51 после одноступенчатой (——) и двухступенчатой (- - - -) деформации

Fig. 2. Thermokinetic decay diagram of overchilled austenite of O51 melting after single-stage (——) and double-stage (- - - -) deformation

что оптимальная микроструктура однородного перлита образуется в образцах плавки О76 при охлаждении металла со скоростью 1 – 3 °С/с.

Дифференцированная закалка рельсовых проб на опытной установке

На втором этапе исследований проводили эксперименты по термической обработке воздухом проб железнодорожных рельсов с использованием опытной установки дифференцированной закалки (рис. 4), представляющей собой станину с тремя перфорированными коробами, расположенными над поверхностью головки пробы рельса. В конструкции коробов предусмотрено крепление для манометров. К каждому коробу подведен шланг от распределительного устройства с отдельным регулирующим краном. К распределительному устройству по каналу большего сечения подводится сжатый магистральный воздух. К перфорированной области коробов прикреплена пластина с соосными перфорации отверстиями. Система перфорации короба

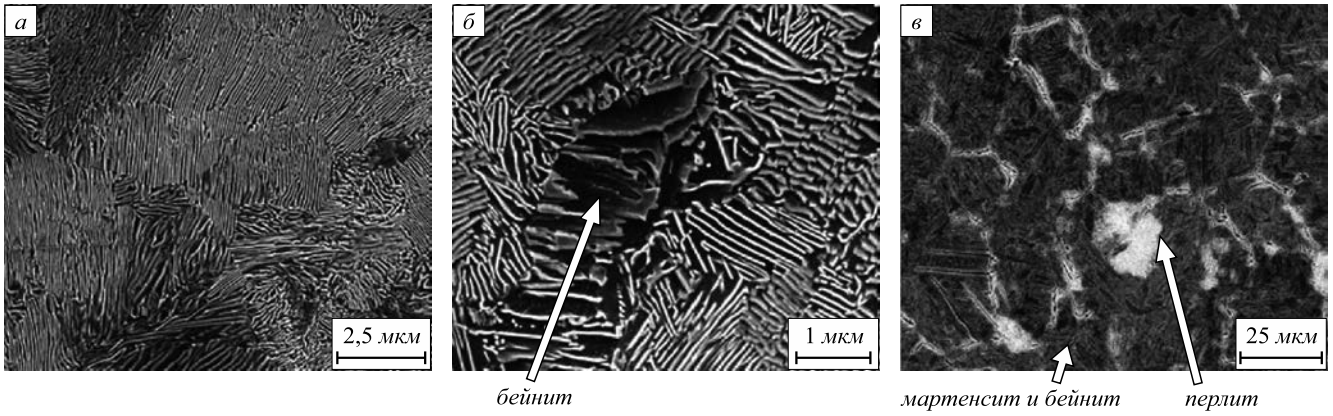


Рис. 3. Микроструктура перлита в опытном металле плавок:
а – О76 (скорость охлаждения 3,0 °С/с); *б* – О74 (скорость охлаждения 3,0 °С/с); *в* – О54 (скорость охлаждения 5,0 °С/с)

Fig. 3. Pearlite microstructure in a pilot metal of melting:
а – O76 (cooling rate of 3,0 °C/c); *б* – O74 (cooling rate of 3,0 °C/c); *в* – O54 (cooling rate of 5,0 °C/c)

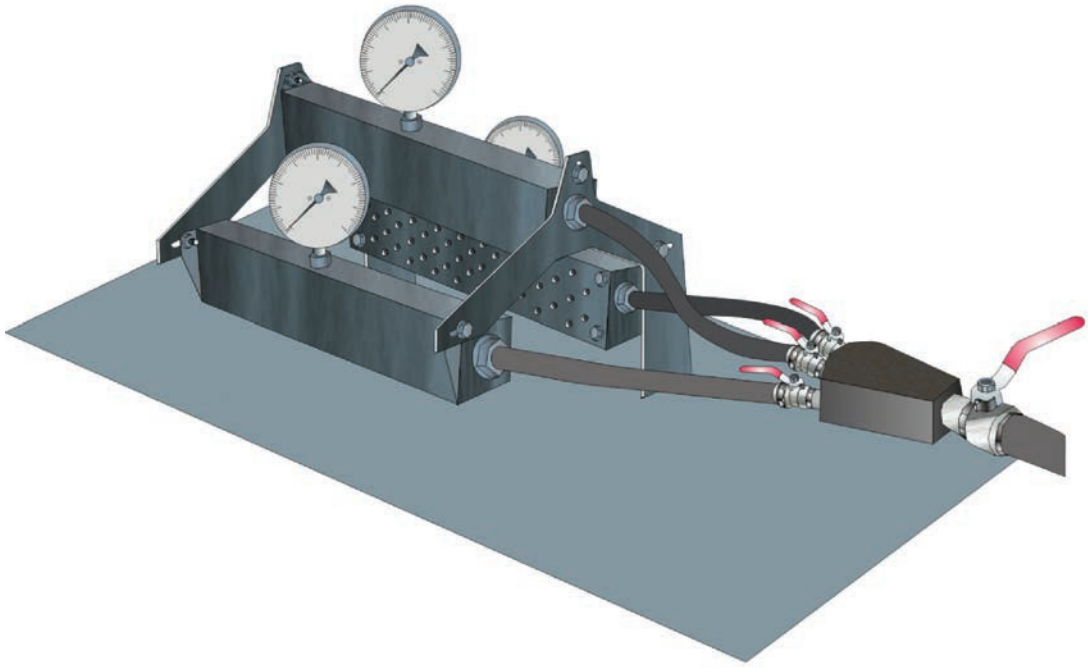


Рис. 4. Опытная установка для дифференцированной закалки рельсов

Fig. 4. Pilot plant for differentiated rail hardening

и отверстий в прикрепленной пластине образует совокупность сопел. Установка позволяет регулировать в процессе проведения эксперимента расстояние между плоскостью сопел и охлаждаемой поверхностью проб, что позволяет добиться наиболее эффективного и равномерного охлаждения. Регулировка давления в каждом коробе осуществляется индивидуальным шарнирным клапаном. Воздух подается через общий запорный клапан.

Исследование влияния давления воздуха на скорость охлаждения металла по сечению головки рельса

Перед проведением экспериментов по закалке рельсов определили влияние давления воздуха на скорость охлаждения металла по сечению головки рельса на глубине 10 и 22 мм от поверхности катания. Для этого в пробе рельса типа Р65 длиной 400 мм были сделаны отверстия на глубине 10 и 22 мм. После нагрева и выдержки пробы при температуре приблизительно 900 °С в течение 20 – 30 мин предварительно подогретый конец термопары совмещали с отверстием в пробе и проводили ускоренное охлаждение по различным режимам. Давление воздуха в процессе охлаждения варьировали в пределах 10 ÷ 15 – 22 кПа. Среднюю скорость охлаждения ($v_{охл}$) рассчитывали для интервала перлитного превращения 700 – 600 °С.

С увеличением давления воздуха скорость охлаждения возрастает (рис. 5) по зависимости:

– на глубине 10 мм:

$$v_{охл\,10} = 8\cdot10^{-4}(P_{ос})^2 + 0{,}0324P_{ос} + 1{,}4279;$$

– на глубине 22 мм:

$$v_{охл\,22} = 3\cdot10^{-4}(P_{ос})^2 + 0{,}0343P_{ос} + 0{,}7264,$$

где $v_{охл\,10}$ и $v_{охл\,22}$ – скорость охлаждения на глубине 10 и 22 мм от поверхности катания головки (ПКГ), °С/с; $P_{ос}$ – давление охлаждающей среды, кПа.

Для представленных выше выражений отмечена высокая достоверность аппроксимации, что позволяет прогнозировать с высокой достоверностью скорость охлаждения рельсового металла на указанных глубинах при бóльших давлениях.

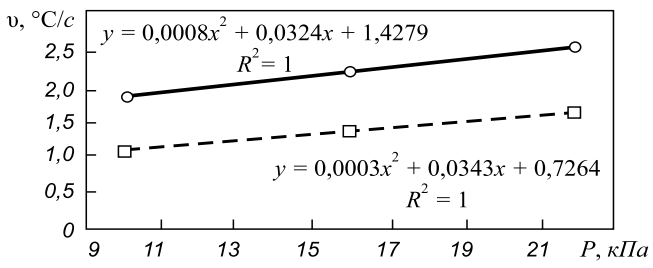


Рис. 5. Изменение скорости охлаждения металла рельса на глубине 10 мм (——) и 22 мм (- - - -) от ПКГ в процессе охлаждения в зависимости от давления (P) воздуха

Fig. 5. Change of cooling rate of rail metal at the depth of 10 mm (——) and 22 mm (- - - -) from the surface of head rolling at cooling process in dependence on air pressure (P)

Дифференцированная закалка проб рельсов на опытной установке

После определения распределения скорости охлаждения по сечению головки рельса проводили эксперименты по закалке проб непосредственно после прокатки. Рельсы типа Р65 прокатывали из НЛЗ сечением 300×330 мм из стали марки Э76ХФ плавки О76 по действующей технологии. От заднего конца раската на пилах горячей резки отбирали по 2 – 3 пробы длиной 400 мм. При достижении температуры начала закалки одну пробу охлаждали на опытной установке, остальные в это время находились в коробе с горячей рельсовой обрезью для предотвращения значительного падения температуры.

Пробы, отобранные на пилах горячей резки с температурой 900 – 940 °С, подвергали подстуживанию до температур 750 – 900 °С и закалке со скоростью 2,0 – 3,3 °С/с в течение 60 – 160 с. Температуру в процессе проведения экспериментов фиксировали ручным инфракрасным пирометром типа Raynger MX. После этого из верхней части головки каждой пробы вырезали в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685 – 2013 образцы для определения твердости по методу Бринелля на поверхности катания и по сечению головки, для испытания на растяжение и ударный изгиб, а также микрошлифы для контроля микроструктуры. Испытания на твердость проводили по методу Бринелля на твердомере типа ТШ-2М шариком диам. 10 мм при нагрузке 29 430 Н в соответствии с требованиями ГОСТ 9012 – 59.

Механические свойства при растяжении определяли на разрывной испытательной машине EU-40 с усилием 10 т на разрывных цилиндрических образцах диам. 6 мм и начальной расчетной длиной рабочей части 30 мм, приготовленных в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685 – 2013 и ГОСТ 1497 – 84.

Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре МК-15 в соответствии с требованиями ГОСТ 9454 – 78 на стандартных образцах размером 10×10×55 мм с *U*-образным надрезом радиусом 1 мм и глубиной 2 мм при температурах +20 и –60 °С.

Микроструктуру металла выявляли методом электролитического полирования поверхности микрошлифа в 5 %-ном уксусном растворе хлорной кислоты и травлением в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

В табл. 2 – 5 представлены данные по термической обработке (температура начала ($t_{н.то}$) и продолжительность ($\tau_{то}$) термической обработки, предел текучести ($\sigma_т$), предел прочности ($\sigma_в$), относительное удлинение (δ), относительное сужение (ψ), ударная вязкость (KCU), твердость (НВ)) рельсовых проб плавки О76 со скоростью охлаждения воздухом 2,0, 2,4, 2,8 и 3,3 °С/с соответственно.

При скорости закалки 2,0 °С/с с увеличением температуры начала закалки и продолжительности охлаждения улучшаются механические свойства. При более низких температурах начала закалки отмечен достаточно низкий уровень пластических свойств. Наилучшие свойства получены при закалке от 800 °С/с.

У всех проб, закаленных со скоростью 2,4 °С/с, достаточно высокие свойства. С увеличением температуры начала закалки возрастает предел текучести при сопоставимых уровнях временного сопротивления разрыву и пластических свойств. Наиболее высокая ударная вязкость получена на образцах, закаленных от температуры 750 °С.

При закалке со скоростью 2,8 °С/с уже в течение 60 с обеспечивается выполнение требований ГОСТ Р 51685 – 2013 по уровню механических свойств, но при этом на глубине 22 мм отмечена довольно низкая твердость. С ростом продолжительности охлаждения увеличиваются прочность и твердость. Для всех

Таблица 2

Параметры термической обработки и свойства рельсовых проб плавки О76, закаленных со скоростью 2,0 °С/с

Table 2. **Parameters of heat treatment and properties of rail tests of O76 melting tempered with a speed of 2,0 °C/c**

Номер	$T_{н.то}$, °С	$\tau_{то}$, с	$\sigma_{т}$, Н/мм^2	$\sigma_{в}$, Н/мм^2	δ, %	ψ, %	KCU, Дж/см^2, при температуре, °С		$НВ_{ПКГ}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
							+20	–60					
1.1	690	90	840	1265	9,0	19,5	14,0	7,4	393	388	383	375	385
1.2	710	105	870	1290	10	29,0	16,5	10,8	401	388	378	388	380
1.3	735	120	880	1325	10,5	33,5	13,0	7,5	406	393	375	393	395
1.4	750	120	895	1340	10,5	31,0	14,0	5,0	415	395	383	398	393
1.5	800	125	960	1360	12,0	29,0	17,0	4,9	415	401	388	404	401
1.6	860	150	945	1365	10,0	31,0	19,0	8,5	406	406	395	406	409
Требования ГОСТ Р 51685 – 2013 для рельсов категории ДТ350			≥800	≥1240	≥9,0	≥25,0	≥15,0	–	363 – 401	≥341			

Таблица 3

Параметры термической обработки и свойства рельсовых проб плавки О76, закаленных со скоростью 2,4 °С/с

Table 3. **Parameters of heat treatment and properties of rail tests of O76 melting tempered with a speed of 2,4 °C/c**

Номер	$T_{н.то}$, °С	$\tau_{то}$, с	$\sigma_т$, Н/мм^2	$\sigma_в$, Н/мм^2	δ, %	ψ, %	KCU, Дж/см^2, при температуре, °С		$НВ_{ПКГ}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
							+20	–60					
1.7	735	105	935	1360	10	29	12	8,4	415	401	383	395	393
1.8	745	135	940	1375	10,5	32	20,5	7,3	409	401	383	395	401
1.9	750	125	960	1360	11	34	20	6,1	415	401	378	406	398
1.10	810	125	960	1375	10	32	16	6,2	415	409	390	406	415
1.11	830	135	975	1375	10	34	16,5	7,4	415	415	388	415	388
1.12	850	125	970	1370	9,8	30	6,1	7,2	415	401	375	401	398
Требования ГОСТ Р 51685 – 2013 для рельсов категории ДТ350			≥800	≥1240	≥9,0	≥25,0	≥15,0	–	363 – 401	≥341			

Таблица 4

Параметры термической обработки и свойства рельсовых проб плавки О76, закаленных со скоростью 2,8 °С/с

Table 4. **Parameters of heat treatment and properties of rail tests of O76 melting tempered with a speed of 2,8 °C/c**

Номер	$T_{н.то}$, °С	$\tau_{то}$, с	$\sigma_т$, Н/мм^2	$\sigma_в$, Н/мм^2	δ, %	ψ, %	KCU, Дж/см^2, при температуре, °С		$НВ_{ПКГ}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
							+20	–60					
1.13	700	125	925	1350	12,5	29,0	10,1	7,7	415	412	393	401	401
1.14	760	110	975	1380	10,5	33,0	17,0	6,6	415	404	388	415	406
1.15	775	105	940	1370	10,0	31,0	21,0	6,1	409	406	388	409	409
1.16	810	60	850	1260	11,5	25,0	23,5	8,0	378	363	333	375	370
1.17	840	70	850	1255	11,5	26,2	23,5	7,9	378	356	337	368	370
1.18	840	125	995	1395	9,8	28,0	18,0	7,3	438	420	401	423	417
Требования ГОСТ Р 51685 – 2013 для рельсов категории ДТ350			≥800	≥1240	≥9,0	≥25,0	≥15,0	–	363 – 401	≥341			

образцов (за исключением пробы 1.13, закаленной от температуры 700 °С) наблюдается удовлетворительная ударная вязкость при температуре испытания +20 °С.

При закалке со скоростью 3,3 °С/с обеспечиваются достаточно высокие свойства во всем интервале (700 – 880 °С) температур начала закалки. Увеличение продолжительности термической обработки приводит к существенному повышению прочности и твердости, с уменьшением продолжительности охлаждения увеличивается ударная вязкость.

Микроструктура металла всех рельсов плавки О76 представляет собой тонкопластинчатый перлит с разрозненными выделениями феррита по границам зерен. Бейнит в микроструктуре рельсов не выявлен. Отмечено некоторое увеличение объемной доли структурносвободного феррита с понижением температуры начала закалки.

Промышленное освоение

На основании проведенных опытов в 2013 г. была произведена первая в России промышленная партия дифференцированно термоупрочненных рельсов категории ДТ350, имеющая предел текучести 850 – 950 Н/мм^2, предел прочности 1250 – 1300 Н/мм^2, относительное удлинение 10,5 – 12,5 %, относительное сужение 30 – 38 %, KCU_{+20} = 0,20 ÷ 0,35 МДж/м^2 и KCU_{-60} = = 0,10 ÷ 0,28 МДж/м^2; твердость на ПКГ составляет 373 – 393 НВ, равномерно снижается по сечению головки; твердость в шейке и подошве составляет 313 – 339 и 341 – 359 НВ соответственно.

Так как в процессе экспериментов на опытной установке использовали пробы малого линейного размера, то одним из основных вопросов, возникших на стадии

Таблица 5

Параметры термической обработки и свойства рельсовых проб плавки О76, закаленных со скоростью 3,3 °С/с

Table 5. **Parameters of heat treatment and properties of rail tests of O76 melting tempered with a speed of 3,3 °C/c**

Номер	$T_{н.то}$, °С	$\tau_{то}$, с	$\sigma_т$, Н/мм^2	$\sigma_в$, Н/мм^2	δ, %	ψ, %	KCU, Дж/см^2, при температуре, °С		$НВ_{ПКГ}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
							+20	–60					
1.19	700	125	950	1355	10,0	27,0	16,5	7,5	426	404	395	406	406
1.20	770	125	960	1365	10,0	31,0	15,0	9,2	426	409	393	409	406
1.21	787	90	895	1290	13,1	25,2	20,0	8,0	388	383	370	385	383
1.22	800	110	945	1370	11,3	29,5	15,5	7,2	415	409	388	409	409
1.23	840	105	890	1290	13,5	28,0	25,5	10,0	388	383	368	388	385
1.24	850	100	970	1380	9,8	28,0	15,0	8,0	406	404	375	393	398
Требования ГОСТ Р 51685 – 2013 для рельсов категории ДТ350			≥800	≥1240	≥9,0	≥25,0	≥15,0	–	363–401	≥341			

промышленного освоения дифференцированно термоупрочненных рельсов, являлось изучение равномерности закалки по длине рельса. Проведенные через каждый метр измерения твердости на поверхности катания рельса длиной 50 м (рис. 6) показали, что разброс значений твердости составляет 16 НВ и удовлетворяет требованиям стандарта (не более 30 НВ).

По сравнению с объемнозакаленными рельсами категории В рельсы категории ДТ350 отличаются несколько меньшими значениями пластичности и ударной вязкости. Указанные отличия в свойствах объясняются различиями в микроструктуре (рис. 7). Микроструктура в головке дифференцированно термоупрочненных рельсов представляет собой тонкопластинчатый перлит (сорбит закалки) с незначительными выделениями феррита по границам зерен. По сравнению с объемнозакаленными рельсами дифференцированно термоупрочненные рельсы имеют более крупное зерно (номер 7 – 8 шкалы ГОСТ 5639 – 82), меньшее количество

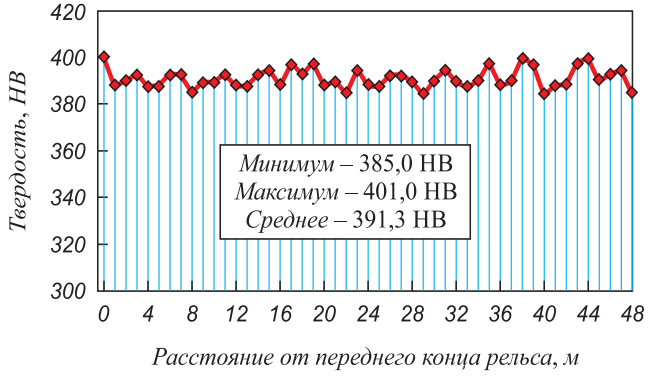


Рис. 6. Распределение твердости на поверхности катания по длине рельса категории ДТ350 длиной 50 м

Fig. 6. Solidity distribution on the surface of rolling along the rail length of DT350 category with length of 50 m

структурно-свободного феррита (менее 0,01 %), в то время как в объемнозакаленных рельсах эта величина достигает 0,05 – 0,06 %, а величина зерна оценивается номером 9 – 12. Межпластинчатое расстояние в объемнозакаленных рельсах составляет 85 – 100 нм, в то время как в рельсах, закаленных с прокатного нагрева, в зависимости от режима закалки эта величина составляет 105 – 160 нм.

Подобранные режимы закалки головки и подстуживания подошвы обеспечивают незначительную искривленность рельсов после охлаждения на холодильнике (рис. 8).

Измерение остаточных напряжений с использованием тензометрических датчиков, наклеенных по периметру профиля рельсов, выполнено в соответствии с методикой работы [20]. После правки рельсы имеют довольно низкий уровень остаточных напряжений: величина их не превышает 125 и 190 МПа в головке и подошве рельсов соответственно, что меньше аналогичных показателей рельсов японского производства и меньше напряжений в подошве объемнозакаленных рельсов отечественного производства (рис. 9).

Выводы. Разработанные по результатам научно-исследовательских работ рациональные химический состав и режимы термической обработки обеспечили в ходе промышленного освоения технологии дифференцированной закалки рельсов достижение высоких свойств. По результатам стендовых испытаний первой в России партии дифференцированно термоупрочненных рельсов категории ДТ350 производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» в условиях ЭК ВНИИЖТ установлено, что трещиностойкость и предел усталостной выносливости превосходят эти показатели японских рельсов и существенно выше полученных при испытании последней сертификационной партии объемнозакаленных рельсов категории Т1. После проведения стендовых испытаний

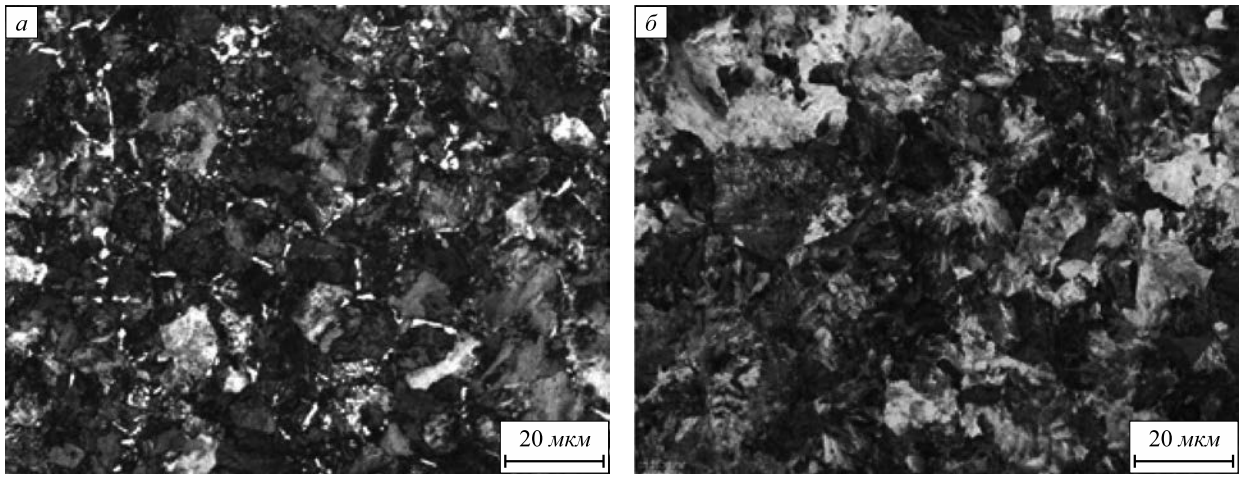


Рис. 7. Микроструктура объемно- (*а*) и дифференцированно (*б*) термоупрочненных рельсов

Fig. 7. Microstructure of bulk- (*a*) and differentiated (*б*) heat-strengthened rails

Рис. 8. Охлаждение рельсов длиной 100 м на холодильнике до температуры правки после дифференцированной закалки

Fig. 8. Rail cooling with the length of 100 m on the refrigerator up to the melting temperature after the differentiated hardening

партия рельсов ДТ350 была уложена на экспериментальное кольцо ВНИИЖТ для проведения полигонных испытаний. К настоящему времени наработка составила свыше 750 млн. т брутто.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирнов Л.А., Дерябин А.А., Добужская А.Б. и др. Повышение качества отечественных железнодорожных рельсов // Бюллетень «Черная металлургия». 2005. № 6. С. 43 – 49.
2. Ермаков В.М. Инновационные решения в области материалов для верхнего строения железнодорожного пути. – В кн.: Сб. научн. тр. «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений». – Екатеринбург: ОАО «УИМ», 2009. С. 9 – 16.
3. Семенов В. Будут ли отечественные рельсы соответствовать современным требованиям? // Металлы Евразии. 2000. № 5. С. 30 – 33.
4. Нестеров Д.К., Левченко Н.Ф., Сапожков В.Е., Шевченко А.И. Разработка состава стали и способа термообработки рельсов для работы в тяжелых условиях эксплуатации. – В сб.: «Технология производства железнодорожных рельсов и колес». – Харьков: УкрНИИМЕТ, 1989. С. 23 – 27.
5. Рейхарт В.А. Можно ли узнать, соответствуют рельсы конкретным условиям или нет? // Путь и путевое хозяйство. 1994. № 8. С. 10, 11.
6. Сравнение затрат жизненного цикла обычных и термоупрочненных рельсов // Железные дороги мира. 2006. № 3. С. 71 – 74.
7. Юнин Г.Н. О техническом перевооружении и реконструкции рельсового производства. – В кн.: Сб. докладов по материалам юбилейной рельсовой комиссии. – Новокузнецк: ОАО «Новокузнецкий полиграфкомбинат», 2002. С. 7 – 10.
8. Железнодорожные рельсы из электростали / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: Евраз Холдинг, 2006. – 387 с.
9. Борц А.И., Шур Е.А., Федин В.М. Перспективы развития рельсового производства в России. – В кн.: Сб. научн. тр. «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений» (по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия»). – Екатеринбург: ОАО «УИМ», 2011. С. 94 – 103.
10. Норберт Франк. Инновационные направления в развитии рельсовой продукции. – В кн.: Сб. научн. тр. «Улучшение качества

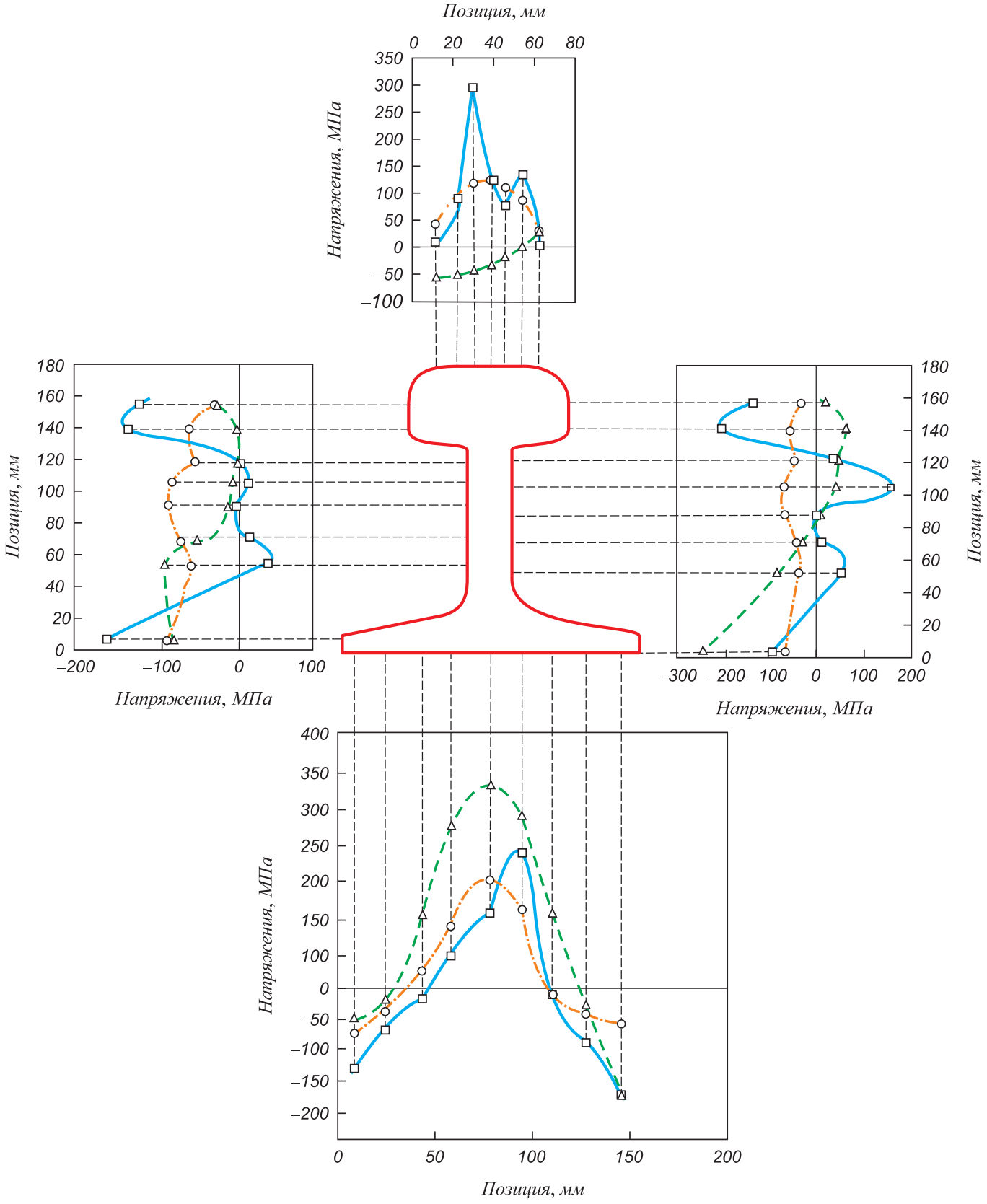


Рис. 9. Внутренние остаточные напряжения рельсов:
—— – рельсы производства Nippon Steel (дифференцированная термическая обработка); – – – – объемнозакаленные рельсы категории Т1; –·–·– – рельсы производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (дифференцированная термическая обработка)

Fig. 9. Internal residual rail stress:
—— – rails produced by Nippon Steel (differentiated thermal treatment); – – – – bulk-hardened rails of the category of T1; –·–·– – rails produced by JSC «EVRAZ ZSMK» (differentiated thermal treatment)

и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений» (по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия»). – СПб.: ОАО «УИМ», 2014. С. 121 – 125.
11. Шур Е.А., Конюхов А.Д. Влияние остаточных напряжений в закаленных рельсах на возникновение и распространение усталостных трещин при статическом изгибе. – В кн.: Сб. Труды ЦНИИ МПС. Вып. 491. – М.: Транспорт, 1973. С. 29 – 37.
12. Борц А.И. Исследования инновационной рельсовой продукции и перспективы ее дальнейшего развития. – В кн.: Сб. научн. тр. «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений» (по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия»). – СПб.: ОАО «УИМ», 2014. С. 107 – 121.
13. Люты В. Закалочные среды: Справ. изд. / Под ред. С.Б. Масленкова; пер. с польского. – Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1990. – 192 с.
14. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин. – М.: Теплотехник, 2007. – 280 с.
15. Павлов В.В. Выбор технологических параметров термической обработки рельсов. – В кн.: Сб. научн. тр. «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений» (по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия»). – Екатеринбург: ОАО «УИМ», 2008. С. 112 – 135.
16. Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
17. Корнева Л.В., Юнин Г.Н., Козырев Н.А. и др. Сравнительный анализ показателей качества рельсов ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» и зарубежных производителей // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 38 – 42.
18. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Сырейщикова В.И. Исследование структуры рельсов с разной стойкостью к образованию контактно-усталостных дефектов. – В кн.: Сб. научн. тр. «Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов». – Екатеринбург: ОАО «УИМ», 2006. С. 64 – 81.
19. Шур Е.А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов. – В кн.: Сб. научн. тр. «Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов». – Екатеринбург: ОАО «УИМ». 2006. С. 37 – 64.
20. Борц А.И., Шур Е.А., Рейхарт В.А., Базанов Ю.А. Результаты испытаний рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке с прокатного нагрева, влияние особенностей технологии производства на их свойства // Промышленный транспорт XXI век. 2009. № 4. С. 32 – 36.

Поступила 5 мая 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 704–714.

DEVELOPMENT AND COMMERCIAL INTRODUCTION OF TECHNOLOGY FOR DIFFERENTIATED HEAT TREATMENT OF RAILWAY RAILS WITH ROLLING HEAT UTILIZATION

***E.V. Polevoi*[1], *G.N. Yunin*[1], *M.V. Temlyantsev*[2]**

[1] JSC "EVRAZ - Joint West-Siberian Metallurgical Plant", Novokuznetsk, Russia
[2] Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The article presents the research results obtained during working out and industrial development of technology of the differentiated thermal treatment by air of railway rails with the use of heat of rolling heating. The work was performed in the conditions of JSC «EVRAZ ZSMK» during reconstruction of the rail manufacture. In the paper the authors describe the results of investigation of the influence of a chemical compound, modes of plastic deformation and thermal processing on the position of polymorphic transformation points, as well as the construction of thermokinetic diagrams of steels of a skilled chemical compound. Cooling rate on the section of a rail head depending on heat treatment parameters was investigated. The rational chemical compound and modes of thermal processing are defined. The experiments on thermal treatment of rail tests of rails were made directly after rolling. According to the results of the theoretical and laboratory data, the recommendations are developed for industrial introduction of technology of the differentiated hardening. The conducted industrial tests have shown high quality of rail production on all parameters of the specifications and technical documentation corresponding to the requirements.

Keywords: rails, heat treatment, microstructure, mechanical properties, differentiated thermal treatment.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-704-714

REFERENCES

1. Smirnov L.A., Deryabin A.A., Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Syreishchikova V.I. Quality increase of domestic rails. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2005, no. 6, pp. 43–49. (In Russ.).
2. Ermakov V.M. Innovation solutions in the sphere of materials for superficial structure of railway track. In: *Sb. nauchn. tr. "Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel'sov i rel'sovykh skreplenii"* [Collected scientific papers: Improvement of the quality and service conditions of rails and rail brace]. Ekaterinburg: OAO "UIM", 2009, pp. 9–16. (In Russ.).
3. Semenov V. Will domestic rails correspond to the modern requirements? *Metally Evrazii*. 2000, no. 5, pp. 30–33. (In Russ.).
4. Nesterov D.K., Levchenko N.F., Sapozhkov V.E., Shevchenko A.I. Development of steel composition and the way of rail thermal treatment for operation in hard service conditions. In: *Tekhnologiya proizvodstva zheleznodorozhnykh rel'sov i koles* [Production technology of rails and wheels]. Kharkov: UkrNIIMET, 1989, pp. 23–27. (In Russ.).
5. Reikhart V.A. Is it possible to learn whether rails correspond to the concrete conditions or not? *Put' i putevoe khozyaistvo*. 1994, no. 8, pp. 10–11. (In Russ.).
6. Expenditure comparison of life cycle of common and heat-strengthened rails. *Zheleznye dorogi mira*. 2006, no. 3, pp. 71–74. (In Russ.).
7. Yunin G.N. On the technical reequipment and reconstruction of rail production. In: *Sb. dokladov po materialam yubileinoi rel'sovoi komissii* [Collected papers on the material of the jubilee rail commission]. Novokuznetsk: OAO "Novokuznetskii poligrafkombinat", 2002, pp. 7–10. (In Russ.).
8. Kozyrev N.A., Pavlov V.V., Godik L.A., Dement'ev V.P. *Zheleznodorozhnye rel'sy iz elektrostali* [Rails of electric steel]. Novokuznetsk: EvrazKholding, 2006, p. 387. (In Russ.).
9. Borts A.I., Shur E.A., Fedin V.M. Development perspectives of rail production in Russia. In: *Sb. nauchn. tr. "Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel'sov i rel'sovykh skreplenii" (po materialam zasedaniya nekommercheskogo partnerstva "Rel'sovaya komissiya")* [Collected scientific papers: Improvement of the quality and service conditions of rails and rail brace (according to the materials of the session of non-commercial partnership "Rail commission")]. Ekaterinburg: OAO "UIM", 2011, pp. 94–103. (In Russ.).
10. Norbert Frank. Innovative directions in the development of rail products. In. *Sb. nauchn. tr. "Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel'sov i rel'sovykh skreplenii" (po materialam zasedaniya nekommercheskogo partnerstva "Rel'sovaya komissiya")*

[Collected scientific papers: Improvement of the quality and service conditions of rails and rail brace (according to the materials of the session of non-commercial partnership “Rail commission”)]. St. Petersburg: OAO “UIM”, 2014, pp. 121–125. (In Russ.).

11. Shur E.A., Konyukhov A.D. Influence of residual stresses in hardened rails on the origin and distribution of fatigue cracks at static curve. In: *Sb. Trudy TsNII MPS.* [Collected papers of CSRI MCL]. Issue 491. Moscow: Transport, 1973, pp. 29–37. (In Russ.).

12. Borts A.I. Research of innovative rail production and perspectives of its further development. In: *Sb. nauchn. tr. “Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel’sov i rel’sovykh skreplenii” (po materialam zasedaniya nekommercheskogo partnerstva “Rel’sovaya komissiya”)* [Collected scientific papers: Improvement of the quality and service conditions of rails and rail brace (according to the materials of the session of non-commercial partnership “Rail commission”)]. St. Petersburg: OAO “UIM”, 2014, pp. 107–121. (In Russ.).

13. Luty W. *Chtodziwa hartownicze*. Warszawa, 1986. (Russ.ed.: Luty W. *Zakalochnye sredy: Sprav. izd*. Trans. from Polish. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1990, 192 p.) (In Pol.).

14. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Korneva L.V., Syusyukin A.Yu. *Perspektivnye tekhnologii teplovoi i termicheskoi obrabotki v proizvodstve rel’sov* [Perspective technologies of heat and thermal treatment in rail production]. Moscow: Teplotekhnik, 2007, 280 p. (In Russ.).

15. Pavlov V.V. Choice of technological parameters of rail thermal treatment. In: *Sb. nauchn. tr. “Uluchshenie kachestva i uslovii ekspluatatsii rel’sov i rel’sovykh skreplenii” (po materialam zasedaniya nekommercheskogo partnerstva “Rel’sovaya komissiya”)* [Collected scientific papers: Improvement of the quality and service conditions of rails and rail brace (according to the materials of the session of non-commercial partnership “Rail commission”)]. Ekaterinburg: OAO “UIM”, 2008, pp. 112–135. (In Russ.).

16. Polyakov V.V., Velikanov A.V. *Osnovy tekhnologii proizvodstva zheleznodorozhnykh rel’sov* [Basis of rail production technologies]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 416 p. (In Russ.).

17. Korneva L.V., Yunin G.N., Kozyrev N.A., Atkonova O.P., Polevoi E.V. Comparative analysis of rail product quality indexes of JSC “Novokuznetsk Metallurgical Plant” and foreign manufacturers. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 12, pp. 38–42. (In Russ.).

18. Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Syreishchikova V.I. Research of rail structure with different durability to the formation of contact-fatigue defects. In: *Sb. nauchn. tr. “Vliyanie svoistv metallicheskoi matritsy na ekspluatatsionnuyu stoikost’ rel’sov”* [Collected scientific papers: Influence of the metal matrix properties on rail service durability]. Ekaterinburg: OAO “UIM”, 2006, pp. 64–81. (In Russ.).

19. Shur E.A. Influence of structure on rail service durability. In: *Sb. nauchn. tr. “Vliyanie svoistv metallicheskoi matritsy na ekspluatatsionnuyu stoikost’ rel’sov”* [Collected scientific papers: Influence of the metal matrix properties on rail service durability]. Ekaterinburg: OAO “UIM”, 2006, pp. 37–64. (In Russ.).

20. Borts A.I., Shur E.A., Reikhart V.A., Bazanov Yu.A. Test results of rails, subjected to the differentiated hardening from rolling heat, influence of the peculiarities of production techniques on their characteristics. *Promyshlennyi transport XXI vek*. 2009, no. 4, pp. 32–36. (In Russ.).

Information about the authors:

E.V. Polevoi**,** *Head of the Bureau of Physical Metallurgy and Thermal Treatment of the Technical Department of Rail Area*
(Egor.Polevoj@evraz.com)
G.N. Yunin**,** *Deputy of the Managing Director on the Technology of Rail Rolling* (Gennady.Yunin@evraz.com)
M.V. Temlyantsev**,** *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice-Rector for Research and Innovations* (uchebn_otdel@sibsiu.ru)

Received 5 May, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 715 – 719.
© 2016. *Рубин Г.Ш., Чукин М.В., Гун Г.С., Полякова М.А.*

УДК 669.046:691.8.001.5

ФУНКЦИОНАЛЬНО-ЦЕЛЕВОЙ АНАЛИЗ КАК МЕТОД СТРУКТУРИРОВАНИЯ СВОЙСТВ И ФУНКЦИЙ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ*

Рубин Г.Ш., *к.т.н., доцент кафедры Технологий, сертификации и сервиса автомобилей* (rubingsh@gmail.com)
Чукин М.В., *д.т.н., профессор, первый проректор – проректор по научной и инновационной работе* (m.chukin@mail.ru)
Гун Г.С., *д.т.н., профессор кафедры Технологий обработки материалов* (mgtu@magtu.ru)
Полякова М.А., *к.т.н., доцент кафедры Технологий обработки материалов* (m.polyakova-64@mail.ru)

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

Аннотация. Проведен анализ одного из основных понятий квалиметрии – свойство изделия. Приведена классификация свойств изделий. Обоснована возможность описания структуры свойств оцениваемого объекта с точки зрения определения функций разного уровня. Проведен анализ свойств метизных изделий, на основании которого предлагается определение понятия «функция». На основании функционального принципа анализа свойств изделия введено понятие «потребительская фаза изделия». Предложено ввести конструктивное определение качества метизов как степень выполнения трех функций изделия – транспортной, монтажной и эксплуатационной. Совокупность методов анализа качества метизов на основе исследования функций изделия на протяжении его потребительской фазы и составляет сущность функционально-целевого анализа. На основании этого подхода усовершенствован алгоритм комплексной количественной оценки качества. Разработанный подход отличается конкретизацией стадии жизненного цикла, многоуровневой структурой исследуемых функций, рассмотрением одного материального тела как системы свойств, проявляющихся по-разному, в зависимости от целей применения изделия. Это позволяет позиционировать функционально-целевой анализ как оригинальный метод изучения структуры функций и свойств металлоизделия.

Ключевые слова: металлическое изделие, функция изделия, структура свойств изделия, потребительская фаза изделия, качество металлоизделия, комплексная оценка качества изделия, функционально-целевой анализ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-715-719

Одним из важнейших методических приемов в квалиметрии – представление интегрального свойства объекта оценивания (материального объекта или процесса) в виде дерева свойств [1 – 3]. Такое представление структуры качества решает две задачи. Во-первых, выявляется уровень единичных, элементарных свойств, имеющих количественный измеритель и потому оцениваемых в виде безразмерной величины из определенного диапазона. Как правило, это диапазон от нуля до единицы. Во-вторых, группировка свойств на одном уровне позволяет сравнить их по значимости, определить их весовые коэффициенты.

В монографии [1] в качестве одной из наиболее обоснованных приводится классификация свойств изделий по группам свойств, например, целевое назначение, структура, механические свойства, технологические свойства, ремонтопригодность, надежность, безотказность в работе, уровень стандартизации и унификации, уровень патентной чистоты и др. С учетом ряда замечаний эта классификация признается универсальной и пригодной для оценки качества всех изделий.

В современных работах по оценке качества метизов и процессов их производства использовались достаточно разнообразные подходы. Среди них преобладал принцип группировки, основанный на физической природе свойств: геометрические параметры, физико-механические свойства и организационно-экономические свойства [2 – 4]. Однако существенная генетическая и функциональная разнородность свойств, относимых упомянутыми классификациями в одну группу, снижают достоверность определенных весомостей и формул свертки оценок и, таким образом, адекватность комплексной оценки качества. Поэтому применяемые в квалиметрии методы структурирования представляются малоэффективными для разработки универсальных эффективных подходов к разработке структуры качества метизов.

Достаточно подробно анализом функций изделия занимается функционально-стоимостной анализ (ФСА) – метод технико-экономического исследования систем, направленный на оптимизацию соотношения между их

* Работа выполнена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (Договор № 02.G25.31.0178), а также в соответствии с госзаданием Министерства образования и науки Российской Федерации Магнитогорскому государственному техническому университету им. Г.И. Носова (проект 11.1525.2014).

потребительскими свойствами (функциями, еще воспринимаемыми как качество) и затратами на достижения этих свойств [5]. ФСА предполагает рассмотрение не объекта, а функции, которую он реализует. Объектом ФСА могут быть изделия, технологии, производственные, организационные и информационные структуры, а также отдельные их элементы или группы элементов. Задача ФСА – достижение функциональности объекта минимальными затратами в интересах как производителя, так и потребителя. Среди этих положений представляет интерес рассмотрение объекта не через его материальную реализацию, а только с точки зрения выполняемых функций.

Проблема структурирования изучаемого объекта исследуется в теории сложных многоуровневых иерархических систем (СМИС) [6]. В этой теории под сложной системой понимается объект, образованный из функционально разнотипных систем, являющихся подсистемами исследуемой сложной, т.е. одним из признаков выделения подсистемы является ее функция.

Таким образом, в целом ряде теорий, изучающих объекты – изделия, устройства, технологические процессы и пр., с позиций системного подхода для структурирования систем используется принцип анализа их элементов и подсистем, с точки зрения функций этих частей системы [7, 8]. При этом единого, достаточно четкого определения понятия функции изделия в упомянутых выше теориях не применяется.

Обзор теорий и методов, смежных с квалиметрией, показывает, что преобладающим подходом к исследованию качества объекта, которым может быть и материальное изделие, и процесс, является функциональный подход [9 – 11]. В этом случае объект и его составляющие исследуются с точки зрения выполняемой им функции, что соответствует одному из основных положений квалиметрии [1]: качество – это степень удовлетворения требований (возможно только ожиданий) потребителя.

Таким образом, для раскрытия структуры качества исследуемого объекта необходимо понимать, зачем он нужен потребителю, т.е. какую функцию должен выполнять. Для дальнейшего эффективного исследования необходимо, прежде всего, как можно точнее определить само понятие «функция изделия».

Функция изделия – это действие или технический эффект, ожидаемые, приписываемые или выполняемые изделием. Таким образом, функция как понятие, связана не только с действием, но и препятствием действию, предотвращением действия – перемещения. Следует понимать действие более широко, не наполняя это понятие некой физической активностью, движением.

Для метизных изделий такой подход реализуется следующим образом. Крепежные изделия – болты, винты, шурупы – предназначены для исключения перемещения одних деталей механизмов относительно других. Так, подъемные канаты обеспечивают перемещение грузов, передавая движение от приводных механизмов к грузам. Вантовые канаты – напротив, обеспечивают неподвижность конструкций. Таким образом, по крайней мере, для технических материальных объектов целесообразно сформулировать понятие функции следующим образом: функция – это передача действия, т.е. обеспечение взаимодействия или предотвращение взаимодействия.

Данное определение понятия «Функция» позволяет конкретизировать понятие «Свойство». Свойство – неотъемлемая особенность объекта, присущая ему независимо от взаимодействия с другими объектами. С точки зрения функционального подхода свойство – способность обеспечивать некоторую функцию, т.е. способность передавать взаимодействие или препятствовать его передаче.

Прежде чем дальше исследовать функциональный принцип анализа свойств изделия, следует определить период времени, в течение которого рассматривается оцениваемое изделие. При этом согласно общепринятому определению «жизненный цикл изделия» (ЖЦИ) в соответствии со стандартом ISO 9004-1 – это совокупность процессов, выполняемых от момента выявления потребностей общества в определенной продукции до момента удовлетворения этих потребностей и утилизации продукта. Таким образом, жизненный цикл – весь временной период, когда вообще существует понятие данного изделия.

Для целей данного исследования необходимо рассматривать промежуток времени, начинающийся с приобретением изделия всех характерных для него свойств. Это происходит в момент завершения изготовления и упаковки, т.е. в момент, когда прекращается активное воздействие на продукт с целью изменения его свойств. Окончанием временного отрезка оценивания целесообразно считать момент достижения состояния, когда в результате износа невозможна эксплуатация изделия в соответствии с его назначением, т.е. изделие бесполезно для потребителя. Этот период времени можно считать потребительской фазой изделия. Иными словами, потребительская фаза – это промежуток времени, начинающийся с обретением изделия всех характерных для него свойств и заканчивающийся моментом достижения состояния, когда в результате износа невозможна эксплуатация изделия в соответствии с его назначением [12, 13].

Полезная функция изделия неоднородна и включает несколько стадий (этапов) жизненного цикла изделия. Выделим эти стадии, придерживаясь используемого функционального принципа. В соответствии с этим первой стадией является транспортировка изделия к месту потребления. Это определяет, в частности, требования к упаковке, защите от окружающей среды, габаритам контейнера, бунта или другой погрузочной единицы. Таким образом, первая стадия потребительской фазы – транспортная. Следующая фаза – приведе-

ние изделия в рабочее состояние: завинчивание болтов, винтов, гаек, навеска каната, установка сетки в рабочее устройство и т.д. Эту фазу целесообразно назвать монтажной. Она определяет требования к форме головки болта, граней гайки, механические требования по скручиванию и др. Третья стадия потребительской фазы – эксплуатационная. В этой стадии реализуются основные потребительские свойства изделия – прочность на разрыв крепежа, абразивная стойкость канатов в скважинах, дифференцирование вещества (сетка), упругие свойства метизов и др.

Теперь можно ввести конструктивное определение качества метизов. Качество – это степень выполнения трех функций изделия: транспортной, монтажной и эксплуатационной. Можно считать это определение конструктивным, так как указание конкретных функций определяет путь дальнейшего исследования структуры качества, т.е. свойств, обеспечивающих выполнение соответствующих функций. Следует отметить, что в отличие от ставшей классической древовидной структуры комплексного качества изделия при предложенном подходе возможна сетевая структура, поскольку одно и то же свойство может обеспечивать несколько функций. Эти же связи можно изобразить в виде матрицы, где строка соответствует функциям, столбцы – свойствам. Элементы матрицы, принимая значения единицы или нуля, фиксируют наличие или отсутствие связи между свойством и функцией. Возможно рассмотрение функций второго уровня, т.е. обеспечивающих выполнение трех рассмотренных выше. Кроме того, количество функций, на которые влияет данное свойство, предлагаем считать его важностью. Поэтому исчезает потребность определять количественную оценку важности – весомость. Она определяется самой структурой комплексного качества.

Совокупность методов анализа качества метизов на основе исследования функций изделия на протяжении его потребительской фазы и составляет сущность функционально-целевого анализа. В известных работах по комплексной оценке для получения последней наиболее часто использовалась функция свертки, впервые предложенная в работах Г.Ш. Рубина и Г.С. Гуна:

$$K_j^i = k_j^i d_j^i a_1 + d_j^i a_2, \qquad (1)$$

где K_j^i – j-я групповая оценка на i-м уровне; d_j^i – значение оценки доминирующих показателей на i-м уровне; k_j^i – значение оценки компенсируемых показателей на i-м уровне; a_1 – оценка вклада компенсируемых показателей в комплексную оценку на i-м уровне; a_2 – оценка вклада доминирующих показателей в комплексную оценку на i-м уровне; $a_1 + a_2 = 1$.

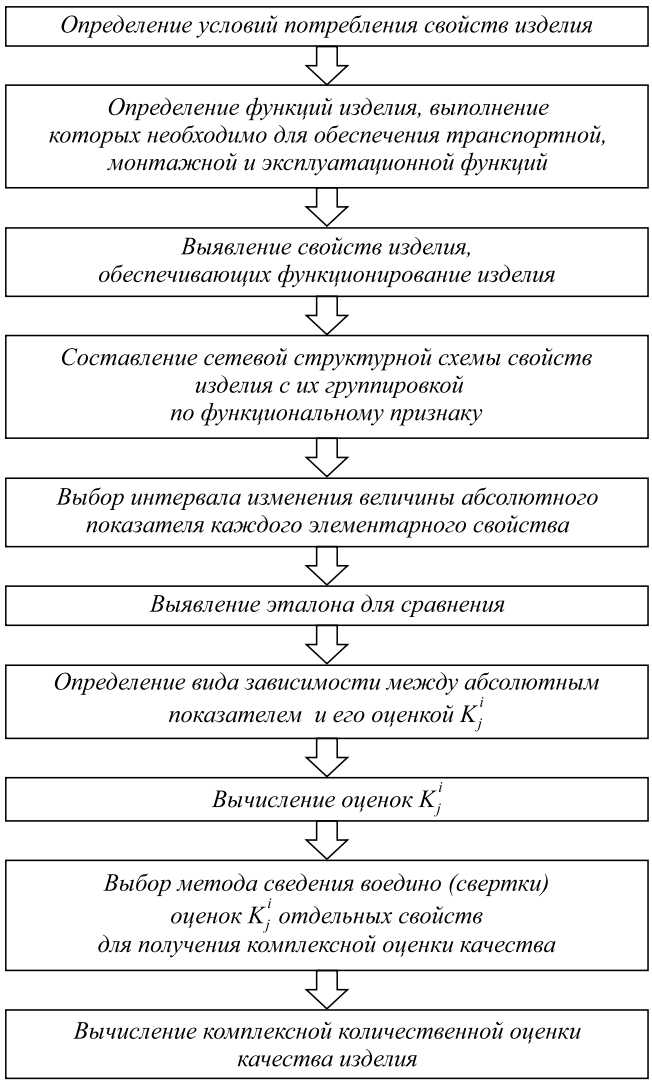
Выражение (1) основывалось на логической формуле, обоснованной в логике оценок для формирования комплексной оценки:

$$K_j^i = k_j^i \,\&\, d_j^i \vee d_j^i. \qquad (2)$$

Внутренняя структура такой функции свертки обеспечивает выполнение граничного условия равенства нулю комплексной оценки при нулевом значении любого из доминирующих показателей и обеспечивает снижение комплексной оценки при равенстве нулю компенсируемого показателя. Степень влияния отдельных факторов (параметров) на комплексную оценку определяется их весом и статусом (компенсируемые и доминирующие свойства (параметры)).

Таким образом, алгоритм комплексной оценки несколько трансформируется, его можно представить в виде последовательно выполняемых действий (см. рисунок).

В заключении отметим, что исследованием связи функций и свойств изделия занимается и метод QFD. Однако от этого и других методов функционального анализа метод ФЦА отличается конкретизацией стадии



Алгоритм комплексной количественной оценки качества

Algorithm of a complex quantitative assessment of quality

жизненного цикла, многоуровневой структурой исследуемых функций, рассмотрением одного материального тела как системы свойств, проявляющихся по-разному, в зависимости от целей применения изделия, что и позволяет позиционировать ФЦА как оригинальный метод изучения структуры функций и свойств металлоизделия. Это доказывает успешный опыт использования метода [14, 15].

Выводы. Проблемы комплексной оценки качества на научном уровне решаются в квалиметрии. Несмотря на достаточно длительную историю квалиметрии как науки о комплексной количественной оценке качества, остаются нерешенными многие проблемы структурирования качества, свертки оценок и др. Особенностью функционально-целевого анализа является возможность установления взаимосвязи между потребительскими функциями и свойствами изделия. С этой точки зрения довольно перспективно применение предлагаемого метода целевого анализа для установления требований к продукции в процессе разработки нормативных документов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Азгальдов Г.Г., Райхман Э.П. О квалиметрии. – М.: Стандарты, 1972. – 172 с.
2. Рубин Г.Ш., Гун Г.С. Логические законы оценки качества продукции. Магнитогорск, 1981. 23 с. Деп. в ВИНИТИ 19.09.1981, № 4105-81 В.
3. Гун Г.С. Управление качеством высокоточных профилей. – М.: Металлургия, 1984. – 152 с.
4. Азгальдов Г.Г. Потребительская стоимость и ее измерение. – М.: Экономика, 1971. – 167 с.
5. Бухман И.В. Функционально-стоимостной анализ – теория и практика проведения. Обзор. – Рига: ЛатНИИНТИ, 1982. – 265 с.
6. Опарина Е.Л. Формирование рациональной структуры сложных многоуровневых иерархических систем // Наукові праці. Серія Комп'ютерні технології, системний анализ, модюлювання. 2007. Вип. 55. С. 36 – 41.
7. Голубчик Э.М. Адаптивное управление качеством металлопродукции // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1. С. 63 – 69.
8. Кудрин Б.И. Концепция стандартизации и теория ценозов // Стандарты и качество. 2008. № 5. С. 32 – 36.
9. О'Коннор, Макдермотт И. Искусство системного мышления: необходимые знания о системах и творческом подходе к решению проблем. – М.: Альпина Бизнес Букс, 2006. – 256 с.
10. Волкова В.Н., Денисов А.А. Основы теории систем и системного анализа. – СПб.: изд. СПбГТУ, 1997. – 510 с.
11. Полякова М.А., Данилова Ю.В., Голубчик Э.М. Сравнительный анализ существующих методов оценки качества металлопродукции. Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2015): Сборник трудов международной научно-технической конференции. СПб.: изд. Политех. ун-та. 2015. С. 1447 – 1457.
12. Рубин Г.Ш., Полякова М.А. Развитие научных основ стандартизации // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1. С. 97 – 102.
13. Полякова М.А., Рубин Г.Ш. Современное направление развития стандартизации как науки // Черные металлы. 2014. № 6. С. 32 – 37.
14. Рубин Г.Ш. Функционально-целевой анализ качества изделий // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2011. № 2 (34). С. 29, 30.
15. Рубин Г.Ш., Полякова М.А. Использование функционально-целевого анализа для развития научных основ стандартизации // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1. С. 97 – 102.

Поступила 8 апреля 2014 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 715–719.

FUNCTION-TARGET ANALYSIS AS THE METHOD OF PROPERTIES AND FUNCTIONS STRUCTURING OF METALWARE

G.Sh. Rubin, M.V. Chukin, G.S. Gun, M.A. Polyakova

Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov

Abstract. The paper is devoted to the analysis of one of the main concepts of quality metering – item properties. The authors give the classification of item properties, as well as, provide the possibility to describe the property structure of the estimated object from the point of view of the definition of the functions of different levels. The analysis of the properties of hardware items have been carried out. On the basis of this analysis it has been offered to define the notion «function». The notion «item consuming phase» has been introduced on the basis of functional analysis concept of item properties. It has been offered to introduce the constructive definition of hardware quality as a degree of item performance – a transport one, as well as, assembly and service ones. The system of analysis methods of hardware quality on the basis of the item function research over a period of its consumer phase is the essence of functional analysis. On the basis of this approach the algorithm of complex quantitative quality assessment has been approved. The developed approach differs with the concretization of the life-cycle stage, multilevel structure of the researched functions, as well as, the examination of one material body as the system of properties, revealed themselves in different ways, in dependence on target status condition. It allows positioning the function-target analysis as the original method of studying function and property structures of metalware.

Keywords: metalware, ware function, ware property structure, item consuming phase, metalware quality, complex assessment of ware quality, function-target analysis.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-715-719

REFERENCES

1. Azgal'dov G.G., Raikhman E.P. *O kvalimetrii* [On qualimetry]. Moscow: Standarty, 1972, 172 p. (In Russ.).
2. Rubin G.Sh., Gun G.S. *Logicheskie zakony otsenki kachestva produktsii* [Logic laws of product quality assessment]. Magnitogorsk, 1981, 23 p. Dep. VINITI, no. 19.09.1981, no. 4105-81 V.
3. Gun G.S. *Upravlenie kachestvom vysokotochnykh profilei* [Quality management of high-precision shapes]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 152 p. (In Russ.).
4. Azgal'dov G.G. *Potrebitel'skaya stoimost' i ee izmerenie* [Consuming value and its measuring]. Moscow: Ekonomika, 1971, 167 p. (In Russ.).

5. Bukhman I.V. *Funktsional'no-stoimostnoi analiz – teoriya i praktika provedeniya. Obzor* [Function-cost analysis – theory and practice of implementation. Review]. Riga: LatNIINTI, 1982, 265 p. (In Russ.).

6. Oparina E.L. Formation of a rational structure of complex multilayer hierarchical system. *Naukovi pratsi. Seriya Komp'yuterni tekhnologii, sistemnii analiz, modyulovannya*. 2007, vol. 55, pp. 36–41. (In Russ.).

7. Golubchik E.M. Metalware adaptive quality management. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2014, no. 1, pp. 63–69. (In Russ.).

8. Kudrin B.I. Standardization concept and the theory of qualification. *Standarty i kachestvo*. 2008, no. 5, pp. 32–36. (In Russ.).

9. O'Connor Joseph, McDermott Ian. *The Art of Systems Thinking: Essential Skills for Creativity and Problem Solving*. Thorsons, 1997, 265 p. (Russ.ed.: O'Connor J., McDermott I. *Iskusstvo sistemnogo myshleniya: neobkhodimye znaniya o sistemakh i tvorcheskom podkhode k resheniyu problem*. Moscow: Al'pina Biznes Buks, 2006, 256 p.)

10. Volkova V.N., Denisov A.A. *Osnovy teorii sistem i sistemnogo analiza* [Basics of systems theory and systems analysis]. St. Petersburg: SPbGTU, 1997, 510 p. (In Russ.).

11. Polyakova M.A., Danilova Yu.V., Golubchik E.M. In: *Sovremennye metallicheskie materialy i tekhnologii (SMMT'2015): Sbornik trudov mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Modern metal materials and technologies (CMMT'2015): Collected papers of the International Sci. and Tech. Conf.]. St. Petersburg: izd. Politekh. un-ta. 2015, pp. 1447–1457. (In Russ.).

12. Rubin G.Sh., Polyakova M.A. Development of standardization scientific basics. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2014, no. 1, pp. 97–102. (In Russ.).

13. Polyakova M.A., Rubin G.Sh. Modern line of standardization development as a science. *Chernye metally*. 2014, no. 6, pp. 32–37. (In Russ.).

14. Rubin G.Sh. Function-target analysis of ware quality. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2011, no. 2 (34), pp. 29–30. (In Russ.).

15. Rubin G.Sh., Polyakova M.A. Usage of the function-target analysis for the development of standardization scientific basics. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2014, no. 1, pp. 97–102. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in the frameworks of the realization of complex project on the creation of high-technology production with the participation of the higher educational institution (Agreement no.02.G25.31.0178), as well as, in compliance with the state task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation to Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov (project 11.1525.2014).

Information about the authors:

G.Sh. Rubin, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Technologies, Certification and Car Service"* (rubingsh@gmail.com)

M.V. Chukin, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, First Vice-Rector - Vice Rector for Research and Innovation, Head of the Chair "Materials Processing Technologies"* (m.chukin@mail.ru)

G.S. Gun, *Dr. Sci. (Eng), Professor of the Chair "Materials Processing Technologies"* (mgtu@magtu.ru)

M.A. Polyakova, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials Processing Technologies"* (m.polyakova-64@mail.ru)

Received April 8, 2014

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 720 – 726.
© 2016. *Пилипенко С.С., Байгузин М.Р., Потапенков А.П.*

УДК 669.02./09:62-82

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРАВЛИЧЕСКОГО РЕДУКТОРНО-МУЛЬТИПЛИКАТОРНОГО ПРИВОДА С БЛОЧНЫМИ ДОЗАТОРАМИ

Пилипенко С.С., *к.т.н., доцент кафедры «Технологические машины и оборудование»* (pilipenko@norvuz.ru)
Байгузин М.Р., *ассистент кафедры «Технологические машины и оборудование»*
Потапенков А.П., *д.т.н., профессор кафедры «Технологические машины и оборудование»*

Норильский индустриальный институт
(663310, Россия, г. Норильск, Красноярский край, ул. 50 лет Октября, 7)

Аннотация. В настоящее время в машиностроении и металлургии широкое применение находит простой насосный привод с насосами постоянной подачи. Для повышения эксплуатационных показателей его выполняют редукторно-мультипликаторным. Такой привод имеет равномерную загрузку насосов, меньшее рабочее давление насосов и как результат меньшую установочную мощность приводных двигателей. В случае использования двухцилиндровых приводов необходимо обеспечивать синхронизацию работы двух цилиндров силового блока. Указанный эффект можно получить, используя в схемах управления приводом блочные редукторы-мультипликаторы, которые при холостом ходе выполняют функции редуктора, а при рабочем ходе функции мультипликатора. Рассматриваются разработки двухскоростного и трехскоростного насосного редукторно-мультипликаторного привода с использованием блочных дозаторов, выполняющих функции гидравлического редуктора при холостом ходе и функции гидравлического мультипликатора при рабочем ходе.

Ключевые слова: гидравлический привод, насосы, редуктор, рабочий ход, холостой ход, рабочее давление.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-720-726

В ряду широко используемых гидроприводов машин, в том числе и металлургических, находится простой насосный привод, имеющий достаточно высокий (0,6 – 0,8) КПД, малые габариты, простое управление [1 – 5]. Существенным недостатком этого привода является довольно высокая установочная мощность насосов, которая не полностью используется на значительном интервале рабочего цикла. Для компенсации этого недостатка по возможности предусматривают кратковременную работу приводных электродвигателей насосов с перегрузкой, устанавливают насосы с несколькими ступенями давления и подачи, используют маховичный привод, снабжают привод мультипликатором и наполнительным баком.

Известно также, что эксплуатационные показатели простого насосного привода с насосами постоянной подачи можно повысить, сделав его редукторно-мультипликаторным [6, 7]. Такой привод имеет равномерную загрузку насосов, меньшее их рабочее давление и как результат, меньшую установочную мощность приводных двигателей. Указанный эффект имеет место как в одноцилиндровом [6], так и в двухцилиндровом [7] приводах. В первом случае при холостом ходе используется одинарный гидравлический редуктор, при рабочем ходе – одинарный мультипликатор. Во втором случае при холостом ходе используется простой сдвоенный редуктор, при рабочем ходе – простейший сдвоенный мультипликатор. Во втором случае дополнительно обеспечивается синхронизация работы двух силовых цилиндров силового блока.

Указанный эффект можно получить, используя в схемах управления приводом блочные редукторы-мультипликаторы (блочные дозаторы), которые при холостом ходе выполняют функции редуктора, при рабочем ходе – функции мультипликатора [8, 9]. Использование одного устройства вместо двух потребует меньших затрат на изготовление и при эксплуатации привода.

В одноцилиндровом приводе (рис. 1, *а*) используется одинарный блочный дозатор *4*, основу каждого составляют два соосно установленных цилиндра *9* и *10* с диаметрами плунжеров d и D ($d < D$) соответственно. При подаче жидкости в цилиндр *10* и вытеснении ее из цилиндра *9* дозатор работает как мультипликатор с коэффициентом мультипликации (усиления) $k_{\text{м}}$, равным

$$k_{\text{м}} = \frac{D^2}{d^2}. \qquad (1)$$

При подаче жидкости в цилиндр *9* с вытеснением ее из цилиндра *10* дозатор работает как редуктор с коэффициентом редукции $k_{\text{р}}$, равным

$$k_{\text{р}} = \frac{d^2}{D^2}. \qquad (2)$$

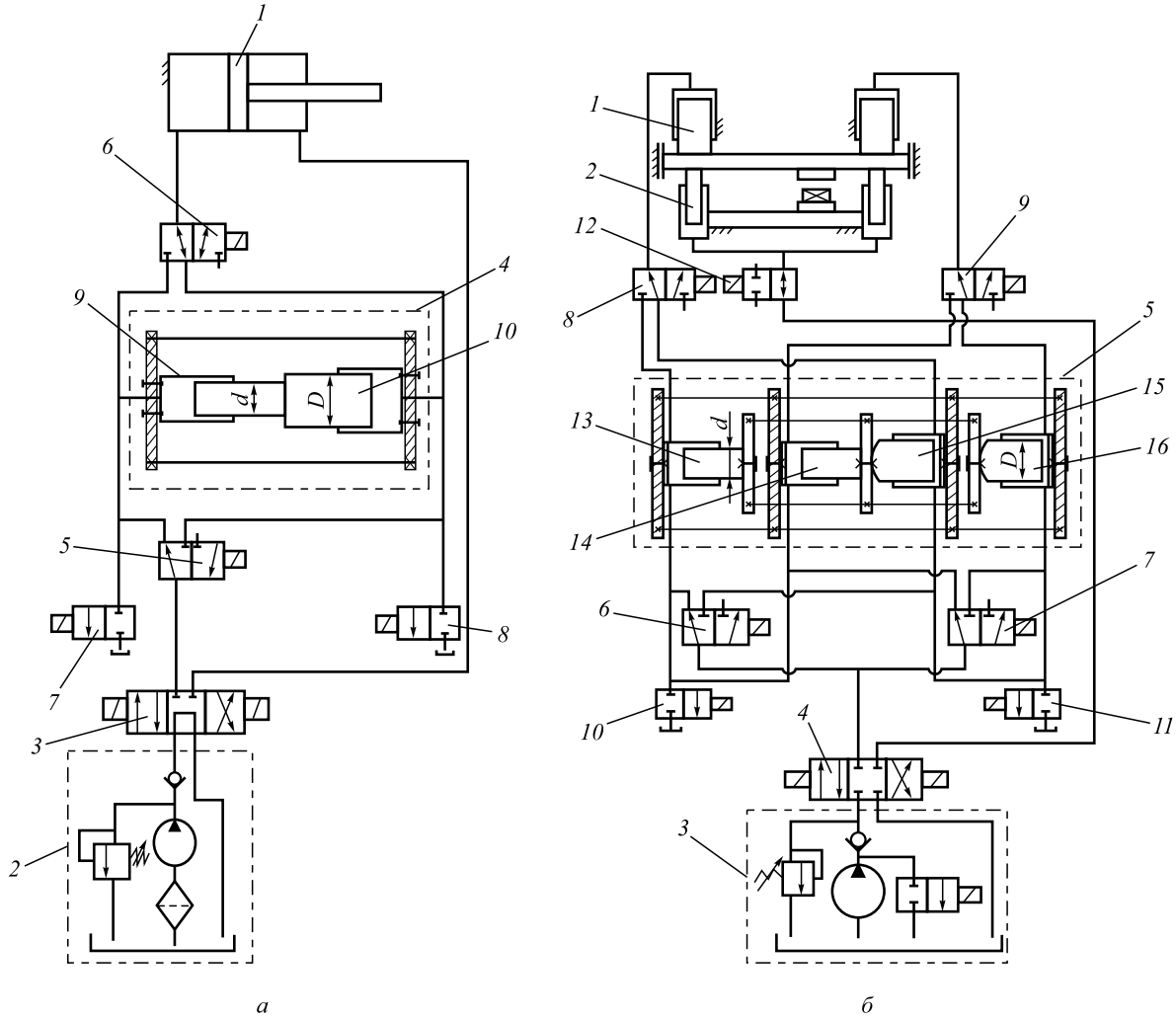


Рис. 1. Схемы трехскоростного (*а*) и двухскоростного (*б*) редукторно-мультипликаторных приводов с блочными редуктор-мультипликаторами (дозаторами)

Fig. 1. Schemes of three-speed (*a*) and two-speed (*б*) geared-multiplicatory drive with sectional gear-multipliers (metering device)

При этом в соответствии с соотношениями (1) и (2) коэффициенты $k_м$ и $k_р$ связаны зависимостью

$$k_м k_р = 1. \quad (3)$$

В двухцилиндровом приводе (рис. 1, *б*) используется сдвоенный блочный дозатор *5*, основу которого составляют четыре соосно установленных плунжерных цилиндра, два из которых *13* и *14* с диаметром плунжеров *d* и два *15* и *16* с диаметром *D* ($D > d$). Плунжеры всех цилиндров жестко связаны между собой, образуя блок подвижных элементов, все корпуса цилиндров образуют неподвижный блок. Если при работе входными являются цилиндры *13* и *14*, то дозатор работает как редуктор; если входными являются цилиндры *15* и *16*, то дозатор работает как мультипликатор. При этом справедливы зависимости (1) – (3).

Варианты схем с блочными дозаторами представлены на рис. 1 [8, 9]. В приводе с одноцилиндровым силовым блоком (рис. 1, *а*) используется силовой цилиндр *1*, насосная станция *2*, реверсивный золотник *3*, блочный дозатор *4*, два двухпозиционных трехходовых золотника *5* и *6* и два отсечных золотника *7* и *8*. Переключает привод с прямого хода на обратный реверсивный золотник. Схема обеспечивает трехскоростной режим работы привода при прямом ходе.

Первая ступень скорости $V_{нр}$ (редукторная) обеспечивается подачей жидкости от золотника *3* через золотник *5* в полость цилиндра *9* дозатора *4* с последующим вытеснением ее из полости цилиндра *10* через золотник *6* в поршневую полость силового цилиндра. При этом скорость $V_{нр}$ и давление $P_{нр}$, развиваемое насосом, будут определяться как

$$V_{нр} = \frac{V}{k_р} \text{ и } P_{нр} = \frac{P_х}{k_р}, \quad (4)$$

где $V = Q_н / F$ – скорость поршня при подаче жидкости в силовой цилиндр непосредственно от насоса; $Q_н$ – подача насоса; F – площадь поршня силового цилиндра;

$P_х = R_х / F$ – давление в силовом цилиндре при холостом ходе; $R_х$ – усилие холостого хода.

Вторая ступень скорости V (насосная) после переключения золотника *6* обеспечивается подачей жидкости через золотники *5* и *6* в поршневую полость силового цилиндра. При этом скорость V и давление $P_н$, развиваемое насосом, определяются из соотношений

$$V = \frac{Q_н}{F} \text{ и } P_н = \frac{P_р}{F}; \quad (5)$$

здесь $R_р$ – усилие рабочего хода на данном перемещении.

Зависимости (5) справедливы для простого насосного привода на всей величине прямого хода.

Третья ступень скорости $V_{нм}$ (мультипликаторная) обеспечивается подачей жидкости через золотник *5* (после его переключения) в полость цилиндра *10* дозатора с последующим вытеснением ее из полости цилиндра *9* через золотник *6* в поршневую полость силового цилиндра. При этом скорость $V_{нм}$ и максимальное давление $P_{нм}$, развиваемое насосом, находятся как

$$V_{нм} = \frac{V}{k_м} \text{ и } P_{нм} = \frac{P_{max}}{k_м}, \quad (6)$$

где $P_{max} = R_{max} / F$ – максимальное давление в силовом цилиндре при рабочем ходе; R_{max} – максимальное усилие рабочего хода.

Возврат подвижного блока дозатора в исходное положение происходит при обратном ходе поршня силового цилиндра. При этом жидкость от реверсивного золотника после его переключения подается в штоковую полость силового цилиндра *1* и вытесняется из поршневой полости в полость цилиндра *9* или *10* дозатора (зависит от конечной позиции блока плунжеров дозатора по отношению к исходной). Жидкость из противоположного дозатора сливается при этом через отсечный золотник *7* или *8* соответственно.

В приводе с двухцилиндровым блоком (рис. 1, *б*) используются два силовых цилиндра *1*, два возвратных *2*; насосная станция *3*, реверсивный золотник *4*, сдвоенный блочный дозатор *5*, четыре трехходовых трехпозиционных золотника *6*, *7*, *8* и *9*, три отсечных золотника *10*, *11* и *12*.

Привод с прямого хода на обратный переключает реверсивный золотник *4*. Схема обеспечивает двухскоростной режим работы при прямом ходе.

Первая ступень скорости $V_{нр}$ обеспечивается подачей жидкости от золотника *4* через золотники *6* и *7* в полости цилиндров дозатора *13* и *14*, соответственно, с последующим вытеснением ее из полостей цилиндров *15* и *16* в силовые цилиндры *1* раздельно через золотники *8* и *9*. При этом скорость $V_{нр}$ и давление $P_{нр}$ определяются зависимостями (4), в которых $V = Q_н / (2F)$ – скорость прямого хода при подаче жидкости от насосов непосредственно в силовые цилиндры; $P_х = R_х / (2F)$ – среднее давление в силовых цилиндрах при холостом ходе.

Вторая ступень скорости $V_{нм}$ обеспечивается подачей жидкости через золотники *6* и *7* (после их переключения) в полости цилиндров *15* и *16* дозатора с последующим вытеснением ее из полостей цилиндров *13* и *14*, раздельно через золотники *8* и *9* (также после их переключения) в силовые цилиндры. При этом параметры $V_{нм}$ и $P_{нм}$ будут определяться зависимостями (6), в которых $P_{max} = R_{max} / (2F)$ – среднее максимальное давление в силовых цилиндрах при рабочем ходе.

Возврат подвижных элементов дозатора в исходное положение осуществляется с использованием жидкости, сливаемой из силовых цилиндров при обратном ходе, когда жидкость от насоса через реверсивный золотник подается в возвратные цилиндры *2*. Взаимодействие элементов схемы в этом случае, как в трехскоростном приводе.

За основу при сравнительном анализе приводов принимаем установочную мощность насосов N и время прямого хода t. Эти параметры рассматриваемых редукторно-мультипликаторных приводов (N_2, t_2) сравниваем с параметрами простых насосных приводов (N_1, t_1). При расчете скорости прямого хода и давления насосов эффективный и объемный КПД приводов не учитываем исходя из того, что для простого насосного привода и рассматриваемых приводов они соизмеримы и потому не будут влиять на соотношение сравниваемых параметров.

На рис. 2 приведен примерный график нагрузки на поршень силового цилиндра при прямом ходе: $R = f(S)$, где S – ход поршня; $R_х$ и $S_х$ – усилие и величина холостого хода; $R_р$ и $S_р$ – усилие и величина рабочего хода; R_{max} и S_{max} – максимальные усилие и величина прямого хода поршня; R_0 – начальная нагрузка рабочего хода; $S_н$ – величина части рабочего хода, выполняемого на второй ступени скорости V. На этом же рисунке показаны совмещенные графики зависимости скорости поршня $V = f(S)$ и зависимости создаваемого насосом давления $P = f(S)$ для сравниваемых приводов.

В простом насосном приводе насосы, хотя и кратковременно, должны развивать максимальное давление в системе $P_{max} = R_{max} / F$ и должны обеспечивать перемещение поршней с заданной скоростью (в заданное время), что достигается выбором соответствующей подачи насосов $Q_н = FV$. Установочная мощность насосов при этом определяется как

$$N_1 = P_{max} Q_н = FVP_{max}. \quad (7)$$

Время t_1 прямого хода составит

$$t_1 = \frac{S_{max}}{V} = \frac{S_{max} F}{Q_н}. \quad (8)$$

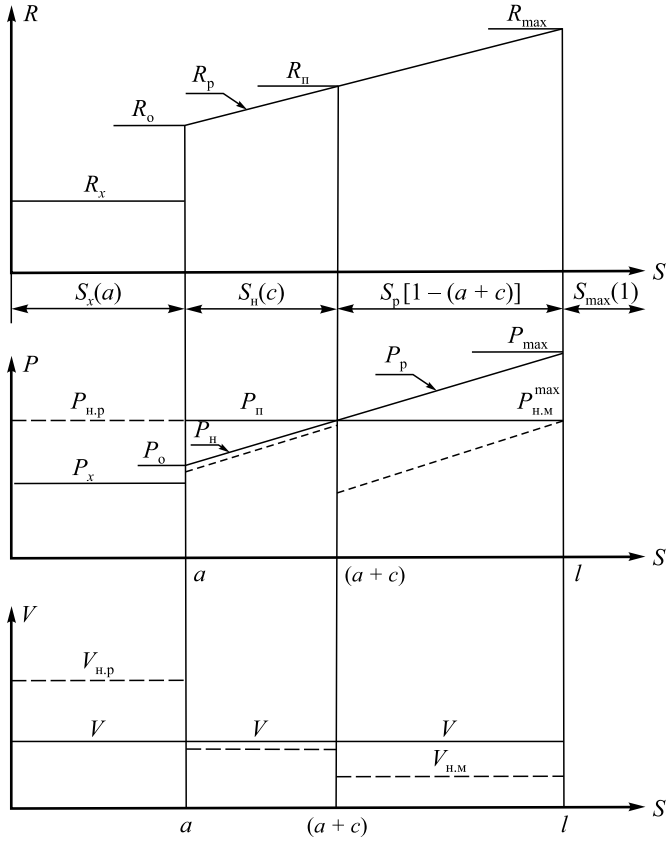


Рис. 2. Примерный график зависимостей $R = f(S)$; $P_н = f(S)$; $V = f(S)$

Fig. 2. Approximate diagram of dependences $R = f(S)$; $P_н = f(S)$; $V = f(S)$

Для универсальности результатов анализа введем параметры относительного перемещения и относительной нагрузки:

$$a = \frac{S_х}{S_{max}};\ c = \frac{S_н}{S_{max}};\ b_0 = \frac{P_0}{P_{max}};\ b = \frac{P_х}{P_{max}};\ b_н = \frac{P_н}{P_{max}}. \quad (9)$$

Силовые параметры двухскоростного привода устанавливаем из условия полного использования мощности насосов ($N_н$) при холостом ($N_х$) и рабочем ($N_р$) ходе, т.е. из равенства:

$$N_2 = Q_н P_{нр} = Q_н P_{нм} = Q_н P_н, \quad (10)$$

или с учетом зависимостей (4) и (6) и величины b – из соотношений (9):

$$bk_м - k_р = 0; \quad (11)$$

$$P_н = \frac{P_х}{\sqrt{b}} = P_{max}\sqrt{b} = \sqrt{P_х P_{max}}. \quad (12)$$

Решая уравнение (11) с учетом зависимости (3), находим

$$k_р = \sqrt{b};\ \ k_м = \frac{1}{\sqrt{b}}.$$

Из равенства (12) следует, что

$$b_н = \sqrt{b}. \quad (13)$$

В итоге мощность насосов этого привода составит

$$N_2 = P_{max} Q_н \sqrt{b} = \frac{P_х Q_н}{\sqrt{b}}. \quad (14)$$

С учетом зависимости (7) соотношение установочных мощностей (n) данного и простого насосного привода определится как

$$n = \frac{N_2}{N_1} = \sqrt{b}. \quad (15)$$

Для реальных значений имеем $b = 0{,}05 – 0{,}15$; $n = 0{,}22 – 0{,}39$, что свидетельствует о возможности значительного снижения установочной мощности данного привода.

Время прямого хода этого привода составит

$$t_2 = \frac{S_х}{V_{нр}} + \frac{S_р}{V_{нм}},$$

или с учетом зависимостей (4), (6) и (9) –

$$t_2 = \frac{S_{max}}{V\sqrt{b}} + [1 - a(a-b)]. \quad (16)$$

С учетом зависимости (8) соотношение m времени прямого хода сравниваемых приводов находится как

$$m = \frac{t_2}{t_1} = \frac{1 - a(a-\sqrt{b})}{\sqrt{b}}. \quad (17)$$

При равенстве $t_1 = t_2$, $m = 1$ и $a = \frac{1}{1+\sqrt{b}}$.

Для реальных значений имеем $b = 0{,}05 – 0{,}12$; $a = 0{,}82 – 0{,}72$, т.е. равенство времени срабатывания при прямом ходе можно получить только при больших величинах холостого хода.

Для выполнения условия $t_1 = t_2$ можно увеличить в рассматриваемом приводе подачу насосов в m раз по отношению к подаче насосов в простом приводе. В итоге возрастет установочная мощность (N_2) насосов в m раз, а соотношение мощностей возрастет с $n = \sqrt{b}$ до величины

$$n_m = m\sqrt{b} = 1 - a(a-b). \quad (18)$$

Для многих машин (например, двухходовых гидропрессов для прессования металлов) значение a может достигать 0,5. При этих условиях установочная мощность насосов за счет уменьшения создаваемого ими давления может значительно снизиться. Например, при $a = 0{,}5$ и $b = 0{,}1$ получаем $n_m = 0{,}55$, т.е. двухскорост-

ной редукторно-мультипликаторный привод с блочным дозатором (при данных условиях), обеспечивающий прямой ход за равное с простым насосным приводом время, будет иметь на 45 % меньше установочной мощности насосов. И поскольку снижение мощности обеспечивается снижением давления, создаваемого ими, в приводе можно использовать дешевые насосы среднего давления – шестеренчатые и пластинчатые.

Значительное снижение установочной мощности можно получить и при меньшей величине холостого хода. Например, при $b = 0{,}1$ и $a = 0{,}2$ снижение мощности составляет 18 %, а при $b = 0{,}1$ и $a = 0{,}3$ оно составит 27 %.

Силовые параметры трехскоростного привода определяем, как и для двухскоростного из условия (10) полного использования мощности насосов на всех трехскоростных режимах работы привода. Из этих условий следует равенство

$$\frac{P_{\text{х}}}{k_{\text{р}}} = \frac{P_{\max}}{k_{\text{м}}} = P_{\text{н}}, \qquad (20)$$

анализируя которое с условием (3), находим $k_{\text{р}} = \sqrt{b}$; $k_{\text{м}} = \dfrac{1}{\sqrt{b}}$ и $P_{\text{н}} = \sqrt{P_{\text{х}} P_{\max}}$. Время прямого хода в этом случае составит

$$t_2 = \frac{S_{\text{х}}}{V_{\text{нр}}} + \frac{S_{\text{н}}}{V} + \frac{S_{\text{р}}}{V_{\text{нм}}} = \frac{\left[1 - a(1-b) - c(1-\sqrt{b})\right] S_{\max}}{V\sqrt{b}}.$$

Установочная мощность N_2 насосов будет определяться зависимостью (14), а соотношение мощностей n – зависимостью (15).

Соотношение времени прямого хода при этом определяется как

$$m = \frac{t_2}{t_1} = \frac{1 - a(1-b) - c(1-\sqrt{b})}{\sqrt{b}}. \qquad (21)$$

При реальных значениях b имеет место значительное снижение установочной мощности. Соотношение времени прямого хода определяет прежде всего величина холостого хода (величина a) из условия $m = 1$

$$a = \frac{1-c}{1+\sqrt{b}}.$$

Для реальных значений $b = 0{,}05 – 0{,}15$ и возможных значений $c = 0{,}1 – 0{,}3$ равенство $t_1 = t_2$ можно получить при большой величине холостого хода ($a > 0{,}5$). Например, при $c = 0{,}2$ и $b = 0{,}1$ получим $a = 0{,}61$.

Для выполнения условия $t_1 = t_2$ можно увеличить подачу насосов в рассматриваемом приводе в m раз. При этом в m раз соответственно возрастет установочная мощность N_2 насосов с $n = \sqrt{b}$ до n_m:

$$n_m = nm = 1 - a(1-b) - c(1-\sqrt{b}). \qquad (22)$$

Сравнение выражений (18) и (22) показывает, что трехскоростной привод будет иметь меньшую установочную мощность. Разница составит $\Delta n = n_m - n = c(1 - \sqrt{b})$.

При реальных $b = 0{,}05 – 0{,}15$ разница Δn составит $(0{,}78 – 0{,}61)c$. Например, при $c = 0{,}2$ имеем $\Delta n = 0{,}156 – 0{,}122$, т.е. снижение мощности N_2 на 15,6 – 12,2 % больше.

Работа привода на второй (насосной) ступени скорости возможна при условии $P_{\text{н}} > P_0$, или при $\sqrt{P_{\text{х}} P_{\max}} > P_0$, где P_0 – начальное давление рабочего хода (рис. 2). Это усилие в относительных величинах запишется как $b_{\text{н}} > b_0$, или с учетом зависимости (13) $\sqrt{b} > b_0$. Для определения продолжительности этой ступени (величина c) необходимо знать зависимость рабочего давления от величины перемещения ($P = f(S)$).

Для примера рассмотрим случай линейной зависимости (рис. 2):

$$c = \frac{P_{\text{н}} - P_0}{P_{\max} - P_0}(1-a),$$

или с учетом соотношений (9) и (12)

$$c = \frac{\sqrt{b} - b_0}{1 - b_0}(1-a). \qquad (23)$$

При $b = b_0$ (или $P_0 = P_{\text{х}}$) имеем $c = \dfrac{\sqrt{b}}{1+\sqrt{b}}(1-a)$.

Преобразуя выражение (22) с учетом зависимости (23), получим

$$n_m = \frac{(1-\sqrt{b})\left[1 - a(1 - b_0\sqrt{b})\right] + b - b_0\sqrt{b}}{1 - b_0}. \qquad (24)$$

При $b_0 = b$

$$n_m = \frac{1 + b - a(1 - b\sqrt{b})}{1 + \sqrt{b}}. \qquad (25)$$

При $b = b_0$ результаты расчетов по зависимостям (24) и (25) одинаковы. Например, при $b_0 = b = 0{,}1$ и $a = 0{,}2$ имеем $n_m = 0{,}688$. Снижение установочной мощности составит 31,2 %.

Ориентируясь на рис. 2, рассмотрим несколько примеров при $P_{\max} = 30$ МПа. Результаты расчетов представлены в таблице.

Из таблицы видно, что эффективность трехскоростного привода всегда выше эффективности двухскоростного и она увеличивается с ростом относительной величины холостого хода (увеличивается параметр a), а также при уменьшении давления холостого хода (величина b) и начального давления рабочего хода (величина b_0). В обоих случаях обеспечивается значительное снижение давления, развиваемое насосами.

Расчетные параметры исследуемых приводов

Calculated parameters of the researched drives

Исходные данные			Расчетные параметры привода							
			трехскоростного				двухскоростного			
a	b	b_0	$k_р$	k_m	$P_н$, МПа	n_m	$k_р$	k_m	$P_н$, МПа	n_m
0,1	0,05	0,1	0,223	4,484	6,69	0,8090	0,223	4,484	6,69	0,905
0,1	0,10	0,2	0,316	3,164	9,48	0,8209	0,316	3,164	9,48	0,910
0,1	0,15	0,3	0,387	2,583	11,61	0,8460	0,387	2,583	11,61	0,915
0,2	0,05	0,1	0,223	4,484	6,69	0,7250	0,223	4,484	6,69	0,810
0,2	0,10	0,2	0,316	3,164	9,48	0,7408	0,316	3,164	9,48	0,820
0,2	0,15	0,3	0,387	2,583	11,61	0,7693	0,387	2,583	11,61	0,830
0,3	0,05	0,1	0,223	4,484	6,69	0,6370	0,223	4,484	6,69	0,715
0,3	0,10	0,2	0,316	3,164	9,48	0,6607	0,316	3,164	9,48	0,730
0,3	0,15	0,3	0,387	2,583	11,61	0,6919	0,387	2,583	11,61	0,745
0,5	0,05	0,1	0,223	4,484	6,69	0,4721	0,223	4,484	6,69	0,525
0,5	0,10	0,2	0,316	3,164	9,48	0,4765	0,316	3,164	9,48	0,550
0,5	0,15	0,3	0,387	2,583	11,61	0,5371	0,387	2,583	11,61	0,575

Выводы. Перевод простого насосного привода в разряд редукторно-мультипликаторного с использованием блочных дозаторов обеспечивает значительное снижение рабочего давления и установочной мощности насосов, что позволяет разрабатывать приводы на основе недорогих насосов среднего давления – шестеренных и пластинчатых. Особенно эффективно использование редукторно-мультипликаторного привода при относительно большом значении холостого хода и относительно низком его давлении, а также при плавном возрастании давления рабочего хода. Использование блочных дозаторов значительно снижает состав элементов привода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Добринский Н.С. Гидравлический привод прессов. – М.: Машиностроение, 1975. – 222 с.
2. Бочаров Ю.А., Прокофьев В.Н. Гидропривод кузнечно-прессовых машин: Учебное пособие для машиностр. вузов. – М.: Высшая школа, 1969. – 247 с.
3. Навроцкий К.Л. Теория и проектирование гидро- и пневмоприводов. – М.: Машиностроение, 1991. – 384 с.
4. Гидравлика, гидромашины и гидроприводы / Т.М. Башта, С.С. Руднев, Б.Б. Некрасов и др. – М.: Машиностроение, 1982. – 423 с.
5. Коваль П.В. Гидравлика и гидропривод горных машин. – М.: Недра, 1973. – 502 с.
6. Потапенков А.П., Пилипенко С.С., Серебренников Ю.Г., Степанов С.М., Сосновская Л.В. Разработка и исследование гидравлического редукторно-мультипликаторного привода металлургических машин // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 54 – 59.
7. Потапенков А.П., Пилипенко С.С., Степанов С.М., Евдокина О.П., Коробцова С.А. Разработка и исследование двухцилиндрового гидропривода металлургических машин // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 58 – 62.
8. Пат. 2206456 РФ. Гидравлический пресс / А.П. Потапенков, В.М. Чернобай, О.В. Миняков, заявл. 03.06.1999; опубл. 20.06.2003. Бюл. № 17.
9. Пат. 2258609 РФ. Гидравлический пресс / А.П. Потапенков, В.М. Чернобай, С.С. Пилипенко и др. заявл. 23.06.2003; опубл. 20.08.2005. Бюл. № 23.
10. Справочное пособие по гидравлике, гидромашинам и гидроприводам / Под общей ред. Б.Б. Некрасова. – 2-е изд., перераб. и доп. – Минск: Высшая школа, 1985. – 382 с.
11. Гидравлическое оборудование металлургических цехов / А.М. Иоффе, О.М. Кукушкин, Ф.А. Наумчук и др. – М.: Металлургия, 1989. – 248 с.
12. Гидро- и пневмопривод и его элементы. Рынок продукции: Каталог. – М.: Машиностроение, 1992. – 232 с.
13. Гидравлика, гидромашины и гидропривод: Учеб. пособие / Т.В. Артемьева, Т.М. Лысенко, А.М. Румянцева, С.П. Стесин. – М.: Академия, 2005. – 336 с.
14. Гидравлика и гидропривод: Учебник для вузов / В.Г. Гейер, В.С. Дулин, А.Г. Боруменский, А.Н. Заря. – М.: Недра, 1981. – 295 с.
15. Наземцев А.С., Рыбальченко Д.Е. Пневматические и гидравлические приводы и системы. Ч. 2. Гидравлические приводы и системы. Основы: Учеб. пособие. – М.: Форум, 2007. – 304 с.

Поступила 22 декабря 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 720–726.

DEVELOPMENT AND RESEARCH OF A HYDRAULIC GEARED-MULTIPLICATORY DRIVE WITH A SECTIONAL METERING CONTROL

S.S. Pilipenko, M.R. Baiguzin, A.P. Potapenkov

Norilsk Industrial Institute, Norilsk, Russia

Abstract. Nowadays a simple pumping drive with continuous-delivery pumps is widely used in machine building and metallurgy. To increase operating coefficient a geared-multiplicatory drive is served. Such a drive has a balanced load of pumps, less working pressure of pumps and as a result, less installed power of a driving engine. In case of use of two-cylinder drives it is necessary to provide work synchronization of two power block cylinders. The mentioned effect can be received while using in the drive control circuit the sectional gear units-multiplicators, which fulfill the functions of a reduction gear at an idle stroke, but at a working stroke – the functions of a multiplicator. In the article the authors also consider the developments of a double-speed and three-speed pumping geared-multiplicatory drives with the use of a sectional metering control, implementing the functions of a hydraulic gear unit at an idle stroke and the functions of a hydraulic multiplicator at a working stroke.

Keywords: hydraulic drive, pumps, gear unit, working stroke, idle stroke, operating pressure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-720-726

REFERENCES

1. Dobrinskii N.S. *Gidravlicheskii privod pressov* [Hydraulic drive of presses]. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 222 p. (In Russ.).

2. Bocharov Yu.A., Prokof'ev V.N. *Gidroprivod kuznechno-pressovykh mashin: uchebnoe posobie dlya mashinostr. vuzov* [Hydraulic drive of a compression-type machine: manual for machine-building universities]. Moscow: Vysshaya shkola, 1969, 247 p. (In Russ.).

3. Navrotskii K.L. *Teoriya i proektirovanie gidro- i pnevmoprivodov* [Theory and designing of hydraulic and pneumatic drives]. Moscow: Mashinostroenie, 1991, 384 p. (In Russ.).

4. Bashta T.M., Rudnev S.S., Nekrasov B.B. etc. *Gidravlika, gidromashiny i gidroprivody* [Hydraulics, hydraulic machines and hydraulic drives]. Moscow: Mashinostroenie, 1982, 423 p. (In Russ.).

5. Koval' P.V. *Gidravlika i gidroprivod gornykh mashin* [Hydraulics and hydraulic drives of mining machines]. Moscow: Nedra, 1973, 502 p. (In Russ.).

6. Potapenkov A.P., Pilipenko S.S., Serebrennikov Yu.G., Stepanov S.M., Sosnovskaya L.V. Development and research of hydraulic geared-multiplicatory drive of metallurgical machines. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 8, pp. 54–59. (In Russ.).

7. Potapenkov A.P., Pilipenko S.S., Stepanov S.M., Evdokina O.P., Korobtsova S.A. Development and research of double-cylinder hydraulic drive of metallurgical machines. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 2, pp. 58–62. (In Russ.).

8. Potapenkov A.P., Chernobai V.M., Minyakov O.V. *Gidravlicheskii press* [Hydraulic press]. Patent RF no. 2206456. *Byulleten' izobretenii*. 2003, no. 17. (In Russ.).

9. Potapenkov A.P., Chernobai V.M., Pilipenko S.S. *Gidravlicheskii press* [Hydraulic press]. Patent RF no. 2258609. *Byulleten' izobretenii*. 2003, no. 23. (In Russ.).

10. *Spravochnoe posobie po gidravlike, gidromashinam i gidroprivodam* [Reference book on hydraulics, hydraulic machines and drives]. Nekrasov B.B. ed. Minsk: Vysshaya shkola, 1985, 382 p. (In Russ.).

11. Ioffe A.M., Kukushkin O.M., Naumchuk F.A. etc. *Gidravlicheskoe oborudovanie metallurgicheskikh tsekhov* [Hydraulic equipment of metallurgical workshops]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 248 p. (In Russ.).

12. *Gidro- i pnevmoprivod i ego elementy. Rynok produktsii: Katalog* [Hydraulic and pneumatic drive and its elements. Product market: Catalogue]. Moscow: Mashinostroenie, 1992, 232 p. (In Russ.).

13. Artem'eva T.V., Lysenko T.M., Rumyantseva A.M., Stesin S.P. *Gidravlika, gidromashiny i gidroprivod: ucheb. posobie* [Hydraulics, hydraulic machines and hydraulic drives: Manual]. Moscow: Akademiya, 2005, 336 p. (In Russ.).

14. Geier V.G., Dulin V.S., Borumenskii A.G., Zarya A.N. *Gidravlika i gidroprivod: uchebnik dlya vuzov* [Hydraulics and hydraulic drives: Text-book for universities]. Moscow: Nedra, 1981, 295 p. (In Russ.).

15. Nazemtsev A.S., Rybal'chenko D.E. *Pnevmaticheskie i gidravlicheskie privody i sistemy. Ch. 2. Gidravlicheskie privody i sistemy. Osnovy: ucheb. posobie* [Pneumatic and hydraulic drives and systems. Part 2. Hydraulic drives and systems. Basics: Manual]. Moscow: Forum, 2007, 304 p. (In Russ.).

Information about the authors:

S.S. Pilipenko, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Processing Machinery and Equipment"* (pilipenko@norvuz.ru)

M.R. Baiguzin, *Assistant of the Chair "Processing Machinery and Equipment"*

A.P. Potapenkov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Processing Machinery and Equipment"*

Received December 22, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 727 – 734.
© 2016. *Козырев Н.А., Кибко Н.В., Уманский А.А., Титов Д.А., Никитин А.Г.*

УДК 621.791:624

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА НОВЫХ СОСТАВОВ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ C – Si – Mn – Cr – V – Mo ДЛЯ НАПЛАВКИ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ*

Козырев Н.А., *д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного и сварочного производства* (Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
Кибко Н.В., *к.т.н., ст. преподаватель кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства* (krivicheva_nv@mail.ru)
Уманский А.А., *к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов* (umanskii@bk.ru)
Титов Д.А., *аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства*
Никитин А.Г., *д.т.н., доцент, директор института машиностроения и транспорта* (nikitin1601@yandex.ru)

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

Аннотация. На основании результатов лабораторных исследований показано положительное влияние ввода в состав порошковой проволоки марки 25Х5ФМС для наплавки прокатных валков углеродфторсодержащей добавки и никеля. В частности, установлено, что использование углеродфторсодержащего материала взамен аморфного графита снижает загрязненность наплавленного слоя неметаллическими включениями, а введение в состав порошковой проволоки никеля измельчает зерно аустенита и обеспечивает образование мелкодисперсных карбидов, что способствует повышению термической стойкости наплавленного слоя. Получены данные о повышении твердости наплавленного слоя металла при увеличении углеродного эквивалента наплавочной порошковой проволоки марки 25Х5ФМС.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, прокатные валки, металлографические исследования, микроструктура, неметаллические включения, твердость, скорость истирания, остаточный аустенит.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-727-734

Повышение работоспособности прокатных валков электродуговой наплавкой является важнейшим резервом увеличения производства проката и экономии металла за счет продления срока службы валков. В отечественной металлургии накоплен значительный опыт по восстановлению наплавкой прокатных валков сортовых, трубных, заготовочных и листовых станов [1 – 5].

Рабочие валки станов горячей прокатки работают в условиях циклического термомеханического воздействия, основной причиной выхода валков из строя является образование на их поверхности трещин разгара и износ. Определяющим является образование глубоких трещин разгара, для удаления которых требуется большой съем активного слоя токарной обработкой перед каждой новой кампанией прокатки.

Для наплавки валков горячей прокатки традиционно применяются наплавочные материалы Нп-30ХГСА, Нп-35В9Х3СФ, Нп-25Х5ФМС, Нп-30Х4В2М2ФС [6 – 9]. При этом, поскольку ресурс этих наплавочных материалов на сегодняшний момент практически исчерпан, активно ведутся разработки новых составов порошковых проволок. В частности, на ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» и ЧНПКФ «РЕММАШ» совместно с металлургическими заводами Криворожский горно-металлургический комбинат «Криворожсталь», Донецкий металлургический комбинат им. Дзержинского и металлургический комбинат «Запорожсталь» выполнен комплекс работ, направленных на совершенствование наплавочных материалов, технологии и оборудования для наплавки прокатных валков [10]. Разработаны и внедрены в производство наплавочные порошковые проволоки шести новых составов на базе систем легирования C – Si – Mn – Cr – Mo – V – Ti и C – Si – Mn – Cr – W – Mo – – V – Ni. Применение порошковых проволок разработанных составов позволило увеличить износостойкость и трещиностойкость прокатных валков до двух раз по сравнению с традиционно используемыми наплавочными материалами.

В рамках развития направления по совершенствованию составов наплавочных материалов разработан новый состав порошковой проволоки на базе Нп-25Х5ФМС с использованием углеродфторсодержащего материала – пыли газоочистки производства алюминия [11 – 13].

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к.

При испытании, исследовании и измерении использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

Для проведения экспериментальных исследований в лабораторных условиях изготовлены образцы порошковой проволоки марки ПП-Нп-25Х5ФМС с использованием пыли газоочистки производства алюминия взамен аморфного углерода. Состав углеродфторсодержащего материала следующий: 21 – 46 % Al_2O_3; 18 – 27 % F; 8 – 15 % Na_2O; 0,4 – 6,0 % K_2O; 0,7 – 2,3 % CaO; 0,5 – 2,5 % SiO_2; 2,1 – 3,3 % Fe_2O_3; 12,5 – 30,2 % $C_{общ}$; 0,07 – 0,90 % MnO; 0,06 – 0,90 % MgO; 0,09 – 0,19 % S; 0,10 – 0,18 % P (по массе). Наплавку проводили на пластины из стали 09Г2С в шесть слоев.

В ходе проведения лабораторных исследований изготовлены две партии образцов. В шихту образцов первой партии (образцы *1 – 5*) вводили аморфный углерод, углеродфторсодержащую добавку и никель (см. таблицу). При изготовлении второй партии образцов (*6 – 10*) использовали аморфный графит, углеродфтосодержащую пыль и никель в количестве 0,50, 0,56 и 0,81 % (см. таблицу).

Измерение твердости исследуемых образцов выполняли по методу Роквелла в соответствии с требованиями ГОСТ 9013 – 59.

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлюоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Металлографические исследования микрошлифов осуществляли с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100 – 1000 после травления поверхности образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 при увеличении 100. Дисперсность мартенсита оценивали при сопоставлении структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233 – 56. Определение длины игл мартенсита осуществляли с помощью пакета прикладных программ для металлографических исследований Siams Photolab 700. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений проводили по ГОСТ 1778 – 70. Полированную поверхность изучали при увеличении 100 с помощью металлографического микроскопа ЛабоМет-1И.

С целью изучения свойств отдельных участков микроструктуры стали (в частности, мартенсита) использовали метод определения микротвердости структурных составляющих в соответствии с требованиями ГОСТ 9450 – 76. Исследования (определение твердости по Виккерсу) выполняли на цифровом микротвердомере модели HVS-1000 с автоматической поворотной головкой и цифровым отображением данных. Для каждого образца проводили десять измерений микротвердости мартенсита по следующей методике: в поверхность исследуемого образца под нагрузкой 1 Н вдавливали наконечник в форме четырехгранной алмазной пирамиды; после снятия нагрузки число твердости определяли в соответствии с длинами диагоналей полученного отпечатка. Расчет твердости по Виккерсу, отображение значения на экране компьютера и сохранение изображения с отпечатком выполнены автоматически с помощью CCD-камеры с соответствующим программным обеспечением анализа изображений.

Скорость истирания наплавленного слоя опытных образцов определяли путем проведения испытаний на износ на машине 2070 СМТ-1 со следующими параметрами: диапазон измерения частоты вращения вала нижнего образца (диапазон *A*) 75 – 750 мин$^{-1}$; диапазон измерения момента трения (диапазон *I*) 1 – 10 Н·м.

Химический состав образцов порошковой проволоки

Chemical composition of the samples of cored wire

Образец	Содержание, %									
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni	Al	V	Ti
1	0,15	1,59	1,67	0,18	0,35	1,11	0,16	0,032	0,35	0,006
2	0,20	1,33	2,16	0,17	3,52	1,51	0,13	0,04	0,36	0,020
3	0,24	0,93	2,11	0,15	3,18	1,31	0,21	0,054	0,46	0,021
4	0,31	1,19	2,13	0,20	3,50	1,34	0,32	0,064	0,47	0,022
5	0,24	0,92	1,93	0,22	3,00	1,85	0,38	0,034	0,43	0,014
6	0,14	0,39	1,88	0,10	3,05	1,04	0,10	0,014	0,13	0,005
7	0,09	0,29	1,62	0,10	2,95	0,95	0,10	0,011	0,10	0,003
8	0,09	0,28	1,63	0,10	3,23	1,08	0,50	0,011	0,17	0,003
9	0,09	0,33	1,74	0,10	3,15	1,06	0,56	0,011	0,12	0,002
10	0,08	0,35	1,70	0,10	2,99	1,07	0,81	0,007	0,11	0,002

Примечание. *1*, *6* – образцы с добавлением аморфного графита; *2*, *7* – образцы с добавлением углеродфторсодержащей пыли; *3 – 5* и *8 – 10* – образцы с добавлением углеродфторсодержащей пыли и никеля.

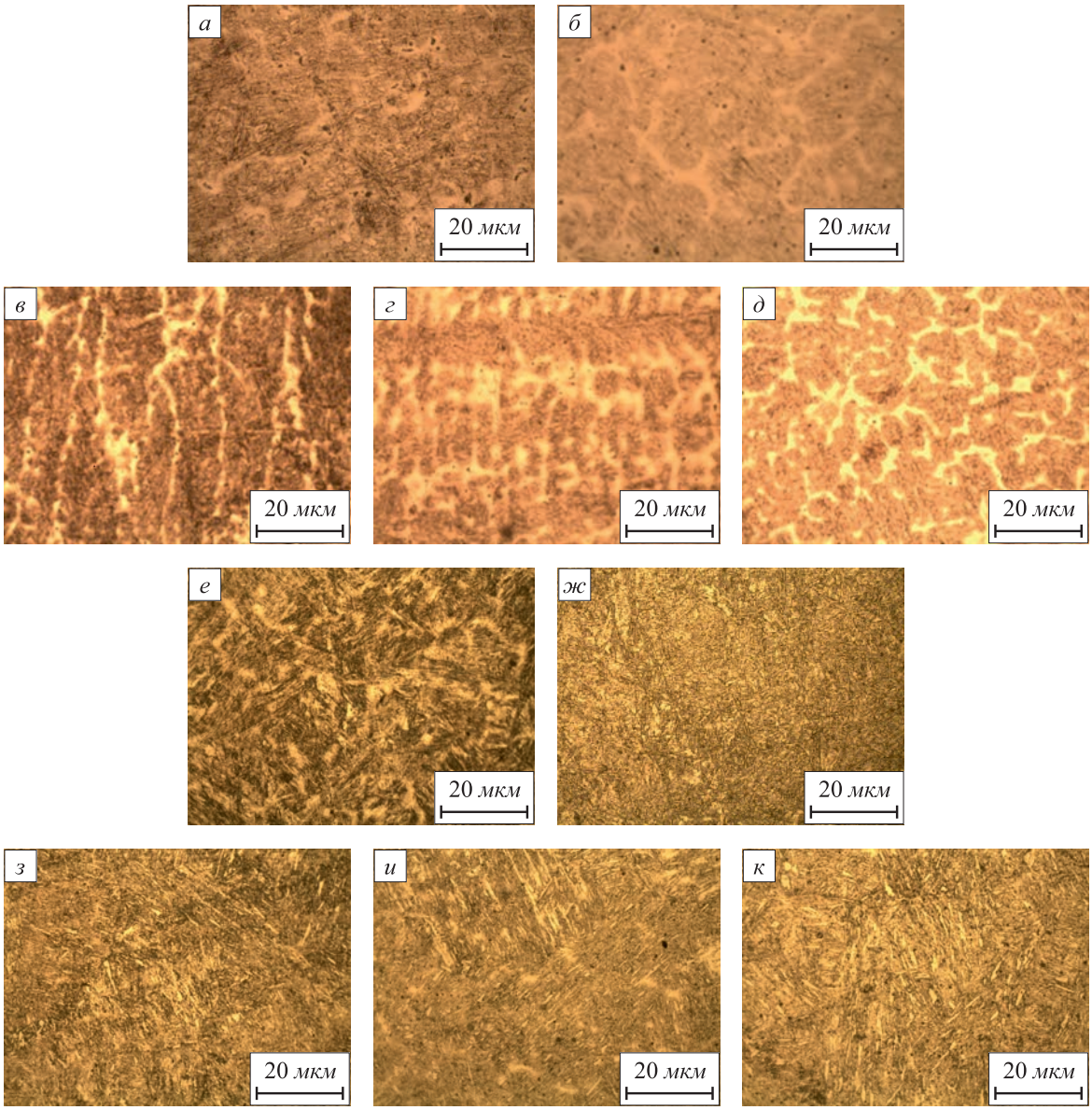


Рис. 1. Микроструктура исследуемых образцов *1 – 10* (*а – к*)

Fig. 1. Microstructure of the researched samples *1 – 10* (*а – к*)

По полученным данным структура образцов с добавкой аморфного углерода представляет собой мартенсит и небольшое количество остаточного аустенита в межосевом пространстве (рис. 1, *а*, *е*).

Следует отметить, что в структуре образца с аморфным углеродом из второй партии кроме крупноигольчатого мартенсита с размером игл 3 – 12 мкм (балл 7) и остаточного аустенита присутствует ферритная составляющая в виде сетки (рис. 1, *е*). Для образцов с аморфным углеродом установлено наличие карбидов, распределенных по телу зерен: в образце *1* обнаружены точечные карбиды ванадия и хрома, в образце *6* карбиды имеют более дисперсное строение (0,2 – 1,7 мкм). Величина зерна аустенита по шкале зернистости соответствует в основном № 6 и в некоторых областях № 7 (рис. 2).

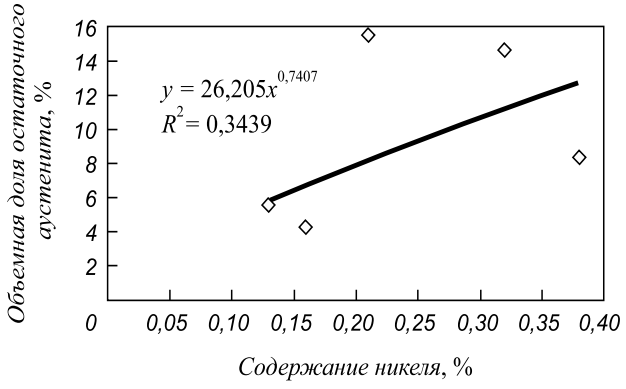


Рис. 2. Зависимость объемной доли остаточного аустенита от содержания никеля в порошковой проволоке 25Х5ФМС

Fig. 2. Dependence of the volume fraction of retained austenite on nickel content in 25Kh5FMS powder cored wire

Установлено, что введение в состав проволоки углеродфторсодержащей добавки взамен аморфного графита обеспечивает улучшение структуры наплавленного слоя: способствует образованию мелкодисперсных карбидов (рис. 1, *б*), что на практике должно привести к повышению термической стойкости; устраняет ферритную сетку (рис. 1, *ж*), что может оказать положительное влияние на трещиностойкость стали.

Показано, что использование углеродфторсодержащей пыли приводит к следующим микроструктурным изменениям. После введения углеродфторсодержащей добавки в структуре образца *2* кроме мартенсита и сформированных по границам зерен отдельных тонких аустенитных оторочек присутствует игольчатый троостит, наблюдаются более мелкодисперсные карбиды, а также увеличивается на 23 % объемная доля аустенита (рис. 1, *б*). Размеры игл мартенсита в структуре наплавленного слоя приведены ниже:

Образец	Размер игл мартенсита, мкм
7	3 – 12
8	3 – 11
9	2 – 15 (в некоторых областях 17 – 19)
10	2 – 15 (в некоторых областях 16 – 25)
11	3 – 15 (в некоторых областях 17 – 24)

Кроме этого, использование углеродфторсодержащего материала обеспечивает устранение ферритной составляющей в виде сетки, охрупчивающей сталь (в структуре образца *7*), практически не оказывая при этом влияния на размер игл мартенсита и величину зерна аустенита. Размер игл мартенсита в структуре образца *7* составляет 3 – 11 мкм, величина зерна аустенита по шкале зернистости соответствует № 7.

Введение в состав проволоки никеля, являющегося аустенитообразующим элементом, оказывает положительное влияние на структуру стали 25Х5ФМС, обеспечивая измельчение зерна аустенита (рис. 1). Этот факт согласуется с данными работы [6]. Наиболее эффективное влияние на измельчение зерна аустенита установлено при введении в состав шихты никеля в количестве 0,81 %. В этом случае в структуре металла кроме зерен аустенита с № 6 и № 7 по шкале зернистости присутствуют зерна меньшего размера (величина зерна соответствует № 8). Однако введение меньшего (0,50 и 0,56 %) количества никеля не оказывает такого же положительного влияния на размер зерна аустенита: величина зерна аустенита соответствует № 6 и № 7 (аналогично образцам с добавкой аморфного графита (образец *7*) и углеродфторсодержащей пыли (образец *8*)).

Ввод в состав порошковой проволоки никеля в количестве 0,50, 0,56 и 0,81 % увеличивает размер игл мартенсита. Металлографический анализ показал, что в структуре образцов *8 – 10* наблюдается крупноигольчатый мартенсит (балл № 8) в виде темных и светлых игл размером 2 – 15 мкм с правильными и неправильными зубчатыми границами, а в некоторых областях и грубоигольчатый мартенсит (балл № 10) с размером игл 16 – 25 мкм, небольшое количество остаточного аустенита, ферритная сетка, присутствуют точечные мелкодисперсные карбиды размером 0,3 – 1,6 мкм (рис. 1, *з – к*). Дополнительное введение 0,50 % никеля в меньшей степени укрупняет иглы мартенсита (на 42 %) по сравнению с использованием никеля в количестве 0,56 и 0,81 % (на 56 и 54 % соответственно).

Введение никеля в состав проволоки увеличивает объемную долю остаточного аустенита на 51 – 72 % (рис. 2). В наплавленном слое объемная доля остаточного аустенита приведена ниже:

Образец	Объемная доля остаточного аустенита, %
1	4,3
2	5,6
3	15,6
4	14,7
5	8,4

При этом в структуре образцов с никелем наблюдаются те же составляющие, что и в образцах с добавлением аморфного графита и углеродфторсодержащей пыли. Так, структура образцов *3 – 5* представляет собой игольчатый троостит, мартенсит и небольшое количество остаточного аустенита с незначительным содержанием включений карбидов (рис. 1, *в – д*).

Структура и соответственно свойства наплавленного слоя определяются не только количественным содержанием отдельных элементов, в частности, таких как никель и углерод, но и в значительной степени зависят от углеродного эквивалента [14, 15]. Поэтому для исследуемых образцов определяли углеродный эквивалент ($C_э$) по трем различным формулам: предложенной Международным институтом сварки (Европейский стандарт EN 1011-2:2001); предложенной институтом электросварки им. Е.О. Патона; согласно Российскому стандарту ГОСТ 27772 – 88:

$$C_э = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15};$$

$$C_э = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{10} + \frac{V + Cu}{14};$$

$$C_э = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cu}{13} + \frac{V}{14} + \frac{P}{2},$$

где $C_э$ – углеродный эквивалент, %; C, Si, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni, P – массовая доля элементов, %

Результаты определения углеродного эквивалента образцов порошковой проволоки представлены ниже:

Образец	$C_э$, %		
	$C_{э1}$	$C_{э2}$	$C_{э3}$
1	0,81	0,89	0,88
2	1,66	1,74	1,73
3	1,60	1,65	1,64
4	1,76	1,82	1,80
5	1,66	1,74	1,71
6	1,31	1,36	1,35
7	1,17	1,22	1,21
8	1,30	1,35	1,32
9	1,29	1,36	1,31
10	1,25	1,33	1,27

В результате исследования наплавленного слоя на наличие неметаллических включений установлено, что введение в состав проволоки углеродфторсодержащего материала взамен аморфного углерода обеспечивает снижение уровня загрязненности стали неметаллическими включениями: отсутствуют строчечные оксидные включения и недеформирующиеся силикаты (рис. 3). Так, использование углеродфторсодержащей добавки (образец *2*) способствует удалению значительного количества строчечных кислородных включений по сравнению с образцом *1* с добавкой аморфного графита.

Введение углеродфторсодержащей пыли (образец *7*) способствует снижению количества недеформирующихся силикатов балла 2*б* и 3*б* по сравнению с образцом *6* с добавкой аморфного углерода. В образце *7* наблюдаются только точечные оксиды того же балла (1*а*), что и в образце *6*.

Установлено, что использование взамен аморфного графита углеродфторсодержащего материала и никеля обеспечивает не только улучшение структуры, но и повышает твердость HRC стали 25Х5ФМС. Твердость наплавленного слоя исследуемых образцов приведена ниже:

Образец	HRC*
1	43,2 / 41,5 / 43,4
2	48,1 / 47,0 / 48,5
3	51,8 / 51,0 / 54,0
4	53,4 / 52,0 / 55,0

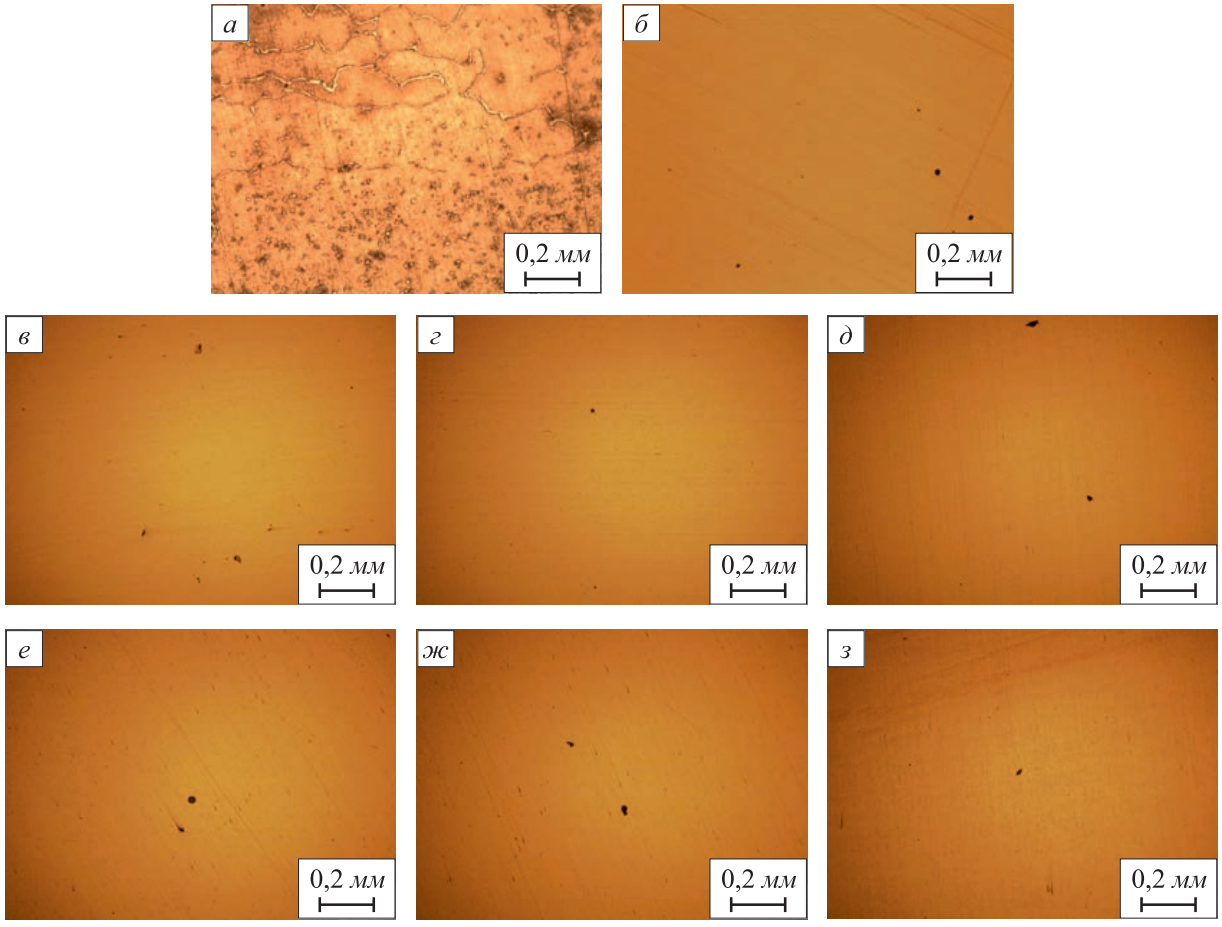


Рис. 3. Характер неметаллических включений в исследуемых образцах *1*, *3*, *6 – 10* (*а – ж*)

Fig. 3. Behavior of nonmetallic inclusions in the researched samples *1*, *3*, *6 – 10* (*а – ж*)

5	54,1 / 51,0 / 56,0
6	45,4 / 45,2 / 46,0
7	45,0 / 45,0 / 45,5
8	45,7 / 45,0 / 46,5
9	45,5 / 45,2 / 45,8
10	46,1 / 45,2 / 47,5

Примечание. В числителе приведено среднее значение, в знаменателе через косую – минимальное и максимальное значения.

При изучении образцов из первой партии установлено, что введение добавки углеродфторсодержащей пыли повышает твердость наплавленного слоя на 10 % (образец *2*).

Установлена зависимость твердости наплавленного слоя от углеродного эквивалента: при повышении углеродного эквивалента твердость линейно увеличивается. На рис. 4 показана зависимость твердости от углеродного эквивалента, рассчитанного по предложенной институтом электросварки им. Е.О. Патона формуле. Для расчета выбрана эта формула, поскольку в этом случае коэффициент детерминации наибольший.

В результате изучения микротвердости мартенсита в структуре стали 25Х5ФМС и скорости истирания наплавленного слоя исследуемых образцов из второй партии установлено, что замена аморфного графита на углеродфторсодержащий материал незначительно снижает скорость истирания наплавленного слоя, при этом практически не оказывает влияния на микротвердость мартенсита. Микротвердость мартенсита в структуре стали 25Х5ФМС и скорость истриния (v) наплавленного слоя исследуемых образцов приведены ниже:

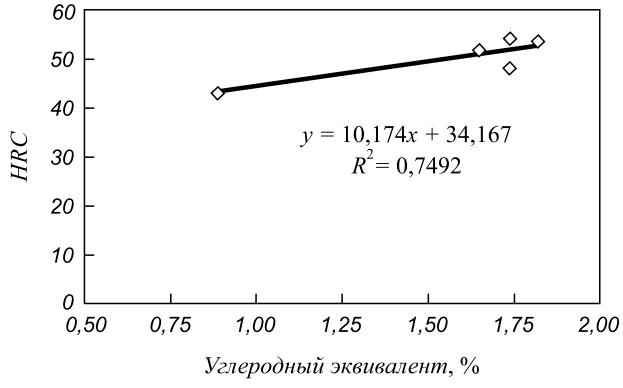


Рис. 4. Зависимость твердости наплавленного слоя от углеродного эквивалента проволоки марки 25Х5ФМС

Fig. 4. Dependence of the hardness of a welded layer on a carbon equivalent of 25Kh5FMS wire

Образец	$\mu_н$, HV	v, г/мин
6	385	0,00059
7	387	0,00055
8	402	0,00053
9	476	0,00057
10	483	0,00053

Фотографии с отпечатком индентора при определении микротвердости приведены на рис. 5.

Выводы. Экспериментальными исследованиями влияния состава порошковой проволоки марки 25Х5ФМС на свойства наплавленного слоя стальных образцов установлено, что ввод в состав порошковой проволоки углеродфторсодержащего материала взамен аморфного графита обеспечивает снижение уровня загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями; дополнительное введение в состав шихты для изготовления порошковой проволоки никеля обеспечивает измельчение зерна аустенита, что способствует повышению термической стойкости наплавленного слоя. На основании статистической обработки экспериментальных данных получена экспериментальная зависимость твердости наплавленного слоя от углеродного эквивалента используемой порошковой проволоки марки 25Х5ФМС. При увеличении углеродного эквивалента, рассчитанного по формуле института электросварки им. Е.О. Патона, твердость наплавленного слоя линейно возрастает.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Данилов Л.И., Скорохватов Н.Б., Соболев В.Ф. Увеличение срока службы опорных валков стана 2000 горячей прокатки полос в ОАО «Северсталь» // Черная металлургия. Бюл. НТИЭИ. 2004. № 8. С. 68, 69.
2. Огарков Н.Н., Беляев А.И. Стойкость и качество прокатных валков. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2008. – 131 с.
3. Матвиенко В.Н., Гулаков С.В., Роянов В.А. Восстановление наплавкой деталей металлургического оборудования в условиях ОАО «ММК им. Ильича» // Металл и литье Украины. 2005. № 7-8. С. 66 – 69.
4. Гулидов И.Н. Оборудование прокатных цехов: эксплуатация и надежность. – М.: Интермет инжиниринг, 2004. – 315 с.
5. Трайно А.И. Рациональные режимы эксплуатации и восстановления прокатных валков // Сталь. 2008. № 10. С. 86 – 91.
6. Шебаниц Э.Н., Омельяненко Н.И., Куракин Ю.Н., Матвиенко В.Н. Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки // Металлург. 2012. № 8. С. 72 – 75.
7. Рябцев И.А., Кондратьев И.А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. – Киев: Экотехнология, 1999. – 64 с.
8. Кальянов В.Н., Новицкая А.В. Повышение долговечности прокатных валков наплавкой экономнолегированной сталью // Сварочное производство. 1997. № 10. С. 23 – 27.
9. Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Кусков Ю.М. Дуговая и электрошлаковая наплавка валков прокатных станов // Сварщик. 2004. № 1. С. 7 – 9.

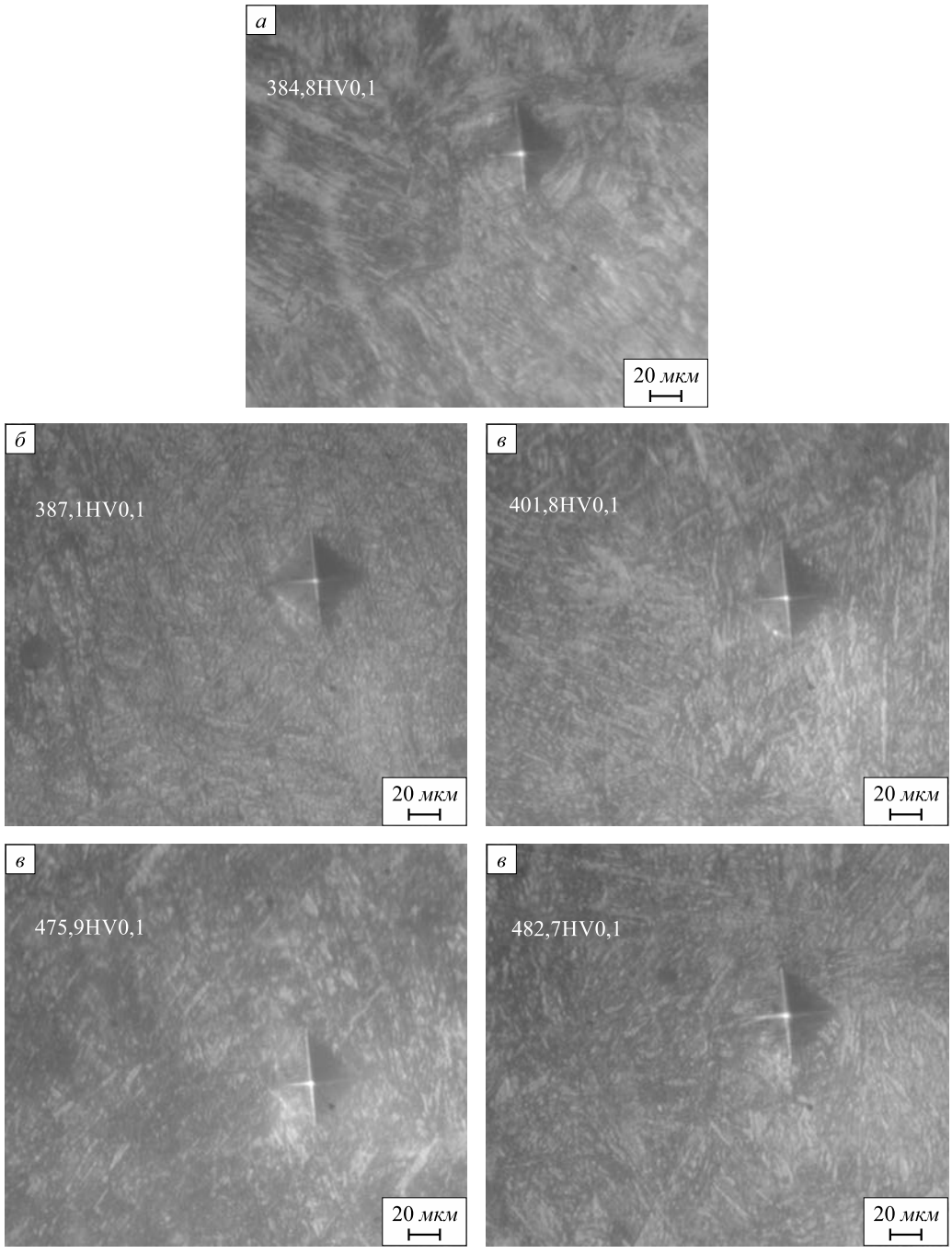


Рис. 5. Микротвердость мартенсита в структуре исследуемых образцов *6 – 10* (*а – д*)

Fig. 5. Microhardness of martensite in the structure of the researched samples *6 – 10* (*а – д*)

10. Титаренко В.И., Голякевич А.А., Орлов Л.Н. и др. Восстановительная наплавка валков прокатных станов порошковой проволокой // Сварочное производство. 2013. № 7. С. 29 – 32.

11. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В. и др. Исследование и разработка новых углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 4. С. 258 – 261.

12. Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н. и др. Влияние введения в шихту для производства порошковой проволоки системы C – Si – Mn – Cr – V – Mo углеродфторсодержащей добавки и никеля // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 4. С. 34 – 37.

13. Козырев Н.А., Крюков Н.Е., Крюков Р.Е. и др. Технологические аспекты использования углеродфторсодержащей добавки при сварке под флюсом // Сварочное производство. 2015. № 4. С. 43 – 47.

14. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. – М.: изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 487 с.

15. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Альянс, 2013. – 528 с.

Поступила 13 января 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 727–734.

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF NEW COMPOSITIONS OF CORED WIRE OF C – Si – Mn – Cr – V – Mo SYSTEM FOR ROLLS SURFACING

N.A. Kozyrev, N.V. Kibko, A.A. Umanskii, D.A. Titov, A.G. Nikitin

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. The laboratory results have demonstrated the positive effect of the input of fluorinated carbon additive and nickel into the composition of 25Kh5FMS cored wire for welding of rolls additives comprising. In particular, it was found that the use of material containing carbon and fluorine, instead of amorphous graphite reduces the deposited layer contamination by nonmetallic inclusions, and the input of nickel into the cored wire refines austenite grains and ensures the formation of fine carbides. Thus increases the thermal resistance of the deposited layer. The article describes the data on the hardness increase of the deposited metal layer with the increase of carbon equivalent of surfacing powder cored wire of 25Kh5FMS grade.

Keywords: welding, powder cored wire, mill roll, metallographic research, microstructure, nonmetallic inclusions, hardness, rate of wear, retained austenite.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-727-734

REFERENCES

1. Danilov L.I., Skorokhvatov N.B., Sobolev V.F. Increase of service life period of counter rollers of 2000 rolling mill of hot strip rolling at JSC “Severstal’”. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta Chermetinformatsiya*. 2004, no. 8, pp. 68–69. (In Russ.).

2. Ogarkov N.N., Belyaev A.I. *Stoikost’ i kachestvo prokatnykh valkov* [Durability and quality of rolls]. Magnitogorsk: izd. MGTU, 2008, 131 p. (In Russ.).

3. Matvienko V.N., Gulakov S.V., Royanov V.A. Reduction with welding of parts of metallurgical equipment in the conditions of JSC “Il’ich MMK”. *Metall i lit’e Ukrainy*. 2005, no. 7–8, pp. 66–69. (In Russ.).

4. Gulidov I.N. *Oborudovanie prokatnykh tsekhov: ekspluatatsiya i nadezhnost’* [Equipment of rolling-mill shops: service and durability]. Moscow: Intermet inzhiniring, 2004, 315 p. (In Russ.).

5. Traino A.I. Rational roller operation and restoration. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 10, pp. 871–875.

6. Shebanits E.N., Omel’yanenko N.I., Kurakin Yu.N., Matvienko V.N., Leshchinskii L.K., Dubinskii B.E., Stepnov K.K. Improving the fracture toughness and wear resistance of hard-faced hot-rolling-mill rolls. *Metallurgist*. 2012, vol. 613–617, no. 7–8, pp. 613–617.

7. Ryabtsev I.A., Kondrat’ev I.A. *Mekhanizirovannaya elektrodugovaya naplavka detalei metallurgicheskogo oborudovaniya* [Mechanical electric-arc welding of the parts of metallurgical equipment]. Kiev: Ekotekhnologiya, 1999, 64 p.

8. Kal’yanov V.N., Novitskaya A.V. Increase of durability of rolling mills when welding with economically alloyed steel. *Svarochnoe proizvodstvo*. 1997, no. 10, pp. 23–27. (In Russ.).

9. Kondrat’ev I.A., Ryabtsev I.A., Kuskov Yu.M. Arc and electroslag hard-facing of rollers of rolling mills. *Svarshchik*. 2004, no. 1, pp. 7–9. (In Russ.).

10. Titarenko V.I., Golyakevich A.A., Orlov L.N., Mosypan V.V., Babenko M.A., Telyuk D.V., Tarasenko V.V. Reducing welding of rollers of rolling mills with powder cored wire. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2013, no. 7, pp. 29–32. (In Russ.).

11. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V., Bashchenko L.P., Lipatova U.I. Research and development of new carbon-fluorine-containing additives for welding fluxes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 4, pp. 258–261. (In Russ.).

12. Kozyrev N.A., Titov D.A., Starovatskaya S.N., Kozyreva O.E., Shurupov V.M. The influence of the introduction of the charge for the production flux-cored wire system with C – Si – Mn – Cr – V – Mo carbon-fluorine-containing additives and nickel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 4, pp. 34–37. (In Russ.).

13. Kozyrev N.A., Kryukov N.E., Kryukov R.E., Igushev V.F., Koval’skii I.N. Technological aspects of using a carbon–fluorine-containing addition in submerged-arc welding. *Welding International*. 2016, vol. 30, no. 4, pp. 325–328.

14. Makarov E.L., Yakushin B.F. *Teoriya svarivaemosti stalei i splavov* [Theory of welding characteristics of steels and alloys]. Moscow: izd. MGTU im. N.E. Baumana, 2014, 487 p. (In Russ.).

15. Lakhtin Yu.M., Leont’eva V.P. *Materialovedenie* [Material science]. Moscow: Al’yans, 2013, 528 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibSIU in the frameworks of the project part of the State task of the Ministry of Education and Science RF no. 11.1531.2014/к. When testing, researching and measuring, the authors have used the equipment of the Center of multiple-access “Material Science” of SibSIU.

Information about the authors:

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

N.V. Kibko, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”* (krivicheva_nv@mail.ru)

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

D.A. Titov, *Postgraduate of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”*

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

Received January 13, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 735 – 739.
© 2016. *Юрьев Б.П., Гольцев В.А.*

УДК 669.162.12:622.785

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОКИСЛЕНИЯ МАГНЕТИТА*

Юрьев Б.П., *к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»* (yurev-b@mail.ru)

Гольцев В.А., *к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии»* (v.a.goltsev@urfu.ru)

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

Аннотация. С целью изучения процесса окисления магнетита проведены опыты на крупных монокристаллах магнетита октаэдрической формы, извлеченных из хлоритовых сланцев Шабровского талькового рудника (Средний Урал). Дифференциально-термическим методом получены дифференциальные кривые нагревания образцов, которые показали хорошую воспроизводимость процессов, протекающих при окислительном обжиге магнетита. Рассмотрен механизм процесса окисления магнетита и температурные интервалы протекания экзо- и эндотермических реакций на разных стадиях окисления магнетита. Методом раздельного эталона тепловой эффект окисления магнетита определен по тепловому эффекту эталона ($CaCO_3$) и величинам площадей фигур на термограммах (между дифференциальными кривыми нагрева и осью времени). Эти значения пропорциональны тепловым эффектам эталона и исследуемого вещества (Fe_3O_4). Полученные в работе результаты представляют определенный интерес: зная температурные интервалы окисления магнетита, при установлении режима обжига можно учитывать источники тепловыделения по технологическим зонам обжиговых машин конвейерного типа, тем самым достигая оптимизации теплового режима обжига и снижения удельного расхода топлива.

Ключевые слова: природный магнетит, дифференциальные кривые, окисление, температурные интервалы, теплота, пирометр Курнакова, образец, окатыши, конвейерная обжиговая машина, режим, зона.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-735-739

Обжиг железорудных окатышей сопровождается целым комплексом явлений: окисление магнетита, разложение сульфидов и карбонатов, образование минералов в твердой фазе и из расплава, диффузия, спекание, теплопередача и т.п. [1 – 11]. Многие явления протекают с выделением или поглощением теплоты, что оказывает влияние на тепловое состояние слоя обжигаемых гранул.

Наибольший интерес представляет изучение процесса окисления магнетита, который является основным железосодержащим минералом в окатышах. При этом процессе выделяется достаточно большое количество теплоты [12]. Теплота окисления магнетита, отнесенная к температуре 298 К, составляет примерно 500 кДж/кг. Если среднюю теплоемкость смеси оксидов Fe_3O_4 и Fe_2O_3 определить по табличным значениям истинной теплоемкости [13, 14] как полусумму отношения интеграла функции $C_P = a + bT + c'T^2$, кДж/(кг·К), взятого в данном интервале температур, к разности между верхним и нижним пределами этого же интервала температур и предположить, что окисление магнетита начинается после нагрева материала до 773 К, то окажется, что в адиабатических условиях только за счет теплоты, выделившейся от окисления Fe_3O_4, можно обеспечить повышение температуры смеси оксидов Fe_3O_4 и Fe_2O_3 на 745 К; то есть можно нагреть эту смесь до 1245 К без подвода теплоты от внешнего источника. Учитывая, что содержание магнетита в железорудных концентратах менее 100 %, а реальный процесс нагрева материала сопровождается тепловыми потерями и затратой теплоты на эндотермические реакции (разложение карбонатов, гидратов и т.п.), суммарное тепловыделение в условиях обжига окатышей меньше, чем при адиабатическом окислении чистого магнетита. Однако и в этом случае нельзя пренебрегать тепловыделением, которое является достаточно ощутимым в общем балансе теплоты. Его правильное использование может дать заметную экономию топлива, расходуемого для отопления технологических зон обжиговых установок.

Целью настоящей работы является экспериментальное определение теплоты окисления единицы массы природного магнетита с оценкой точности измерений и установлением температурных границ, в которых происходит это окисление.

В работе использованы крупные монокристаллы магнетита октаэдрической формы, извлеченные из хлоритовых сланцев Шабровского талькового рудника (Средний Урал). Размер отдельных кристаллов по оси четвертого порядка достигал 2 –3 см. Согласно петрографическому исследованию в образцах магнетита обнаружены отдельные микротрещины, вокруг кото-

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

рых заметен продукт распада твердого раствора (пластинки ильменита $FeO \cdot TiO_2$) и обнаружена решетчатая структура. Заметны также единичные включения темно-серого цвета призматической формы, относящиеся к нерудным составляющим с отрицательным рельефом. Образцы имели следующий химический состав: 99,2 % Fe_3O_4; 0,12 % SiO_2; 0,12 % TiO_2; 0,30 % Al_2O_3; 0,12 % MgO; 0,09 % MnO; 0,03 % NiO; 0,02 % CoO (по массе).

Для снятия дифференциальных кривых нагревания образца использовали пирометр Курнакова. Нагрев печи с образцом магнетита осуществляли в атмосфере воздуха с постоянной скоростью 10 К/мин. Для измерения температуры применяли стандартную дифференциальную платинородий-платиновую термопару.

В качестве инертного вещества в рассматриваемом интервале использовали химически чистый оксид Fe_2O_3, прокаленный при 1173 К до постоянной массы. Масса испытываемого образца составляла 3,2 г. Размер зерен не превышал 0,060 мм.

Дифференциальные кривые (рис. 1) показывают хорошую воспроизводимость процессов, протекающих при окислительном обжиге магнетита. Уже при температуре 473 К начинается заметное отклонение дифференциальной кривой нагревания от нулевой базовой линии, что соответствует поверхностному окислению магнетитовых зерен. В этот же период происходит зарождение новой фазы γ-Fe_2O_3, являющейся продуктом низкотемпературного окисления, причем магнитные свойства γ-Fe_2O_3 и Fe_3O_4 почти идентичны. Указанные

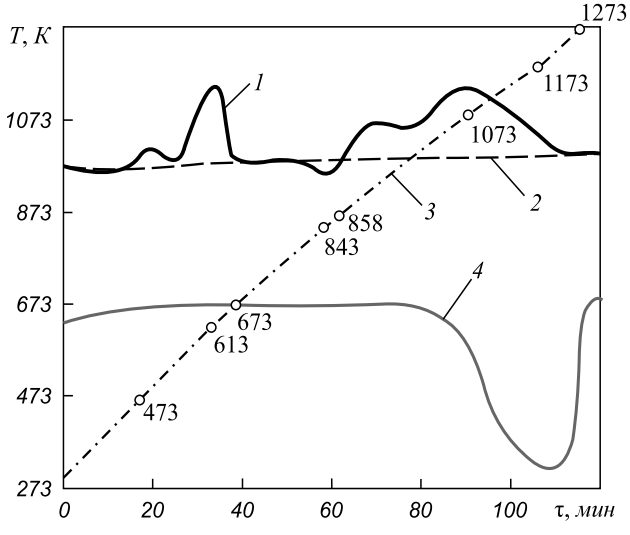


Рис. 1. Изменение температур при нагреве исследуемых образцов: *1* – дифференциальная кривая, полученная при нагреве природного магнетита; *2* – нулевая базовая линия при $\Delta T = 0$; *3* – кривая изменения температуры материала; *4* – дифференциальная кривая, полученная при нагреве карбоната кальция

Fig. 1. Temperature change at heating of the studied samples: *1* – differential curve, obtained when heating native magnetite; *2* – zero base line at $\Delta T = 0$; *3* – material temperature curve; *4* – differential curve, obtained at the heating of calcium carbonate

фазы различаются окраской и наличием у оксида Fe_3O_4 избыточных атомов кислорода, которые не влияют на магнитные свойства. В γ-Fe_2O_3 отсутствует двухвалентное железо. Это исключает предположение о том, что магнитные свойства соединения обусловлены твердым раствором магнетита в ромбоэдрической фазе α-Fe_2O_3. Элементарной ячейке γ-Fe_2O_3 отвечает состав $Fe_{24}O_{36}$, поэтому окисление протекает по реакции, стехиометрическое уравнение которой можно представить в виде

$$\underset{\text{(магнетит)}}{Fe_{24}O_{32}} + 2O_2 \rightarrow \underset{\text{(маггемит)}}{Fe_{24}O_{36}}. \qquad (1)$$

Образованию новой фазы γ-Fe_2O_3 на поверхности зерен магнетита соответствует появление внутреннего диффузионного сопротивления, величина которого пропорциональна толщине слоя вновь образовавшейся фазы. К моменту полного окисления поверхности зерен магнетита процесс окисления сильно затормаживается из-за низких коэффициентов диффузии атомов кислорода и ионов железа через слой γ-Fe_2O_3 при умеренных температурах. Это явление отображено на дифференциальной кривой горизонтальной линией в интервале температур 673 – 843 К. Первый экзотермический эффект, имеющий максимум при 613 К, исчерпывается к моменту достижения образцом температуры 673 К. При температурах выше 858 К дальнейший процесс окисления заметно интенсифицируется по двум причинам: в результате образования микротрещин и дефектов кристаллической решетки, связанным с магнитным превращением железа; вследствие повышения коэффициента диффузии при нагреве исследуемого образца до более высоких температур.

Температура 846 К (в опытах изменялась в пределах 843 – 858 К) известна для магнетита как точка Кюри, относительно которой имеются различные мнения. При достижении точки Кюри вследствие резкого изменения магнитного состояния и, следовательно, внутренней магнитной энергии тела происходит поглощение (или выделение) теплоты. Вследствие этого на дифференциальных кривых нагревания точка Кюри фиксируется в виде незначительного по величине обратимого эндотермического эффекта. Известно, что магнитные превращения всегда сопровождаются незначительными упругими деформациями кристаллической решетки, способствующими образованию в образце микротрещин и дефектов, а также раскрытием зерен магнетита. После поверхностного окисления зерен проявляется второй, растянутый во времени, экзотермический эффект, начинающийся при температуре выше 858 К.

На восходящей ветви термограммы имеется незначительное по величине отклонение, свидетельствующее о наличии эндотермического эффекта при температурах 938 – 948 К, связанного с магнитным превращением гематита, образовавшегося на первой стадии окисления магнетита. Этот эффект способствует еще большему

раскрытию зерен магнетита. Второму экзотермическому эффекту соответствует максимум отклонения показаний дифференциальной термопары при температуре 1073 К. Завершается процесс окисления образца при температуре, близкой к 1273 К. Полноту окисления магнетитовых зерен контролировали по результатам химического анализа, согласно которому содержание FeO в навеске после обжига не превышало 0,6 %.

Для изучения изменения массы образца природного магнетита при нагревании была использована гравиметрическая установка с непрерывной регистрацией изменения массы на аналитических весах со встроенным дифференциально-трансформаторным датчиком с передачей показаний на вторичный самопишущий прибор. Точность взвешивания составляла ±0,0005 г. Кривая изменения массы образца природного магнетита (начальная масса $m_{нач}$ составляла 530 мг) приведена на рис. 2. Установлено, что расхождение между приращением массы образца, определенным по стехиометрическому уравнению реакции окисления магнетита, и приращением массы образца, полученным на экспериментальной установке, составило $(18{,}27 - 18{,}00) \cdot 100 / 18{,}27 = 1{,}48$ % (здесь 18,27 мг – теоретическое увеличение массы образца при окислении магнетита; 18,00 мг – увеличение массы образца, определенное экспериментальным способом).

Для применения полученных дифференциальных кривых для количественных расчетов тепловых эффектов при окислении магнетита были сняты дифференциальные кривые нагрева образцов карбоната кальция марки ЧДА с содержанием основного компонента около 98 %, максимум отклонений которых от оси времени находился при температуре 1173 К.

В соответствии с методом раздельного эталона неизвестный тепловой эффект можно определить по тепловому эффекту эталона ($CaCO_3$) и величинам площадей (S) фигур на термограммах между дифференциальными кривыми нагрева и осью времени, которые пропорциональны тепловым эффектам эталона и исследуемого вещества (Fe_3O_4):

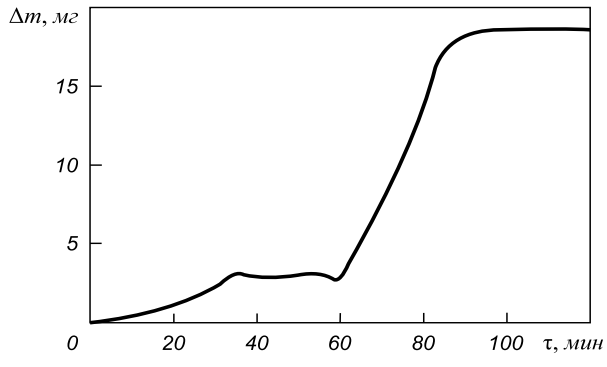


Рис. 2. Кривая изменения массы образца из природного магнетита при нагревании

Fig. 2. Mass curve of the sample from native magnetite at heating

$$\frac{Q_{CaCO_3}}{Q_{Fe_3O_4}} = \frac{S_{CaCO_3}}{S_{Fe_3O_4}}, \qquad (2)$$

откуда

$$Q_{Fe_3O_4} = \frac{Q_{CaCO_3} S_{Fe_3O_4}}{S_{CaCO_3}}. \qquad (2, a)$$

Первая стадия процесса окисления оксида Fe_3O_4 с экзотермическим тепловым эффектом совершалась с максимумом при температуре 613 К, а максимум разложения $CaCO_3$ соответствует 1173 К; поэтому оба процесса приводили к одинаковой температуре 1073 К (к максимальной температуре второй стадии окисления магнетита). С этой целью вводили поправочный коэффициент K_1:

$$K_1 = \frac{\Delta H'_{1073}}{\Delta H''_{613}} = \frac{247{,}680}{226{,}432} = 1{,}092, \qquad (3)$$

где $\Delta H'_{1073}$ – тепловой эффект реакции окисления оставшегося в объеме зерен оксида Fe_3O_4 при температуре 1073 К, кДж/моль; $\Delta H''_{613}$ – тепловой эффект реакции поверхностного окисления зерен магнетита при температуре 613 К, кДж/моль.

Имея в виду площадь одной и той же фигуры, ограниченной дифференциальной кривой и осью времени, отнесенную к разным температурам, можно записать аналогичное соотношение:

$$K_1 = \frac{S''_{1073}}{S''_{613}} = 1{,}092, \qquad (3, a)$$

где S''_{1073} – площадь фигуры, которая образована на термограмме дифференциальной кривой, отвечающей процессу окисления зерен Fe_3O_4 с поверхности при температуре 1073 К; S''_{613} – площадь фигуры, образованной на термограмме дифференциальной кривой, отвечающей процессу окисления зерен Fe_3O_4 с поверхности при температуре 613 К ($S''_{613} = 1{,}548 \cdot 10^{-4}$ м^2).

Из выражения (3, *а*) определим: $S''_{1073} = S''_{613} K_1 = 1{,}548 \cdot 1{,}092 = 1{,}69 \cdot 10^{-4}$ м^2.

Общая площадь фигуры, полученная при окислении магнетита, составит

$$S_{общ} = S'_{1073} + S''_{1073} = 11{,}10 \cdot 10^{-4} + 1{,}69 \cdot 10^{-4} = 12{,}79 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2,$$

где $S'_{1073} = 11{,}10 \cdot 10^{-4}$ м^2 – площадь фигуры, которая образована на термограмме дифференциальной кривой при окислении остаточного магнетита при 1073 К.

Аналогичным способом приводили к температуре 1073 К площадь фигуры на термограмме процесса при разложении $CaCO_3$ при температуре 1173 К:

$$K_2 = \frac{\Delta H'_{1073}}{\Delta H''_{1173}} = \frac{S'_{1073}}{S''_{1173}} = \frac{167{,}173}{164{,}853} = 1{,}014,$$

где $\Delta H'_{1073} = 167{,}173$ и $\Delta H''_{1173} = 164{,}853$ – тепловые эффекты реакции разложения карбоната кальция при температурах 1073 и 1173 К, кДж/моль; $S'_{1073} = K_2 S''_{1173} = 1{,}014 \cdot 20{,}14 = 20{,}43$ см^2; S''_{1173} – площадь фигуры, полученная на термограмме дифференциальной кривой при разложении $CaCO_3$ при температуре 1173 К.

Тогда из выражения (2, *а*) находим, что

$$Q_{Fe_3O_4} = \frac{\frac{12{,}79 \cdot 10^{-4}}{3{,}2 \cdot 10^{-3}} 1671{,}70}{\frac{20{,}43 \cdot 10^{-4}}{1{,}5 \cdot 10^{-3}}} = \frac{668{,}157}{1{,}362} = 491 \text{ кДж/кг},$$

где $12{,}79 \cdot 10^{-4}$ – общая площадь фигуры, образованной на термограмме дифференциальной кривой при окислении магнетита, м^2; $20{,}43 \cdot 10^{-4}$ – площадь фигуры, образованной на термограмме дифференциальной кривой при разложении $CaCO_3$ при 1173 К, м^2; 1671,70 кДж/кг – количество теплоты, необходимое для разложения 1 кг $CaCO_3$; $3{,}2 \cdot 10^{-3}$ и $1{,}5 \cdot 10^{-3}$ кг – массы образцов Fe_3O_4 и $CaCO_3$.

Найденное из опыта значение теплоты окисления Fe_3O_4 сравнивали с расчетным на основе термодинамических данных в соответствии со стехиометрическим уравнением реакции [15]:

$$2Fe_3O_4 + 0{,}5O_2 = 3Fe_2O_3. \quad (4)$$

Термодинамические данные пересчитывали на температуру опыта по формулам

$$\Delta H^{\circ}_{298} = 3\Delta H^{Fe_2O_3}_{298} - 2\Delta H^{Fe_3O_4}_{298} \quad (5)$$

и

$$\Delta H_T = \Delta H^{\circ} + \int_0^T C_P dT, \quad (6)$$

где $\Delta H^{Fe_2O_3}_{298}$ и $\Delta H^{Fe_3O_4}_{298}$ – теплота образования оксидов Fe_2O_3 и Fe_3O_4 из кислорода и железа при температуре 298 К; $\Delta H^0 = \Delta H_{298} - \int_0^{298} C_P dT$; $C_P = a + bT + \frac{c}{T^2}$; ΔH^0 – изменение энтальпии при постоянном стандартном давлении 101,324 кПа, кДж/кг; ΔH_{298} – изменение энтальпии при температуре 298 К, кДж/кг; C_P – теплоемкость вещества, кДж/(кг·К); a, b, c – коэффициенты, определяемые расчетным путем при обработке экспериментальных данных.

Расчетами определено, что при окислении 1 кг магнетита выделяется 533,4 кДж/кг теплоты, что несколько больше опытного значения 491 кДж/кг. Расхождение экспериментальных и расчетных данных (около 8 %) следует отнести за счет ошибок измерений, а также ошибок в значениях табличных данных в справочной литературе, принятых авторами для расчета теплоты окисления магнетита.

Выводы. С помощью дериватографа проведено изучение процесса окисления природного магнетита, который является основным железосодержащим минералом в магнетитовых окатышах и при нагреве которого выделяется значительное количество теплоты. Рассмотрен механизм процесса окисления магнетита и установлены температурные границы протекания экзо- и эндотермических реакций. Опытным и расчетным способами определена теплота окисления магнетита. Полученные результаты могут быть использованы для оптимизации режимных параметров при термической обработке магнетитовых окатышей на ленте обжиговой конвейерной машины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Yur'ev B.P., Spirin N.A. Oxidation of iron-ore pellets // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 5. P. 400 – 403.
2. Readman P.W., O'Reilly W. Oxidation processes in titanomagnetites // Z. Geophis. 1971. Vol. 37. No. 3. P. 329 – 338.
3. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets // Steel in Translation. 2007. Vol. 37. No. 3. P. 336 – 338.
4. Булах А.Г., Золотарев А.А., Кривовичев В.Г. Общая минералогия. – М.: Академия, 2008. – 360 с.
5. Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Плотников С.В. Технологические аспекты производства окатышей из магнетитовых руд // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 3 – 5.
6. Плотников С.В., Бормотов А.С. Механизм фазовых превращений при окислительном обжиге промышленных окатышей из концентратов руд железистых кварцитов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 3. С. 29 – 32.
7. Кокорин Л.К., Лелеко С.Н. Производство окисленных окатышей: технология, оборудование. – Екатеринбург: Уральский центр ПР и рекламы «Марат», 2004. – 280 с.
8. Абзалов В.М., Юрьев Б.П. Термодинамика спекания железорудного окатыша // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 2. С. 11 – 13.
9. Мерер Х. Диффузия в твердых телах. – М.: Интеллект, 2011. – 536 с.
10. Франк-Каменецкий Д.А. Основы макрокинетики. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. – М.: Интеллект, 2008. – 408 с.
11. Yur'ev B.P. Heat transfer in a bed of iron – ore pellets // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 4. P. 330 – 333.
12. Волков А.И., Жарский И.М. Термодинамические характеристики веществ: справочник. – М.: Букмастер, 2014. – 288 с.
13. Лидин Р.А., Андреева Л.Л., Молочко В.А. Константы неорганических веществ: справочник. – М.: Дрофа, 2006. – 691 с.
14. Кипер Р.А. Физико-химические свойства веществ: справочник по химии. – Хабаровск: Прондо, 2013. – 1016 с.
15. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. 1. – Свердловск: Металлургиздат, 1962. – 671 с.

Поступила 28 декабря 2015 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 735–739.

STUDY OF THE MAGNETITE OXIDATION

B.P. Yur'ev, V.A. Goltsev

Ural Federal University named after the first President of Russia Boris Yeltsin, Russia, Ekaterinburg

Abstract. To study the process of magnetite oxidation the experiments had been conducted on large single crystals of magnetite having octahedral form and retrieved from chlorite schist in Shabrovski talc mine (the Middle Urals). Using the method of differential thermal curves obtained by differential heating of samples the good reproducibility of the processes that occur during oxidative roasting magnetite was shown. The mechanism of the magnetite oxidation and temperature ranges of exothermic and endothermic reactions in various stages of magnetite oxidation was considered. Using the method of separated standard the unknown thermal effect of magnetite oxidation was determined in accordance with the standard thermal effect ($CaCO_3$) and the values obtained in the areas of the figures in thermograms concluded between the differential heating curve and the axis of time proportional to the thermal effects of the standard and the test substances (Fe_3O_4). The obtained results are of some interest. Knowing the temperature intervals of magnetite oxidation, it can be taken into account in establishing the mode of burning heat source for technological zones in conveyor type roasting machines. This achieves optimization of the firing thermal regime and reduction in specific fuel consumption.

Keywords: natural magnetite, differential curves, oxidation, temperature ranges, heat, Kurnakov pyrometer, sample, pellets, conveyor roasting machine, regime, zone.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-735-739

REFERENCES

1. Yur'ev B.P., Spirin N.A. Oxidation of iron-ore pellets. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 5, pp. 400–403.

2. Readman P.W., O'Reilly W. Oxidation processes in titanomagnetites. *Z. Geophis*. 1971, vol. 37, no. 3, pp. 329–338.

3. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 3, pp. 336–338.

4. Bulakh A.G., Zolotarev A.A., Krivovichev V.G. *Obshchaya mineralogiya* [General mineralogy]. Moscow: Akademiya, 2008, 360 p. (In Russ.).

5. Malysheva T.Ya., Yusfin Yu.S., Plotnikov S.V. Technological aspects of production of pellets from magnetite ore. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 9, pp. 3–5. (In Russ.).

6. Plotnikov S.V., Bormotov A.S. Phase transformation mechanism at oxidation burning of industrial pellets, produced from iron quartzite ores. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 3, pp. 29–32. (In Russ.).

7. Kokorin L.K., Leleko S.N. *Proizvodstvo okislennykh okatyshei: tekhnologiya, oborudovanie* [Production of oxidizing pellets: technology, equipment]. Ekaterinburg: Ural'skii tsentr PR i reklamy "Marat", 2004, 280 p. (In Russ.).

8. Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Thermodynamics of sintering process of iron ore pellets. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 2, pp. 11–13. (In Russ.).

9. Mehrer Helmut. *Diffusion in solids. Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. (Russ.ed.: Mehrer H. *Diffuziya v tverdykh telakh*. Moscow: Intellekt, 2011, 536 p.)

10. Frank-Kamenetskii D.A. *Osnovy makrokinetiki. Diffuziya i teploperedacha v khimicheskoi kinetike* [Basics of macrokinetics. Diffusion and heat transfer in chemical kinetics]. Moscow: Intellekt, 2008, 408 p. (In Russ.).

11. Yur'ev B.P. Heat transfer in a bed of iron – ore pellets. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 4, pp. 330–333.

12. Volkov A.I., Zharskii I.M. *Termodinamicheskie kharakteristiki veshchestv: spravochnik* [Thermodynamic characteristics of substances: Reference book]. Moscow: Bukmaster, 2014, 288 p. (In Russ.).

13. Lidin R.A., Andreeva L.L., Molochko V.A. *Konstanty neorganicheskikh veshchestv: spravochnik* [Constants of nonorganic substances: Reference book]. Moscow: Drofa, 2006, 691 p. (In Russ.).

14. Kiper R.A. *Fiziko-khimicheskie svoistva veshchestv: spravochnik po khimii* [Physical and chemical properties of substances: Reference book on chemistry]. Khabarovsk: Prondo, 2013, 1016 p. (In Russ.).

15. Esin O.A., Gel'd P.V. *Fizicheskaya khimiya pirometallurgicheskikh protsessov. Ch. 1* [Physical chemistry of pyrometallurgical processes. Part 1]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1962, 671 p. (In Russ.).

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

Information about the authors:

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

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

Received December 28, 2015

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 740 – 745.
© 2016. *Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И., Трусова И.А.*

УДК 669.046: 536.12

НАГРЕВ ТЕЛ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПЕЧАХ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИ ТЕОРЕТИЧЕСКОГО ПРОТИВОТОКА

Постольник Ю.С., *д.т.н., профессор*

Тимошпольский В.И.[1], *д.т.н., профессор, директор по науке и новой технике* (tree-89@mail.ru)

Трусова И.А.[2], *д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлургических технологий* (irinadnepr5@gmail.ru)

[1] **ЗАО ПИН СИТ «Нефтегазстройизоляция»**
(04136, Украина, Киев, ул. Маршала Гречко, 14)
[2] **Белорусский национальный технический университет**
(220013, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, д. 65)

Аннотация. Приведен анализ известных и классических методов расчета нагрева термически массивных тел в теоретическом противотоке. В конкретном случае детальному анализу подверглись публикации Б.И. Китаева, Э.М. Гольдфарба, Г.П. Иванцова и Б.Я. Любова. Показано, что в литературе отсутствует надежный инженерный способ расчета термомассивных тел при нагреве одновременно излучением и конвекцией несмотря на то, что основной класс нагревательных печей в прокатном производстве работает по режиму противотока. Получено решение задачи нагрева термически массивных тел одновременно излучением и конвекцией с использованием противоточной схемы теплообмена. Решение поставленной задачи выполнено с использованием метода эквивалентных источников (МЭИ) в соответствии с моделью термического слоя для инерционного и упорядоченного (регулярного) этапов нагрева. Для оценки адекватности полученного решения осуществлено сравнение с классическим решением А.В. Кавадерова и В.И. Калугина, полученным для случая радиационного нагрева, которые показали удовлетворительное согласование расчетных данных для случая решения методом эквивалентных источников и с использованием гидростатического интегратора. Выполнены расчеты нагрева тел классической формы (пластины, цилиндра и шара). Предлагаемая методика может быть использована в теплотехнических расчетах режимов нагрева слитков и заготовок в металлургических печах для оценки температурного поля металла.

Ключевые слова: противоточный теплообмен, излучение и конвекция, нагрев термически массивных тел, инерционный и регулярный этапы, схема термического слоя, метод эквивалентных источников.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-740-745

Вопросы, связанные с исследованием нагрева материалов применительно к металлургической теплотехнике в противотоке, рассмотрены в многочисленных публикациях, причем некоторые из них носят классический характер ввиду глубокого понимания авторами самой сути «противотока» для различных металлургических переделов. Безусловно, особое место среди многочисленных фундаментальных публикаций занимают исследования уральской и днепропетровской научно-педагогических школ металлургической теплофизики и теплотехники [1 – 10 и др.]. Из приведенного в настоящей работе литературного обзора становится очевидным, что все они посвящены изучению, анализу и усовершенствованию, как правило, агломерационного и доменного процессов. При этом практически не акцентируется внимание на целесообразности исследования внутреннего теплообмена при тепловой обработке стальных заготовок в газопламенных печах прокатного производства. Между тем современные конструкции нагревательных и термических печей и протекающие в них процессы обуславливают именно применение в ходе их расчетов (моделирования) теплообмена схемы противоточного нагрева.

На основании выполненного обзора можно отметить, что в современной научной литературе практически отсутствуют работы, касающиеся детального исследования внутреннего теплообмена при использовании в постановочном варианте классического описания противоточного нагрева стали. При этом более ранние публикации, например [9, 10], доказывают целесообразность развития приближенных аналитических методов расчета теоретического противотока при тепловой обработке стали в нагревательных печах.

В настоящей работе проведен детальный анализ существующих аналитических методов при решении технологических задач, где имеется возможность учета классического противотока, которые выделены в прилагаемом выше литературном обзоре. Установлено, что наиболее эффективен прием решения исходной задачи, приведенный в публикациях Э.М. Гольдфарба [6, 11],

где решение получено методом Фурье в виде искомых температурных функций, представленных бесконечными рядами. Следует отметить, что подобное решение приведено в известной работе [12].

Все перечисленные выше методы решения задач, за исключением [10], относятся к так называемому линейному классу и прежде всего за счет граничного условия, а значит, в меньшей степени соответствуют реальному процессу теплообмена, протекающему в печных агрегатах.

Между тем, еще в 1953 г. С.Е. Ростковский опубликовал работу [13], в которой акцентировал внимание на том, что, например, для различного конструктивного оформления методических печей, как правило, имеет место противоточное движение охлаждающихся продуктов сгорания и нагреваемого металла в условиях лучистого теплообмена.

В настоящей работе представлено решение нагрева термически массивных тел излучением и конвекцией с использованием противоточной схемы теплообмена. Такой случай в полной мере соответствует реальным условиям нагрева металла в методических печах [14 – 16].

Приведем исходную формулировку задачи:

$$\frac{1}{\rho^m}\frac{\partial}{\partial\rho}\left[\rho^m\frac{\partial\theta}{\partial\tau}\right]=\frac{\partial\theta}{\partial\tau}; \qquad (1)$$

$$\left.\frac{\partial\theta}{\partial\rho}\right|_{\rho=1}=\mathrm{Sk}\left\{\left[\theta_{\text{г}}^4(\tau)-\theta_{\text{п}}^4(\tau)\right]+\zeta\left[\theta_{\text{г}}(\tau)-\theta_{\text{п}}(\tau)\right]\right\}; \qquad (2)$$

$$\left.\frac{\partial\theta}{\partial\rho}\right|_{\rho=1}=0; \qquad (3)$$

$$\frac{d\theta_{\text{г}}}{d\tau}=\mathrm{Sk}\left\{\left[\theta_{\text{г}}^4(\tau)-\theta_{\text{п}}^4(\tau)\right]+\zeta\left[\theta_{\text{г}}(\tau)-\theta_{\text{п}}(\tau)\right]\right\}n_m; \qquad (4)$$

$$\theta(\rho,0)=\theta'=\text{const};\ \theta_{\text{г}}(0)=\theta_{\text{г}}''=1; \qquad (5)$$

здесь использованы следующие обозначения:

$$\theta(\rho,0)=\frac{T(r,t)}{T_{\text{г}}''};\ \theta_{\text{г}}(\tau)=\frac{T_{\text{г}}(t)}{T_{\text{г}}''};\ \rho=\frac{r}{R};$$

$$\tau=\mathrm{Fo}=\frac{at}{R^2};\ \mathrm{Sk}=\frac{\sigma_{\text{в}}T_{\text{г}}''^3R}{\lambda}\frac{n!}{r!(n-1)!};\ \mathrm{Bi}=\frac{\alpha R}{\lambda};$$

$$\zeta=\frac{\mathrm{Bi}}{\mathrm{Sk}};\ n=\frac{VC}{V_{\text{г}}C_{\text{г}}};\ n_m=(1+m)n,$$

в которых m_0, n_0 – параметры, характеризующие функцию распределения температур по сечению заготовки; Bi и Sk – критериальные числа Био и Старка; $\theta_{\text{г}}(\tau)$ и $\theta_{\text{п}}(\tau)$ – соответственно безразмерные температуры газа и поверхности в момент времени τ; n – отношение водяных чисел; m – коэффициент формы тела; $\theta(\rho,\tau)$ – безразмерная температура заготовки на расстоянии ρ от центра заготовки в момент времени τ; $\tau=\mathrm{Fo}$ – критерий Фурье; ζ – отношение критериев Био и Старка; T и $T_{\text{г}}$ – абсолютные температуры тела и газа; r – отсчитываемая от центра координата точки тела; $2R$ – толщина пластины, или диаметр цилиндра, шара; a – коэффициент температуропроводности; t – время; λ – теплопроводность металла; $V=FR/(1+m)$ – объем тела; F – его тепловоспринимающая поверхность; $V_{\text{г}}$ – объем газа; T', $T_{\text{г}}'$ и T'', $T_{\text{г}}''$ – соответствующие температуры тела и газа на входе и выходе; $c_{\text{г}}$ – теплоемкость газа; $\sigma_{\text{в}}$ и α – коэффициенты теплообмена излучением и конвекцией; использованы следующие индексы: $'$ – вход; $''$ – выход; 1 – инерционный этап; 2 – регулярный этап; п – поверхность; г – газ; * – окончание процесса нагрева; 0 – окончание инерционного этапа; в – видимый.

Установлено, что анализу и обобщению подобного класса нелинейных задач теории нагрева уделено незначительное внимание. И это, прежде всего, связано с тем, что последние два десятилетия лидирующее место в теории металлургических печей занимают численные методы с привлечением компьютерного моделирования, например [15, 16 и др.]. Обычно построение вполне определенной теории в металлургической теплотехнике всегда базировалось, прежде всего, на аналитических методах теории теплообмена и являлось основой для дальнейшего развития той или иной теории в металлургической теплотехнике, в формировании и развитии научного направления [3, 5, 6, 17 – 19 и др.].

По аналогии с работами [10, 14] решение исходной задачи (1) – (5) выполнено методом эквивалентных источников (МЭИ) для инерционного и упорядоченного (регулярного) этапов нагрева (модель термического слоя).

Для инерционного этапа ($0\le\tau\le\tau_0$; $\beta(\tau)\le\rho\le1$):

$$\left.\begin{aligned}\theta(\rho,\tau)&=\theta'+[\theta_{1\text{п}}(\tau)-\theta']\left[\frac{\rho-\beta(\tau)}{1-\beta(\tau)}\right]^2;\\ l(\tau)&=\frac{2}{\mathrm{Sk}}\frac{\theta_{1\text{п}}(\tau)-\theta'}{\left[\theta_{1\text{г}}^4(\tau)-\theta_{1\text{п}}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{1\text{г}}(\tau)-\theta_{1\text{п}}(\tau)\right]},\end{aligned}\right\} \qquad (6)$$

где $\beta(\tau)=1-l(\tau)$; здесь τ_0 – продолжительность инерционного этапа нагрева; $l(\tau)$ и $\beta(\tau)$ – глубина прогретого и непрогретого слоев.

Температура поверхности $\theta_{1\text{п}}(\tau)$ или температурный перепад $\Delta\theta_1(\tau)=\theta_{1\text{п}}(\tau)-\theta'$ определяются решением дифференциального уравнения

$$\frac{d}{d\tau}\left[\Delta\theta_1(\tau)\,l(\tau)\right]=\frac{6(1+m)\Delta\theta_1(\tau)}{l(\tau)}. \qquad (7)$$

С использованием данных работы [14] получим

$$l(\tau)=\sqrt{6(1+m)\tau}, \qquad (8)$$

и далее уравнение (7) принимает вид соотношения

$$\frac{d(l\Delta\theta_1)}{l\Delta\theta_1}=\frac{d\tau}{\tau},$$

интегрируя обе части которого, получим

$$\theta_1(\tau)=\sqrt{\frac{\tau}{6(1+m)}};\ \theta_{1п}(\tau)=\theta'+\sqrt{\frac{\tau}{6(1+m)}}. \qquad (9)$$

Используя выражения (6), исключив при этом $l(\tau)$ в уравнении (7), приходим к соотношению

$$\frac{d}{d\tau}\frac{\Delta\theta_1^2(\tau)}{\left[\theta_{1г}^4(\tau)-\theta_{1п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{1г}(\tau)-\theta_{1п}(\tau)\right]}=$$
$$=\frac{3}{2}(1+m)\mathrm{Sk}\left\{\left[\theta_{1г}^4(\tau)-\theta_{1п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{1г}(\tau)-\theta_{1п}(\tau)\right]\right\}. \qquad (10)$$

Из выражения (4) следует, что

$$\mathrm{Sk}\left\{\left[\theta_{1г}^4(\tau)-\theta_{1п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{1г}(\tau)-\theta_{1п}(\tau)\right]\right\}=\frac{1}{n_m}\frac{d\theta_г}{d\tau}. \qquad (11)$$

Подставив последнее в правую часть соотношения (10), получим

$$\frac{d}{d\tau}\frac{\Delta\theta_1^2(\tau)}{\left[\theta_{1г}^4(\tau)-\theta_{1п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{1г}(\tau)-\theta_{1п}(\tau)\right]}=\frac{3}{2}\frac{\mathrm{Sk}}{n}\frac{d\theta_{1г}}{d\tau}.$$

Интегрируя обе части последнего выражения с учетом уравнения (5), находим

$$\frac{\Delta\theta_1^2(\tau)}{\left[\theta_{1г}^4(\tau)-\theta_{1п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{1г}(\tau)-\theta_{1п}(\tau)\right]}=\frac{3}{2}\frac{\mathrm{Sk}}{n}[\theta_{1г}(\tau)-1]. \qquad (12)$$

Используя систему уравнений (6), получим

$$\left[\theta_{1г}^4(\tau)-\theta_{1п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{1г}(\tau)-\theta_{1п}(\tau)\right]=\frac{2\theta_1(\tau)}{\mathrm{Sk}l(\tau)};$$
$$\theta_{1г}(\tau)=1+\frac{n}{3}\Delta\theta_1(\tau)l(\tau),$$

а при использовании (8), (9)

$$\theta_{1г}(\tau)=1+\frac{n\tau}{3};\ \ \tau\le\tau_0=\frac{1}{6(1+m)}. \qquad (13)$$

К моменту окончания инерционного этапа ($\tau=\tau_0$, $l(\tau_0)=1$) получим

$$\left.\begin{aligned}\theta_{1г}(\tau)&=1+\frac{n}{18(1+m)};\ \theta_{1г}(\tau_0)=\theta_{1г}^0;\\ \theta_1(\tau)&=\tau=\sqrt{\frac{\tau}{6(1+m)}};\ \Delta\theta_1^0=\tau_0.\end{aligned}\right\} \qquad (14)$$

Для регулярного этапа нагрева ($\tau_0\le\tau\le\tau_*$; $0\le\rho\le1$) имеем

$$\frac{1}{\rho^m}\frac{\partial}{\partial\rho}\left(\rho^m\frac{\partial\theta_2}{\partial\rho}\right)=f_2(\tau). \qquad (15)$$

В соответствии с работой [21] получим эквивалентный источник $f_2(\tau)$ в виде

$$f_2(\tau)=(1+m)\int_0^1\rho^m\frac{\partial\theta_2}{\partial\tau}d\rho=(1+m)\frac{d}{d\tau}\int_0^1\theta_2(\rho,\tau)\rho^m d\rho; \qquad (16)$$

$$f_2(\tau)=(1+m)\mathrm{Sk}\left\{\left[\theta_{2г}^4(\tau)-\theta_{2п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{2г}(\tau)-\theta_{2п}(\tau)\right]\right\}. \qquad (17)$$

Далее определим

$$\theta_2(\rho,\tau)=\theta_{2п}(\tau)-\mathrm{Sk}\times$$
$$\times\left\{\left[\theta_{2г}^4(\tau)-\theta_{2п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{2г}(\tau)-\theta_{2п}(\tau)\right]\right\}(1-\rho^2), \qquad (18)$$

откуда при $\rho=0$ находим

$$\Delta\theta_2(\tau)=\theta_{2п}(\tau)-\theta_{2ц}(\tau)=\frac{\mathrm{Sk}}{2}\times$$
$$\times\left\{\left[\theta_{2г}^4(\tau)-\theta_{2п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{2г}(\tau)-\theta_{2п}(\tau)\right]\right\}. \qquad (19)$$

Из условия теплового баланса (10) для упорядоченного этапа:

$$\frac{\theta_2(\tau)}{n}+D=\theta_{2п}(\tau)-\frac{\mathrm{Sk}}{3+m}\times$$
$$\times\left\{\left[\theta_{2г}^4(\tau)-\theta_{2п}^4(\tau)\right]+\xi\left[\theta_{2г}(\tau)-\theta_{2п}(\tau)\right]\right\} \qquad (20)$$

(здесь D – постоянная интегрирования) получим

$$\theta_{2г}(\tau)=\left[\theta_{2п}(\tau)-\frac{2}{3+m}\theta_2(\tau)-D\right]n. \qquad (21)$$

Вычисляем

$$D=\theta'-\frac{1}{n}+\frac{2m}{3(3+m)}=\left(\theta_{1п}^0-\theta'\right). \qquad (22)$$

Далее в регулярном периоде нагрева устанавливаем взаимосвязь между основными параметрами $\theta_{2г}(\tau)$, $\theta_{2п}(\tau)$, $\theta_{2ц}(\tau)$:

$$\theta_{2г}(\tau)=1-\frac{2mn}{3(3+m)}\Delta\theta_1^2+\frac{n}{3+m}\times$$
$$\times\left\{(1+m)\left[\theta_{2п}(\tau)-\theta_{2ц}(\tau)\right]+(3+m)\left[\theta_{2ц}(\tau)-\theta'\right]\right\}.$$

В дальнейшем, после несложных математических преобразований, получим дифференциальное уравнение с разделяющимися переменными:

$$\frac{d\theta_{2г}}{\left[1-k_2\theta_{2г}(\tau)\right]\theta_{2г}^3(\tau)}+\frac{4k_1\mathrm{Sk}d\theta_{2г}}{(3+m)\left[1-k_2\theta_{2г}(\tau)\right]}=$$
$$=4(1+m)k_1\mathrm{Sk}\theta_c d\tau; \qquad (23)$$

здесь

$$k_1 = 1 + \xi\left(\frac{\theta_{2г}(\tau) - \theta_{2п}(\tau)}{\theta^4_{2г}(\tau) - \theta^4_{2п}(\tau)}\right) \approx 1 + \frac{0,275 + 0,058m}{\mathrm{Sk}},$$

$$k_2 = \frac{1-n}{\theta_c}. \qquad [20]$$

Решение уравнения (23) получаем в виде

$$\Phi_г(\tau) - \Phi^0_г = 4(1+m)\frac{k_1 \mathrm{Sk}\theta_c}{k_2}(\tau - \tau_0); \qquad (24)$$

здесь

$$\left.\begin{aligned} \Phi_г(\tau) &= \ln\theta_{2г}(\tau) - p\ln\left[1 - k_2\theta_{2г}(\tau)\right] - \frac{0,5 + \theta_{2г}(\tau)}{k_2^2\theta^2_{2г}}; \\ \Phi^0_г &= \Phi_г(\tau_0), \quad p = 1 + \frac{4k_1\mathrm{Sk}}{k_2^2(3+m)}. \end{aligned}\right\} \qquad (25)$$

Используя выражение (20), приходим к уравнению

$$\theta^2_{2п}(\tau) + a_{1п}\theta_{2п}(\tau) = a_{0п}(\tau), \qquad (26)$$

в котором $a_{1п} = \dfrac{3+m}{\mathrm{Sk}} + \xi;$

$$a_{0п}(\tau) = \theta^4_{2г}(\tau) + \frac{3+m}{n\mathrm{Sk}}\left\{\left[1 + \xi\left(\frac{n\mathrm{Sk}}{3+m}\right)\right]\theta_{2г}(\tau) - \theta_c\right\}.$$

Уравнение (26) имеет известное решение [21]:

$$\theta_{2п}(\tau) = \frac{1}{2}\left(\sqrt{\frac{2a_{1п}}{b_п} - b^2_п} - b_п\right), \qquad (27)$$

где $b_п = \sqrt{U_п + V_п};\ \left.\begin{matrix} U_п \\ V_п \end{matrix}\right\} = \sqrt[3]{\dfrac{a^2_{1п}}{2} \pm \sqrt{\Delta_п}};$

$$\Delta_п = \left(\frac{4a_{0п}}{3}\right)^3 + \left(\frac{a^2_{1п}}{2}\right)^2.$$

Выражение для температуры оси (при $\rho = 0$) принимает вид

$$\theta_{2п}(\tau) = \theta_{2п}(\tau) - \frac{\mathrm{Sk}}{2} \times$$
$$\times\left\{\left[\theta^4_{2г}(\tau) - \theta^4_{2п}(\tau)\right] + \xi\left[\theta_{2г}(\tau) - \theta_{2п}(\tau)\right]\right\}. \qquad (28)$$

Среднемассовая температура тела определяется как

$$\bar{\theta}_2(\tau) = \frac{\theta_{2г}(\tau) - \theta_c}{n}. \qquad (29)$$

Время τ_* окончания периода нагрева определяется по решению (24) в предположении, что $\theta^*_{2п} = \theta_{2п}(\tau_*) = \eta\theta_{2г}(\tau_*) = \eta\theta^*_{2г}$ (здесь η – показатель степени завершенности процесса).

Таким образом, подставляя значение $\theta^*_{2п} = \eta\theta^*_{2г}$ в уравнение (26), приходим к алгебраическому выражению, аналогичному (27), но относительно величины $\theta^*_{2г}$. Соответственно коэффициенты $a_{1г}$ и $a_{0г}$ имеют вид

$$a_{1г} = \frac{3+m}{n\mathrm{Sk}}\frac{1-\eta n}{1-\eta^4}\left[1 + \xi\left(\frac{n\mathrm{Sk}}{3+m}\right)\frac{1-\eta}{1-\eta n}\right];\ a_{0г} = \frac{(3+m)\theta_c}{n\mathrm{Sk}(1-\eta^4)}.$$

После вычисления температуры $\theta^*_{2г}$ находим соответствующее ей значение τ_*:

$$\tau_* = \tau_0 + \frac{k_2^2}{4(1+m)k_1\mathrm{Sk}\theta_c}\left(\Phi^*_г - \Phi^0_г\right). \qquad (30)$$

Таким образом, можно резюмировать: сформулированная нелинейная задача (1) – (5) нагрева термомассивных тел в противотоке решена полностью, что позволяет выполнить расчеты функций $\theta_г(\tau)$, $\theta_п(\tau)$, $\theta_ц(\tau)$, $\bar{\theta}(\tau)$, $\Delta\theta(\tau)$ и время τ_*.

Здесь, очевидно, полагая $\xi = 0$, приходим к решению задачи исключительно радиационного нагрева в противотоке, но в обобщенной постановке. Однако, полагая $m = 0$ и принимая $\theta = 0,5$; $\mathrm{Sk} = 0,5$; $n = 0,5$; $\eta = 0,99$, появляется реальная возможность сопоставить результаты исследований, полученные здесь и ранее авторами в работе [9].

Результаты сопоставительных расчетов представлены в графической форме на рис. 1. Очевидно, что при $\tau_0 = 0,166$ применение решения, приведенного в настоящей работе, практически полностью согласовывается с расчетными данными, полученными с применением гидростатического интегратора для пластины, что дает основание для использования решения (13), (14), (26) – (30) в практических расчетах промышленных печей, применяющих противоточный режим нагрева материалов.

В качестве примера на рис. 2 представлены результаты расчета нагрева излучением и конвекцией пласти-

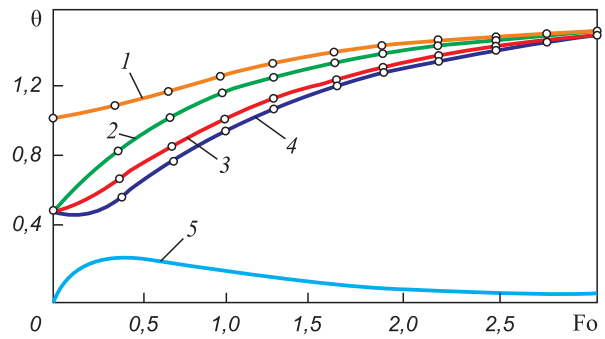


Рис. 1. Сопоставление результатов при нагреве пластины в противотоке:
——— – по МЭИ; —○— – по методу Кавадерова–Калугина;
1 – 4 – температура дыма (печи), поверхности, среднемассовая, центра; *5* – перепад температур по сечению

Fig. 1. Comparison of the results of plate counterflow heating:
——— – according to ESM; —○— – according to Kavaderov-Kalugin method;
1 – 4 – temperatures of smoke (of furnace), surface, bulk, center;
5 – cross-sectional temperature difference

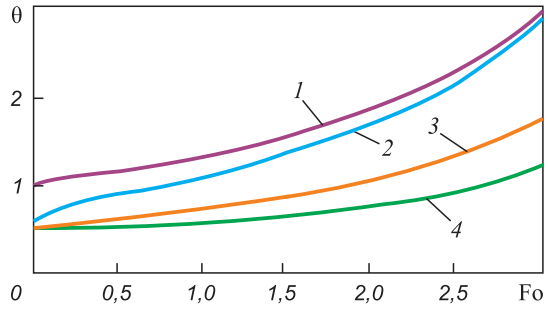


Рис. 2. Изменение температур при нагреве пластины в противотоке излучением и конвекцией одновременно при ξ = 1,0; Sk = 0,5; *n* = 1,5; *1 – 4* – температуры дыма (печи); поверхности; среднемассовая; центра

Fig. 2. Temperatures change at counteflow heating of a plate by radiation and convection simultaneously with ξ = 1,0; Sk = 0,5; *n* = 1,5; *1 – 4* – temperatures of smoke (of furnace); surface; bulk; center

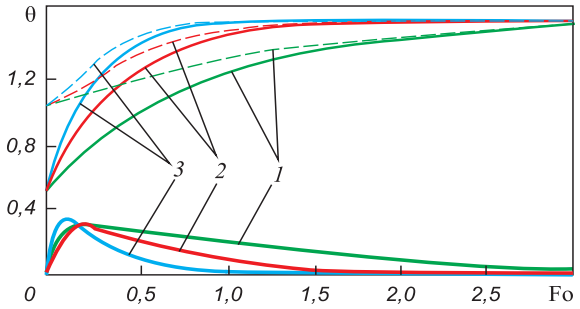


Рис. 3. Динамика температур при нагреве пластины (*1*), цилиндра (*2*) и шара (*3*) в противотоке излучением и конвекцией (Sk = 0,5; ξ = 1,0; *n* = 0,5; Fo = τ_* = 3,0); штриховые линии – температура дыма (печи); нижние линии – температурный перепад

Fig. 3. Temperatures dynamics at counterflow heating of a plate (*1*), cylinder (*2*), sphere (*3*) by radiation and convection (Sk = 0,5; ξ = 1,0; *n* = 0,5; Fo = τ_* = 3,0); dashed lines – temperature of smoke (of furnace); bottom lines – temperature drop

ны при ξ = 1,0; Sk = 0,5; *n* = 1,5. Здесь очевидно, что процесс расходящийся, что, в сущности, характерно для чисел *n* > 1. В связи с этим для выполнения теплотехнических расчетов при нагревании термомассивных тел в теоретическом противотоке рекомендовано использование значений *n* < 1 и ξ ≤ 1,0.

В дальнейшем выполнены расчеты по нагреву плиты, цилиндра и шара при исходных данных ξ = 1,0; Sk = 0,5; *n* = 0,5; θ = 0,5; τ_* = Fo = 3,0. Результаты вычислений, приведенные на рис. 3, показали, что все они соответствуют реальным теплофизическим процессам для тел классической геометрии [6].

Выводы. Выполнено решение задачи нагрева термомассивных тел классической формы в теоретическом противотоке при задании теплообмена излучением и конвекцией одновременно. Аналитическая часть решения поставленной задачи реализована с помощью метода эквивалентных источников для инерционного и упорядоченного периодов нагревания. Результаты выполненного тестового расчета для пластины практически полностью совпали с известным классическим решением исходной задачи Кавадерова–Калугина [9]. Представленные в работе результаты дают все основания для дальнейшего применения приведенных выражений в теплотехнических расчетах металлургических печей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Китаев Б.И. Теплообмен в шахтных печах. – Свердловск-М.: Металлургиздат, 1945. – 152 с.
2. Китаев Б.И. Теплообмен в доменных печах. – Свердловск-М.: Металлургиздат, 1949. – 628 с.
3. Кавадеров А.В. Тепловая работа пламенных печей. – Свердловск: Металлургиздат, 1956. – 367 с.
4. Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Сучков В.Д. Теплообмен в шахтных печах. – Свердловск-М.: Металлургиздат, 1957. – 280 с.
5. Китаев Б.И. Теплообмен в доменной печи. – М.: Металлургия, 1966. – 356 с.
6. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1967. – 439 с.
7. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б.И. Китаев, В.Н. Тимофеев, Б.А. Боковиков и др. – М.: Металлургия, 1972. – 432 с.
8. Лисиенко В.Г., Лобанов В.И., Китаев Б.И. Теплофизика металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1982. – 240 с.
9. Кавадеров А.В., Калугин В.И. Закономерности нагрева массивного тела излучением в противотоке. – В кн.: Нагрев металла и работа нагревательных печей: Сб. науч. тр. ВНИИМТ. – Свердловск: Металлургиздат, 1960. № 6. С. 59 – 70.
10. Постольник Ю.С. К расчету температур и времени нагрева массивных тел при противоточном теплообмене // Изв. вуз. Черная металлургия. 1990. № 6. С. 84 – 86.
11. Гольдфарб Э.М. Нагрев тел различной формы газами в прямотоке и противотоке // ЖТФ. 1954. Т. 24, № 6. С. 1012 – 1019.
12. Иванцов Г.П., Любов Б.Я. Прогрев кусковых материалов в условиях противотока // ДАН СССР. 1952. Т. 85, № 5. С. 993 – 995.
13. Ростковский С.Е. Передача тепла излучением при противотоке (к теории методических нагревательных печей) // Теплотехника слитка и печей: Тр. ЦНИИЧМ. – М.: Металлургиздат, 1953. Вып. 2 (5). С. 17 – 25.
14. Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И., Сичевой А.П. Анализ технологии нагрева металла в пламенных печах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1979. № 2. С. 110 – 113.
15. Нагрев стальных слябов // В.Н. Перетятько, Н.В. Темлянцев, М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайленко. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.
16. Стальной слиток. В 3-х т. Т. 3. Нагрев / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, И.А. Трусова и др.; под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. – Минск: Бел. наука, 2001. – 879 с.
17. Металлургические печи / В.А. Баум, Д.В. Будрин, А.И. Ващенко и др. Под науч. ред. М.А. Глинкова. – М.: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1951. – 975 с.
18. Губинский В.И., Лу Чжун У. Теория пламенных печей. – М.: Машиностроение, 1995. – 255 с.
19. Металлургические печи. Теория и расчеты: Учебник. В 2-х т. / В.И. Губинский, В.И. Тимошпольский, В.М. Ольшанский и др.; под общ. ред. В.И. Тимошпольского, В.И. Губинского. – Минск: Бел. наука, 2007. Т. 1. – 596 с.; Т. 2. – 832 с.
20. Кавадеров А.В., Самойлович Ю.А. Закономерности нагрева пластины и цилиндра одновременно излучением и конвекцией // Нагрев металла и работа нагревательных печей : Сб. науч. тр. ВНИИМТ. 1960. № 6. С. 44 – 58.
21. Тимошпольский В.И., Постольник Ю.С., Андрианов Д.Н. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии. – Минск: Бел. наука, 2005. – 560 с.

Поступила 7 мая 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 740–745.

BLANK HEATING IN METALLURGICAL FURNACES BASED ON A THEORETICAL COUNTERFLOW MODEL

***Yu.S. Postol'nik, V.I. Timoshpol'skii*[1], *I.A. Trusova*[2]**

[1] CJSC PII SIT "NEFTEGAZSTROIIZOLYATSIYA", Kiev, Ukraine
[2] Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

Abstract. The analysis of certain well-known and classical methods for calculations of thermo-massive slab heating under conditions of theoretical counterflow is presented. In case at hand, publications by B.I. Kitaev, E.M. Goldfarb, G.P. Ivantsov, and B.Ya. Lubov have been analyzed in full details. It was demonstrated that literature lacks a reliable engineering method of calculation of heating thermo-massive semi-products with simultaneous exposure to thermal radiation and convection, even though the basic class of heating furnaces in the rolling industry are running in the counterflow mode. The authors have worked out a solution for the problem of thermally massive blank heating subject to simultaneous thermal radiation and convection, as well as using a counterflow heat exchange configuration. The stated problem has been solved using the method of equivalent sources (MES) in accordance with the thermal layer format, for two successive stages of heat exchange, namely: – inertial and orderly (regular). To estimate the level of adequacy of the result, the derived solutions have been compared with the classical ones by Kavalderov A.V. and Kalugin V.I. for the case of radiate heating. The results show a satisfactory fit of estimated data for the solution by the method of equivalent sources and with the use of a hydrostatic integrator. The calculations for blank heating have been made for semi-products of classical forms (plate, cylinder and sphere). The proposed technique can be used in heat-engineering calculations as applied to heating-up of ingots and billets in steel-making furnaces to estimate metal temperature fields.

Keywords: counterflow heat exchange, radiation and convection, heating of thermally massive blanks, inertial and regular stages, thermal layer scheme, method of equivalent sources.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-740-745

REFERENCES

1. Kitaev B.I. *Teploobmen v shahtnykh pechah* [Heat exchange in shaft furnaces]. Sverdlovsk-Moscow: Metallurgizdat, 1945, 152 p. (In Russ.).
2. Kitaev B.I. *Teploobmen v domennykh pechakh* [Heat exchange in blast furnaces]. Sverdlovsk-Moscow: Metallurgizdat, 1949, 628 p. (In Russ.).
3. Kavaderov A.V. *Teplovaya rabota plamennykh pechei* [Thermal work of open-flame furnaces]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1956, 367 p. (In Russ.).
4. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Suchkov V.D. *Teploobmen v shakhtnykh pechakh* [Heat exchange in shaft furnaces]. Sverdlovsk-Moscow: Metallurgizdat, 1957, 280 p. (In Russ.).
5. Kitaev B.I. *Teploobmen v domennoi pechi* [Heat exchange in blast furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1966, 356 p. (In Russ.).
6. Gol′dfarb E.M. *Teplotekhnika metallurgicheskikh protsessov* [Heat engineering in metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 439 p. (In Russ.).
7. Kitaev B.I., Timofeev V.N., Bokovikov B.A., Malkin V.M., Shvydkii V.S., Shklyar F.R., Yaroshenko Yu.G. *Teplo- i massoobmen v plotnom sloe* [Heat- and mass exchange in a dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 432 p. (In Russ.).
8. Lisienko V.G., Lobanov V.I., Kitaev B.I. *Teplofizika metallurgicheskikh protsessov* [Thermal physics in metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 240 p. (In Russ.).
9. Kavaderov A.V., Kalugin V.I Peculiarities of solid body heating by radiation in a counterflow. In: *Nagrev metalla i rabota nagrevatel'nykh pechey: sb. nauch. tr. VNIIMT* [Heating of metal and work of heating furnaces: Coll. of scientific papers of VNIIMT]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1960, no. 6, pp. 59–70. (In Russ.).
10. Postol′nik Yu.S. On the calculation of heating temperature and time of solid bodies at a counterflow heat exchange. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1990, no. 6, pp. 84–86. (In Russ.).
11. Gol′dfarb E.M. Heating of bodies with different forms with gases in uniflow and counterflow. *ZhTF*. 1954, vol. 24, no. 6, pp. 1012–1019. (In Russ.).
12. Ivantsov G.P., Lyubov B.Ya. Heating of lump materials in a conditions of a counterflow. *DAN SSSR*. 1952, vol. 85, no. 5, pp. 993–995. (In Russ.).
13. Rostkovskii S.E. Heat transfer by radiation in counterflow (to the theory of methodical reheating furnaces). In: *Teplotekhnika slitka i pechei: Sb.tr. TsNIIChM* [Heat engineering of ingot and furnaces]. Moscow: Metallurgizdat, 1953, vol. 2 (5), pp. 17–25. (In Russ.).
14. Postol′nik Yu.S., Timoshpol′skii V.I., Sichevoi A.P. Analysis of metal heat technology in combustion furnaces. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1979, no. 2. pp. 110–113. (In Russ.).
15. Peretyat′ko V.N., Temlyantsev N.V., Temlyantsev M.V., Mikhailenko Yu.E. *Nagrev stal'nykh slyabov* [Heating of steel slabs]. Moscow: Teplotekhnik, 2008, 192 p. (In Russ.).
16. Timoshpol′skii V.I., Samoilovich Yu.A., Trusova I.A., Filippov V.V., Nesenchuk A.P. *Stal'noy slitok. V 3 t. T. 3. Nagrev* [Steel ingot. In 3 volumes. Vol. 3. Heating]. Timoshpol′skii V.I., Samoilovich Yu.A. eds. Minsk: Bel. nauka, 2001, 879 p. (In Russ.).
17. Baum V.A., Budrin D.V., Vaschenko A.I., Glinkov M.A., Granovskii B.L., Kitaev B.I., Kuz′min M.A., Mikhailenko A.Ya., Nazarov I.S., Plotnikov L.A., Semikin I.D., Taits N.Yu., Troib S.G. *Metallurgicheskie pechi* [Metallurgical furnaces]. Glinkov M.A. ed. Moscow: GNTI literatury po chernoi i tsvetnoi metallurgii, 1951, 975 p. (In Russ.).
18. Gubinskii V.I., Lu Chzhun U. *Teoriya plamennykh pechei* [Theory of combustion furnace]. Moscow: Mashinostroenie, 1995, 255 p. (In Russ.).
19. Gubinskii V.I., Timoshpol′skii V.I., Ol′shanskii V.M., Mastrykov B.S., Nesenchuk A.P., Trusova I.A., Svinolobov N.P., Abramenkov Yu.Ya., Gres L.P., Mandel′ N.L. *Metallurgicheskie pechi. Teoriya i raschety. Uchebnik. V 2 t.* [Metallurgical furnaces. Theory and calculations. Text-book in 2 vols.]. Timoshpol′skii V.I., Gubinskii V.I. eds. Minsk: Bel. nauka, 2007, vol. 1, 596 p; vol. 2, 832 p. (In Russ.).
20. Kavaderov A.V., Samoilovich Yu.A. Heating peculiarities of a plate and cylinder simultaneously by radiation and convection . In: *Nagrev metalla i rabota nagrevatelnykh pechei: Sb. nauch. tr VNIIMT* [Heating of metal and work of heating furnaces: Coll. of scientific papers of VNIIMT]. Sverdlovsk, 1960, no. 6, pp. 44–58. (In Russ.).
21. Timoshpol′skii V.I., Postol′nik Yu.S., Andrianov D.N. *Teoreticheskie osnovy teplofiziki i termomekhaniki v metallurgii* [Theoretical basis of thermal physics and thermal mechanics in metallurgy]. Minsk: Bel. nauka, 2005, 560 p. (In Russ.).

Information about the authors:

Postol'nik Yu.S., *Dr. Sci. (Eng.), Professor*
Timoshpol'skii V.I., *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of Science and New Equipment* (tree-89@mail.ru)
Trusova I.A., *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metallurgical Technologies* (irinadnepr5@gmail.ru)

Received May 7, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 10. С. 746 – 752.
© 2016. *Кулаков С.М., Мусатова А.И., Баранов П.П., Койнов Р.С.*

УДК 624.7.001.5

МУЛЬТИСТРУКТУРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СРОКОВ ОКУПАЕМОСТИ ПРОЕКТНЫХ РЕШЕНИЙ

Кулаков С.М., *д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Автоматизации и информационных систем»* (kulakov-ais@mail.ru)
Мусатова А.И., *старший преподаватель кафедры «Корпоративной экономики и управления персоналом»* (musatova-ai@yandex.ru)
Баранов П.П., *д.э.н., профессор кафедры «Финансов, учета и аудита»* (bpavel@ngs.ru)
Койнов Р.С., *ведущий специалист по информатизации* (koynov_rs@mail.ru)

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

Аннотация. На базе многоструктурного подхода сформулирована и решена задача разработки алгоритмического обеспечения системы поддержки принятия решений о сроках окупаемости инвестиционного проекта, которая функционирует в изменяющейся обстановке. Предложено определять срок окупаемости проекта по прогнозным вариантам его масштаба, источников и размеров инвестиций, ожидаемых денежных поступлений от реализации проекта и финансового состояния предприятия – заказчика проекта. Для этого разработаны математические модели вариантных сроков окупаемости проекта, позволяющие осуществлять пошаговую ситуационную имитацию накопления доходов, направляемых на компенсацию затрат по проекту. Варианты оценок срока окупаемости предоставляются лицу, осуществляющему выбор лучшего, с точки зрения его предпочтения, варианта. Приведен пример многовариантного расчета срока окупаемости применительно к проекту реконструкции сталеплавильного производства.

Ключевые слова: многовариантность, прогнозирование, чистая прибыль, амортизационные отчисления, инвестиции, проект, доход, дисконтирование, оценка, сроки окупаемости.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-746-752

В условиях рыночной экономики предприятия имеют ограниченные свободные финансовые ресурсы, поэтому принятие решений по реализации предлагаемых инвестиционных проектов (реконструкции, модернизации, организационно-технических мероприятий) требует оценки их эффективности с использованием объединения различных методов, моделей и критериев. Инвестиционный проект рассматривается с разных сторон: финансовой, технологической, маркетинговой, организационной и временной. Как правило, основным ограничителем реализации инвестиционного проекта является возможность его финансирования. Источники денежных средств варьируются по степени их доступности: внутренний источник (собственные средства), внешний источник (банковские кредиты и займы) и смешанный источник финансирования.

В настоящее время используются разнообразные методы оценки эффективности инвестиционных проектов [1 – 7], выбор которых зависит от масштабности и продолжительности осуществления проекта, от объема инвестиций (в том числе капитальных вложений), финансовой устойчивости предприятия и от множества других факторов. Малые инвестиционные проекты (не требующие значительных инвестиций) оцениваются простейшими (статическими) методами, которые определяют срок окупаемости, норму прибыли на капитал, чистый доход. Крупномасштабные проекты вызывают необходимость сложных расчетов ожидаемых денежных потоков и оцениваются динамическими методами [8 – 10], которые определяют, с учетом фактора времени, дисконтированный срок окупаемости, чистый дисконтированный доход, внутреннюю норму прибыли, индекс доходности [11].

Базовым (первоначальным) показателем оценивания эффективности инвестиционного проекта является расчетный срок окупаемости ($T_{\text{ок}}^{\text{р}}$), т. е. период времени, за который сумма ожидаемых (прогнозируемых) ежегодных денежных поступлений $Д(t_j)$ от реализации проекта окупит (компенсирует) сумму И первоначальных затрат (инвестиций) [12]:

$$T_{\text{ок}}^{\text{р}} = \frac{\text{И}}{\sum_{j=1}^{n} Д(t_j)}, \text{ лет.} \qquad (1)$$

Руководитель предприятия (заказчик проекта) как лицо, принимающее решение, в первую очередь анализирует расчетный срок окупаемости инвестиций, определяет его экономическую и финансовую обоснован-

ность, сравнивает с собственной оценкой предельного срока для конкретного проекта.

Важно отметить, что исходные данные, необходимые для расчета срока окупаемости, имеют многовариантную природу, обусловленную многообразием возможных способов инвестирования и прогнозирования соответствующих доходов от реализации проекта. С учетом этого целесообразно использовать метод многоструктурного моделирования, позволяющий многовариантно оценивать сроки окупаемости.

Основной составляющей дохода от внедрения проекта является чистая прибыль от реализации продукции:

$$П_р^ч = \sum_{i=1}^{n}\left[(Ц_i - С_i)ТП_i\right] - Н, \text{ руб}, \quad (2)$$

где $Ц_i$ – оптовая (рыночная) цена *i*-й товарной продукции ($ТП_i$), руб/ед; $С_i$ – полная себестоимость (издержки) единицы *i*-й продукции, руб/ед; Н – налог на прибыль, руб.

Можно определить (выделить) следующие возможные варианты использования расчетной чистой прибыли для компенсации затрат (инвестиций) на разработанный проект:

а) вся чистая прибыль направляется на покрытие инвестиций

$$Д_1 = П_р^ч, \text{ руб}; \quad (3)$$

б) прирост чистой прибыли от реализации проекта, связанный с модернизацией действующего объекта, направляется на покрытие инвестиций:

$$Д_2 = \Delta П_р^ч; \quad \Delta П_р^ч = \left(П_{р2}^{ед} - П_{р1}^{ед}\right)ТП, \text{ руб}; \quad (4)$$

здесь $П_{р1}^{ед}$ и $П_{р2}^{ед}$ – чистая прибыль (при прочих равных условиях) после и до модернизации, руб/ед; $ТП = \sum_{i=1}^{n} ТП_i$ – суммарный объем товарной продукции;

в) часть (доля) *d* чистой прибыли, отчисляемая в фонд накопления, направляется на покрытие инвестиций (фонд создается по решению акционеров – собственников)

$$Д_3 = П_р^ч d, \text{ руб}; \quad (5)$$

г) часть прироста чистой прибыли, отчисляемая в фонд накопления

$$Д_4 = \Delta П_р^ч d, \text{ руб}. \quad (6)$$

Кроме перечисленных вариантов дохода денежных поступлений, при самофинансировании проекта к доходу могут быть дополнительно отнесены вариантные амортизационные отчисления от основных фондов и нематериальных активов, используемых в проекте: равномерные амортизационные отчисления (А); ускоренные амортизационные отчисления ($А_у$), предусмотренные действующими нормативно-правовыми актами: $Д_5 = П_р^ч + А$; $Д_6 = П_р^ч + А_у$.

Задача оценки сроков окупаемости состоит в следующем.

Дано.

1. Исходные данные для расчета срока окупаемости проекта:
   - объем инвестиций на разработку и реализацию проекта (И);
   - чистая прибыль за единичный период *t* (год, месяц), выбранный в качестве шага расчета срока окупаемости $T_{ок}$, руб/*t*;
   - первоначальная стоимость ($С_{оф}$) вводимых основных фондов проекта, руб;
   - средневзвешенная норма амортизации инвестиций, %.

2. Варианты математической модели дохода от реализации проекта:

$$Д_1; Д_2; Д_3; Д_4; Д_5 = Д_1 + А; Д_6 = Д_1 + А_у;$$
$$Д_7 = Д_2 + А; Д_8 = Д_2 + А_у; Д_9 = Д_3 + А;$$
$$Д_{10} = Д_3 + А_у; Д_{11} = Д_4 + А; Д_{12} = Д_4 + А_у.$$

3. Варианты модели вложений инвестиций в проект:
   - единовременное полное вложение средств в проект ($И_1$);
   - равномерное распределение инвестиций по единичным интервалам времени ($И_2$);
   - линейно растущие или убывающие вложения инвестиций во времени ($И_3$);
   - распределение вложений в соответствии с произвольным нелинейным законом ($И_4$).

Требуется.

1. Оценить альтернативные сроки окупаемости с использованием вариантов моделей инвестиционных вложений в проект и вариантов моделей доходов от реализации проекта.

2. Проранжировать вариантные сроки окупаемости проекта и предоставить их лицу, принимающему решение (ЛПР), для выбора наиболее предпочтительного срока.

Для решения поставленной задачи разработаны многомодельная система (рис. 1) и процедура оценивания сроков окупаемости проекта на основе ожидаемых денежных поступлений (доходов от реализации проекта) и расходов на каждом шаге (отрезке времени) расчетного периода для анализа и выбора рационального варианта, которая включает три основных вида моделей прогнозирования сроков окупаемости проекта:
   - модели, предполагающие равномерное поступление доходов (М1);
   - модели, прогнозирующие неравномерное поступление доходов (М2);

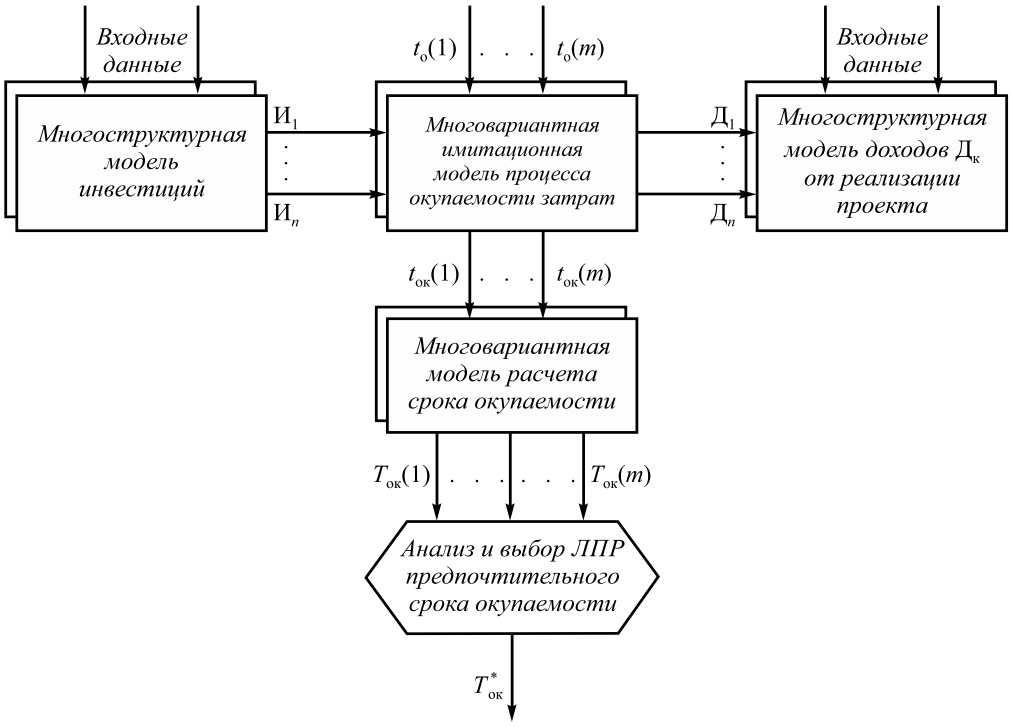


Рис. 1. Схема мультиструктурной системы моделирования окупаемости инвестиционного проекта:
$t_0(1)$, …, $t_0(m)$ – моменты начала внедрения проекта; $t_{ок}(1)$, …, $t_{ок}(m)$ – моменты окупаемости для вариантных моделей инвестирования и компенсации затрат; $И_1$, …, $И_n$ – варианты программы инвестирования; $Д_1$, …, $Д_m$ – варианты моделей формирования доходов от реализации проекта; $T_{ок}(1)$, …, $T_{ок}(m)$ – вариантные сроки окупаемости проекта, $T_{ок} = t_{ок} - t_0$

Fig. 1. Diagram of multilattice system of modeling of investment project payback:
$t_0(1)$, …, $t_0(m)$ – moments of the beginning of the project implementation; $t_{ок}(1)$, …, $t_{ок}(m)$ – moments of the payback for variant investment patterns and recovery of expenses; $И_1$, …, $И_n$ – patterns of investment program; $Д_1$, …, $Д_m$ – variants of models of income generation from the realization of the project; $T_{ок}(1)$, …, $T_{ок}(m)$ – variant payback period of the project, $T_{ок} = t_{ок} - t_0$

– модели, учитывающие дисконтирование неравномерных прогнозируемых доходов (М3).

Укрупненный алгоритм прогнозирования сроков окупаемости инвестиционного проекта приведен на рис. 2, его детализация представлена в работе [13].

Множество М1 моделей предполагает, что денежные потоки от внедрения проекта будут поступать равномерно по интервалам времени (по годам, кварталам или месяцам). Первоначально определяются сроки окупаемости проекта для моделей дохода $Д_1$, $Д_2$ и осуществляется проверка соответствия $T_{ок1}$, $T_{ок2}$ экспертно установленным границам $T^*_{ок}$, $T^{**}_{ок}$. Оценки $T_{ок1}$, $T_{ок2}$, соответствующие данным границам, запоминаются. Последующие оценки сроков окупаемости выполняются для моделей дохода $Д_3$, $Д_4$, отличающихся от $Д_1$, $Д_2$, учетом доли d чистой прибыли или ее прироста, отчисляемых в фонд накопления. При этом предполагается, что доля d может по шагам (интервалам времени) изменяться в заданных пределах от d^* до d^{**} с выбранным шагом Δd, который может принимать значения от Δd^* до Δd^{**}. Оценки $T_{ок3}$, $T_{ок4}$, соответствующие заданным границам T^*, T^{**}, запоминаются.

Аналогично определяются сроки окупаемости проекта для моделей $Д_5$ – $Д_{12}$ доходов, включающих в себя модели $Д_1$, $Д_2$, $Д_3$, $Д_4$, а также амортизационные отчисления (равномерные – для $Д_5$, $Д_7$, $Д_9$, $Д_{11}$ и ускоренные – для $Д_6$, $Д_8$, $Д_{10}$, $Д_{12}$).

Все полученные прогнозные оценки срока окупаемости проекта оформляются в виде специальных таблиц, которые соответствуют пошаговой процедуре определения вариантов срока окупаемости, предоставляемых заказчику проекта для выбора предпочтительного значения $\hat{T}_{ок}$. Формулы пошаговой процедуры, соответствующие блокам алгоритма (рис. 2), показаны в табл. 1.

Модели М2 сроков окупаемости базируются на результатах расчета доходов и сроков окупаемости для моделей М1 и отличаются от этих моделей тем, что предполагается неравномерное по времени поступление денежных потоков от внедрения проекта. При этом составляющие дохода (чистая прибыль, амортизационные отчисления) изменяются по-разному. Необходимо прогнозировать значения указанных составляющих дохода на предстоящие интервалы времени. Начальный прогноз чистой прибыли рассчитывается в соответствии с формулой (2), а начальные амортизационные отчисления – на основе заданных капитальных вложений и нормы амортизации.

В дальнейшем рассматриваются прогнозные изменения параметров модели доходов от первоначальных

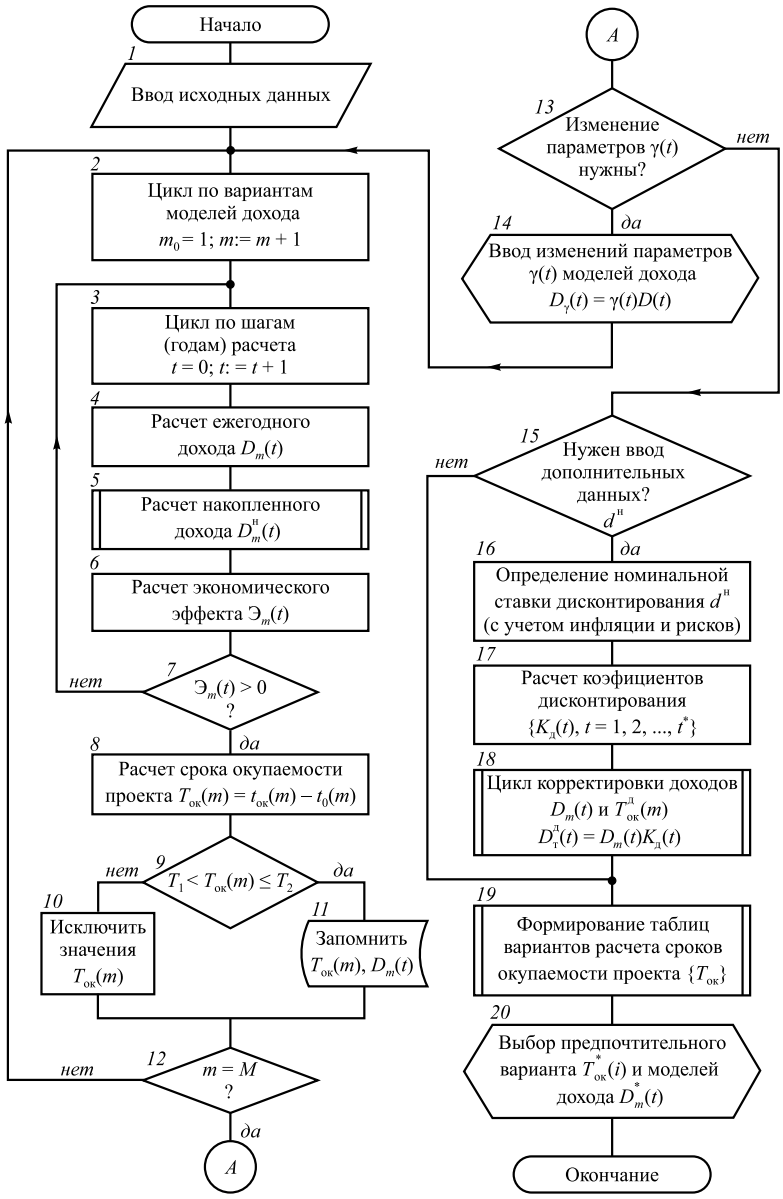


Рис. 2. Алгоритм формирования вариантных сроков окупаемости проекта

Fig. 2. Formation algorithm of variant payback period of the project

Таблица 1

Определение срока окупаемости капитальных вложений

Table 1. **Assessment of payback period of capital investments**

Шаг расчета (год) t_j	Текущие денежные поступления, млн. руб			Год t^*_j и срок $T_{ок}$ окупаемости проекта, лет
	ежегодный доход $Д(t_j)$	накопленный доход $\sum_{j=1}^{3} Д(t_j)$	экономический эффект $Э(t_j)$: доход (+) убытки (–)	
$t_0 = 0$	$Д_т(t_0) = 0$	0	$Э(t_0) = 0$; при $К_{вл}(t_0)$	$Э(t_0) < 0$; $t_0 = 0$
$t_1 = 1$	$Д(t_1)$	$Д^{н}(t_1) = Д(t_1)$	$Э(t_1) = Д^{н}(t_1) - К_{вл}(t_0)$	$Э(t_1) < 0$; $t_1 = 1$
$t_2 = 2$	$Д(t_2)$	$Д^{н}(t_2) = Д^{н}(t_1) + Д(t_2)$	$Э(t_2) = Д^{н}(t_2) - К_{вл}(t_0)$	$Э(t_2) < 0$; $t_2 = 2$
$t_3 = 3$	$Д(t_3)$	$Д^{н}(t_3) = Д^{н}(t_2) + Д(t_3)$	$Э(t_3) = Д^{н}(t_3) - К_{вл}(t_0)$	$Э(t_3) > 0$; $t_3 = 3$
Итого	$\sum_{j=1}^{3} Д(t_j)$	$Д^{н}(t_3) = \sum_{j=1}^{3} Д(t_j)$	$Э(t_3)$	$T_{ок} = (t^* - 1) + t^*_{мц}$

значений, определяемые экспертным путем. Например, чистая прибыль в первые интервалы времени (1 – 2 года или месяца) будет существенно меньшей по сравнению с начальным расчетом, а в последующих интервалах прогнозируется ее нарастание. Амортизационные отчисления, начиная со второго интервала, будут уменьшаться за счет износа основных фондов.

В моделях М2 также учитываются возможные изменения чистой прибыли от проекта путем введения коэффициента γ_t пошагового варьирования. Кроме того, амортизационные отчисления пошагово корректируются с учетом равномерного и ускоренного убывания остаточной стоимости основных фондов проекта.

Для всех вариантов $\{T_{\text{ок}}(m),\ m = 1, \overline{\text{M}}\}$ расчета срока окупаемости проекта с использованием моделей М2 осуществляется оценка ожидаемого экономического эффекта Э(t) по шагам (интервалам времени) и проверка условия Э(t) ≥ 0 окупаемости проекта. Специальные таблицы результатов расчета сроков окупаемости для рассматриваемых моделей М2 отличаются

Таблица 2

Определение срока окупаемости капитальных вложений (статическим методом)

Table 2. **Assessment of payback period of capital investments (static method)**

Шаг расчета (год) t_j	Чистая прибыль, млн. руб	Амортизационные отчисления		Текущие денежные поступления, млн. руб		
		$H_{\text{а}}$, %	млн. руб	ежегодный доход	накопленный доход	экономический эффект Э(t_j)
1. Равномерное поступление ожидаемых денежных потоков по годам (*при номинальных* $H_{\text{а}}$)						
0	проектируемый цех					$K_{\text{вл}}^{\text{оф}} = 2970{,}50$
1	204,40	23	683,22	887,62	887,62	−2082,88
2	204,40	23	683,22	887,62	1775,24	−1195,26
3	204,40	23	683,22	887,62	2662,86	−307,64
4	204,40	23	683,22	887,62	3550,48	+579,98
Итого	817,60	23	2732,88	3550,48	3550,48	+579,98
$T_{\text{ок1}}^{\text{р}} = \dfrac{K_{\text{вл}}}{\Pi_{\text{р}}^{\text{ч}} + A} = \dfrac{2970{,}5}{204{,}4 + 683{,}22} = 3{,}35$ года или $T_{\text{ок1}}^{\text{р}} = (4-1) + \dfrac{2970{,}5 - 2662{,}86}{887{,}62} = 3 + 0{,}35 = 3{,}35$ года						
2. Равномерное поступление ожидаемых денежных потоков по годам (*при ускоренных* $H_{\text{а}}$)						
1	204,40	46	1366,43	1570,83	1570,83	−1399,67
2	204,40	46	1366,43	1570,83	3141,66	+171,16
Итого	408,80	46	2732,86	3141,66	3141,66	+171,16
$T_{\text{ок2}}^{\text{р}} = \dfrac{K_{\text{вл}}}{\Pi_{\text{р}}^{\text{ч}} + A_{\text{у}}} = \dfrac{2970{,}5}{204{,}4 + 1366{,}43} = 1{,}89$ года или $T_{\text{ок2}}^{\text{р}} = (2-1) + \dfrac{2970{,}5 - 1570{,}83}{1570{,}83} = 1 + 0{,}89 = 1{,}89$ года						
3. Неравномерное поступление ожидаемых денежных потоков по годам (*при номинальных* $H_{\text{а}}$)						
1	204,40	23	683,22	883,53	883,53	−2086,97
2	204,40	23	526,08	755,00	1638,53	−1331,97
3	204,40	23	405,08	685,11	2323,64	−646,86
4	204,40	23	311,91	634,86	2958,50	−12,00
5	204,40	23	240,17	579,47	3537,97	+567,47
Итого	1022,00	23	2166,46	3537,97	3537,97	+567,47
$T_{\text{ок3}}^{\text{р}} = (t^* - 1) + t_{\text{мц}}^*;\ \ T_{\text{ок3}}^{\text{р}} = (5-1) + \dfrac{2970{,}5 - 2958{,}5}{579{,}47} = 4 + 0{,}02 = 4{,}02$ года						
4. Неравномерное поступление ожидаемых денежных потоков по годам (*при ускоренных* $H_{\text{а}}$)						
1	204,40	46	1366,43	1566,74	1566,74	−1403,76
2	204,40	46	737,87	966,80	2533,54	−436,96
3	204,40	46	398,45	678,48	3212,02	+241,52
Итого	613,20	46	2502,75	3212,02	3212,02	+241,52
$T_{\text{ок4}}^{\text{р}} = (t^* - 1) + t_{\text{мц}}^*;\ \ T_{\text{ок4}}^{\text{р}} = (3-1) + \dfrac{2970{,}5 - 2533{,}54}{678{,}48} = 2 + 0{,}64 = 2{,}64$ года						

от результатов расчета с использованием моделей М1 значительным количеством вариантных оценок $T_{ок}(m)$, что обусловлено пошаговым повторением расчетов для разных амортизационных отчислений и размеров чистой прибыли.

Модели М3 являются развитием моделей М2. Отличительной особенностью моделей М3 является учет изменения ценности денег во времени, которое учитывается посредством введения коэффициента дисконтирования $K^{с}_{д}$ денежного потока, определяемого по схеме сложных процентов на основе номинальной ставки дисконтирования. Последняя устанавливается многовариантно на основе анализа процентных ставок по кредитам с учетом инфляции и рисков. Разработан комплекс компьютерных программ, реализующих методику мультиструктурного моделирования сроков окупаемости инвестиционных проектов [14, 15]. Пример реализации разработанных математических моделей (М1, М2, М3) для одного из инвестиционных проектов, связанных с реконструкцией электросталеплавильного производства, фрагментарно приведен в табл. 2, 3.

Выводы. Представлены основные положения многомодельного подхода к определению ожидаемых сроков окупаемости инвестиционного проекта, который включает вариантные модели инвестиций в проект, альтернативные модели формирования доходов от реализации проекта, многовариантную имитационную модель процесса окупаемости затрат. Представленный подход и его алгоритмическое обеспечение позволяют принимать решения в условиях неопределенности и выполнять интерактивные расчеты сроков окупаемости по фазам жизненного цикла инвестиционного проекта. Выполнен конкретный пример применения многовариантного расчета сроков окупаемости инвестиционного проекта для электросталеплавильного цеха.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Методические рекомендации по оценке эффективности инвестиционных проектов (официальное издание) / Министерство экономики, Министерство финансов РФ; рук. авт. кол.: Косов В.В., Лившиц В.Н., Шахназаров А.Г. – М.: Экономика, 2000. – 421 с.
2. Крылов Э.И., Власова В.М., Журавкова И.В. Анализ эффективности инвестиционной и инновационной деятельности предприятия: Учеб. пособие. – М.: Финансы и статистика, 2003. – 608 с.
3. Лаврухина Н.В. Сравнительный анализ методов оценки экономической эффективности инвестиций // Теория и практика общественного развития. 2014. № 16. С. 82 – 86.
4. Рахлина Е.Р. Обзор методов оценки эффективности инвестиционных проектов // Актуальные проблемы гуманитарных и естественных наук. 2015. № 6 – 1. С. 213 – 220.
5. Сергеева Д.П. Методы оценки эффективности инвестиционных проектов с учетом рекомендаций микроэкономики // Инновационная наука. 2015. № 9 (9). С. 201 – 204.
6. Wahl S., 1983 – Investment appraisal and economic evoluation of mining enterprise. Trans. Tech. Publications, Houston.
7. Kharisova, A.R., Puryaev A.S. (2013). Research on the matters of innovative projects effectiveness valuation. Modern Research of Social Problems, 2013, no. 8, p. 55.
8. Кириллов Ю.В., Назимко Е.Н. Экономико-математический подход к вычислению срока окупаемости инвестиционного проекта // Экономический анализ: теория и практика. 2012. № 45 (300). С. 49 – 54.
9. Наумов А.А. К вопросу о точности оценки дисконтированного срока окупаемости инвестиционного проекта // Финансовая аналитика: проблемы и решения. 2013. № 44 (182). С. 25 – 28.
10. Кылосова В.В. Понятие, виды и методы оценки эффективности инвестиций // Современные тенденции развития науки и технологий. 2015. № 4 – 5. С. 83 – 86.
11. Achim Wambach. Payback criterion, hurdle rates and the gain of waiting. International Review of Financial Analysis, Vol. 9, Issue 3, Autumn 2000, P. 247 – 258
12. Инвестиции: Учебник / С.В. Валдайцев; под ред. В.В. Ковалева, В.В. Иванова, В.А. Лялина. – М.: ТК Велби: Проспект, 2004. – 440 с.
13. Кулаков С.М., Мусатова А.И., Баранов П.П. Многовариантное оценивание ожидаемых сроков окупаемости инвестиционного проекта // Научное обозрение. 2014. № 8 (Ч. 3). С. 1121 – 1133.
14. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2015663033 РФ. Программа ситуационного прог-

Таблица 3

Определение срока окупаемости капитальных вложений (динамическим методом)

Table 3. **Assessment of payback period of capital investments (dynamic method)**

Шаг расчета (год) t_j	Текущие денежные поступления		Коэффициент дисконтирования	Текущие дисконтированные денежные поступления, млн. руб		
	обозначения	значения, млн. руб		ежегодный доход	накопленный доход	экономический эффект Э(t_j)
1	$П^{ч}_{р1} + А_{у1}$	1566,74	0,87	1363,06	1363,06	−1607,44
2	$П^{ч}_{р2} + А_{у2}$	966,80	0,76	734,77	2097,83	−872,67
3	$П^{ч}_{р3} + А_{у3}$	678,48	0,66	447,80	2545,63	−424,87
4	$П^{ч}_{р4} + А_{у4}$	538,12	0,58	312,11	2857,74	−112,76
5	$П^{ч}_{р5} + А_{у5}$	455,49	0,51	232,30	3090,04	+119,54
Итого	$\Sigma(П^{ч}_{рj} + А_{уj})$	4205,63	0,73	3090,04	3090,04	+119,54

$$T^{д}_{ок5} = (t^{*} - 1) + t^{*}_{мц};\quad T^{д}_{ок5} = (5-1) + \frac{2970,5 - 2857,74}{232,3} = 4 + 0,48 = 4,48 \text{ года}$$

нозирования экономической эффективности инвестиционных проектов / Кулаков С.М., Мусатова А.И., Баранов П.П, Койнов Р.С.; правообладатель Сибирский государственный индустриальный университет. № 2015660042; заявл. 20.10.2015; зарегистр. 09.12.2015.

15. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2015662775 РФ. Программа многовариантного оценивания ожидаемых сроков окупаемости инвестиционного проекта / Кулаков С.М., Мусатова А.И., Баранов П.П., Койнов Р.С.; правообладатель Сибирский государственный индустриальный университет. № 2015619296 заявл. 06.10.2015; зарегистр. 01.01.2015.

Поступила 24 мая 2016 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2016. Vol. 59. No. 10, pp. 746–752.

MULTISTRUCTURAL SIMULATION OF PAYBACK PERIOD OF PROJECT DECISIONS

S.M. Kulakov, A.I. Musatova, P.P. Baranov, R.S. Koinov

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. The problem of the development of algorithmic supplement for decision-making in the field of investments payback evaluation was formulated and solved based on multi-structured approach. It was proposed to determine the payback of draft according to the forecast variants of its scale, sources and amount of investment. The expected cash flows from the project and the financial condition of the company – the customer's project. Mathematical model of variant payback period of the project, allowing to carry out turn-based simulation of the accumulation of situational revenue to compensate for the cost-projection was developed. Options of payback period estimates are provided to the person performing the selection of the best options in terms of his preferences. An example of multivariate calculation of the payback period concerning the project of steelmaking production reconstruction is given.

Keywords: multivariate forecasting net profit, depreciation, investment, project income, discounting, valuation, payback period.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-10-746-752

REFERENCES

1. Kosov V.V., Livshits V.N., Shakhnazarov A.G. *Metodicheskie rekomendatsii po otsenke effektivnosti investitsionnykh proektov (ofitsial'noe izdanie). Ministerstvo ekonomiki, Ministerstvo finansov RF* [Guidelines on assessment of the efficiency of investment projects (official publication). Ministry of economic affairs, Finance ministry RF]. Moscow: Ekonomika, 2000, 421 p. (In Russ.).

2. Krylov E.I., Vlasova V.M., Zhuravkova I.V. *Analiz effektivnosti investitsionnoi i innovatsionnoi deyatel'nosti predpriyatiya: ucheb. posobie* [Performance analysis of investment and innovative activity of an enterprise: Tutorial]. Moscow: Finansy i statistika, 2003, 608 p. (In Russ.).

3. Lavrukhina N.V. Comparative analysis of assessment methods of economical investment efficiency. *Teoriya i praktika obshchestvennogo razvitiya*. 2014, no. 16, pp. 82–86. (In Russ.).

4. Rakhlina E.R. Review of efficiency assessment methods of investment projects. *Aktual'nye problemy gumanitarnykh i estestvennykh nauk*. 2015, no. 6–1, pp. 213–220. (In Russ.).

5. Sergeeva D.P. Methods of efficiency assessment of investment projects regarding to the recommendations of microeconomics. *Innovatsionnaya nauka*. 2015, no. 9 (9), pp. 201–204. (In Russ.).

6. Wahl S. *Investment appraisal and economic evaluation of mining enterprise*. Houston: Trans. Tech. Publications, 1983.

7. Kharisova, A.R., Puryaev A.S. Research on the matters of innovative projects effectiveness valuation. *Modern Research of Social Problems*. 2013, no. 8, p. 55.

8. Kirillov Yu.V., Nazimko E.N. Econometric-mathematical approach to the calculation of the payback period of investment project. *Ekonomicheskii analiz: teoriya i praktika*. 2012, no. 45 (300), pp. 49–54. (In Russ.).

9. Naumov A.A. On the issue of closeness in estimation of the capitalized payback period of the investment project. *Finansovaya analitika: problemy i resheniya*. 2013, no. 44 (182), pp. 25–28. (In Russ.).

10. Kylosova V.V. Notion, types and methods of efficiency assessment of investment expenditures. *Sovremennye tendentsii razvitiya nauki i tekhnologii*. 2015, no. 4–5, pp. 83–86. (In Russ.).

11. Achim Wambach. Payback criterion, hurdle rates and the gain of waiting. *International Review of Financial Analysis*. 2000, vol. 9, no. 3, pp. 247 – 258.

12. Valdaitsev S.V. etc. *Investitsii: uchebnik* [Investment expenditures: Text-book] . Kovalev V.V., Ivanov V.V., Lyalin V.A. eds. Moscow: TK Velbi: Prospekt, 2004, 440 p. (In Russ.).

13. Kulakov S.M., Musatova A.I., Baranov P.P. Multivariant assessment of the expected payback periods of the investment project. *Nauchnoe obozrenie*. 2014, no. 8 (Part 3), pp. 1121–1133. (In Russ.).

14. Kulakov S.M., Musatova A.I., Baranov P.P., Koinov R.S. *Programma situatsionnogo prognozirovaniya ekonomicheskoi effektivnosti investitsionnykh proektov* [Program of situational forecasting of the economic efficiency of investment projects]. Certificate of state registration of computer program no. 2015663033, 2015. (In Russ.).

15. Kulakov S.M., Musatova A.I., Baranov P.P., Koinov R.S. *Programma mnogovariantnogo otsenivaniya ozhidaemykh srokov okupaemosti investitsionnogo proekta* [Program of multivariant assessment of the expected payback periods of the investment project]. Certificate of state registration of computer program no. 2015662775, 2015. (In Russ.).

Information about the authors:

S.M. Kulakov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Automation and Information Systems"* (kulakov-ais@mail.ru)

A.I. Musatova, *Senior Lecturer of the Chair "Corporate Economics and Personnel Management"* (musatova-ai@yandex.ru)

P.P. Baranov, *Dr. Sci. (Economics), Professor of the Chair "Finance, Accounting and Audit"* (bpavel@ngs.ru)

R.S. Koinov, *Informatization Leading Specialist* (koynov_rs@mail.ru)

Received May 24, 2016

К 70-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ БОРИСА АЛЕКСЕЕВИЧА РОМАНЦЕВА

16 октября 2016 г. профессору, доктору технических наук Борису Алексеевичу Романцеву исполняется 70 лет. Б.А. Романцев после окончания в 1969 г. Московского института стали и сплавов по решению Ученого Совета был направлен в аспирантуру. В 1973 г. защитил кандидатскую, а в 1993 г. докторскую диссертации по специальности «Обработка металлов давлением». С 1972 г. работал в МИСиС младшим научным сотрудником, старшим научным сотрудником, заведующим отраслевой лаборатории Производства полых изделий прокаткой, с 1991 по 1994 годы – доцентом кафедры ОМД, а с 1994 г. – профессором этой же кафедры. В 1995 г. Борис Алексеевич был избран деканом Технологического факультета, которым руководил до 2006 г. С 1998 по 2016 гг. он заведовал кафедрами: обработки металлов давлением; технологии и оборудования трубного производства, а после объединения кафедр ТОТП и ПДСС – кафедрой ОМД. В настоящее время он является профессором этой кафедры.

Основное научное направление его работ – процессы и оборудование обработки металлов давлением.

Борис Алексеевич Романцев является высококвалифицированным специалистом в области трубного и деталепрокатного производства, имеет свыше 300 научных работ, среди них 140 изобретений, в том числе 40 внедренных в производство, монографию, три учебника и ряд учебных пособий. Под его научным руководством осуществляется разработка технологических процессов и оборудования для получения горячекатаных труб и сортового проката, ведется проектирование министанов различного назначения. Осуществляется цикл работ по деформированию сплавов на основе титана, меди, алюминия, никеля. Разработаны современные методики расчета технологических режимов винтовой прокатки труб и прутков, калибровок технологического инструмента, энергосиловых и кинематических параметров.

Результаты научных исследований реализованы на предприятиях: ОАО «Волжский трубный завод», ОАО «Тагмет», ЗАО «ЧТПЗ», НПО «Сибсельмаш», Кировский завод «Сельмаш», ОАО «НЛМК», ЗАО металлургический завод «Красный Октябрь» в г. Волгограде, НПО «Прибор» и др.

За время работы в МИСиС под его руководством подготовлены и успешно защищены две докторские и десять кандидатских диссертаций.

Б.А. Романцев является членом Диссертационных советов в МИСиС и ВИЛСе, почетным профессором Национальной металлургической академии Украины.

В 1990 г. за создание и внедрение деталепрокатной технологии и высокопроизводительного оборудования для получения полых профилированных заготовок Борис Алексеевич удостоен Премии Совета Министров СССР, а в 2001 г. за разработку и внедрение процессов радиально-сдвиговой деформации для производства высококачественного проката из циркониевых, титановых и других труднодеформируемых сплавов – Премии Правительства Российской Федерации.

За активную научную и педагогическую деятельность Б.А. Романцев награжден медалью «850-летие Москвы», серебряной и бронзовыми медалями ВДНХ. Московский институт стали и сплавов наградил его Орденом МИСиС «За заслуги в науке о металлах».

Редакционная коллегия журнала, коллеги и ученики сердечно поздравляют Бориса Алексеевича со славным юбилеем и желают ему здоровья и новых творческих успехов!

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., *главный редактор*

Протопопов Е.В., *заместитель главного редактора*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Олендаренко Н.П., *заместитель ответственного секретаря*

Потапова Е.Ю., *заместитель главного редактора по развитию*

Бащенко Л.П., *ведущий редактор*

Неунывахина Д.Т., *ведущий редактор*

Расенець В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 19.10.2016. Формат 60×90 $^{1}/_{8}$. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,0. Заказ 5216. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35