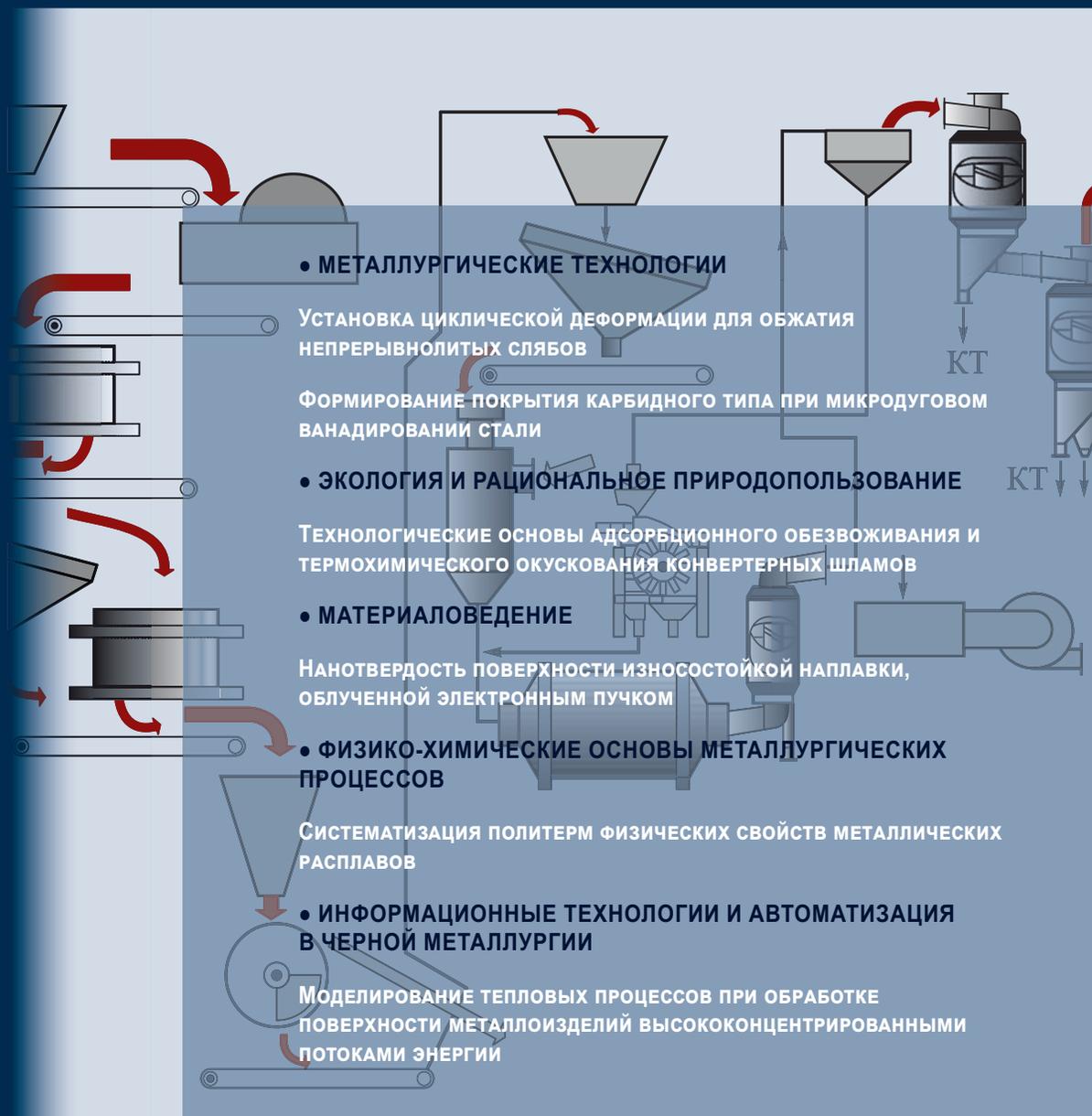


ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 60 Номер 4 2017



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 4, 2017

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 60

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЛЕОНТЬЕВ Л.И.
(Российская Академия Наук, г. Москва)

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

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

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

Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)
АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветмет-обработка», г. Москва)
БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан)
БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
БРОДОВ А.А., редактор раздела «**Экономическая эффективность металлургического производства**» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва)
ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ГЛЕЗЕР А.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «**Металлургические технологии**» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
ГРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)
ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва)
ЖУЧКОВ В.И. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)
ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)
ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)
ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный университет, г. Тула)

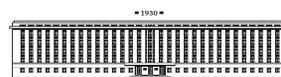
КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)
КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМачи», г. Москва)
КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)
КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)
ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия)
ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)
МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
НУРУМГАЛИЕВ А.Х. (Карагандинский государственный индустриальный университет, г. Караганда, Республика Казахстан)
ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия)
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «**Ресурсосбережение в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «**Инновации в металлургическом и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах**» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «**Стали особого назначения**» (Академия наук Болгарии, Болгария)
РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)
СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)
СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «**Экология и рациональное природопользование**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
СМИРНОВ Л.А. (ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург)
СОЛОДОВ С.В., редактор раздела «**Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
ТАНГ ГУОИ (Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай)
ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «**Материаловедение**» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ЧУМАНОВ И.В. (Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)
ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)
ЮРЬЕВ А.Б. (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк)
ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

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

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

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

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

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

Editorial Board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

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

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

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

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

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

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

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

Founders:



National Research Technological University "MISIS"



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

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

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Лехов О.С., Михалев А.В., Билалов Д.Х., Шевелев М.М. Установка циклической деформации для обжатия непрерывнолитых слэбов 257

Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Формирование покрытия карбидного типа при микродуговом ванадировании стали 262

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Кузнецов С.Н., Школлер М.Б., Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Фейлер С.В. Технологические основы адсорбционного обезвоживания и термохимического окускования конвертерных шламов 268

Мулякко В.И., Олейник Т.А., Ляшенко В.И. Повышение эффективности работы вертикальных осадительных камер для утилизации пыли металлургического производства 276

Шинкин В.Н. Расчет параметров листогибочных несимметричных трехвалковых вальцов при производстве стальных труб ... 285

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Зернин Е.А., Кузнецов М.А. Методика определения оптимальной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе 292

Поletaev Г.М., Новоселова Д.В., Зоря И.В., Старостенков М.Д. Молекулярно-динамическое исследование деформации нанокристаллического никеля 298

Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Тересов А.Д. Нанотвердость поверхности износостойкой наплавки, облученной электронным пучком 304

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В., Мушников В.С., Цепелев В.С. Систематизация политерм физических свойств металлических расплавов 310

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

Гусев А.И., Кибко Н.В., Попова М.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В. Наплавка порошковыми проволоками систем С–Si–Mn–Mo–V–B и С–Si–Mn–Cr–Mo–V деталей горнорудного оборудования 318

НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

Фастыковский А.Р., Федоров А.А. Повышение эффективности производства арматурных профилей на действующем непрерывном мелкосортном стане 324

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спириин Н.А., Лавров В.В. Математическая модель процесса обжига рудоугольных окатышей на конвейерной машине» 329

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev, D.Kh. Bilalov, M.M. Shevelev Cyclic deformation unit for continuous slabs reduction 257

Yu.M. Dombrovskii, M.S. Stepanov Formation of carbide type coating in the process of microarc steel vanadation 262

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

S.N. Kuznetsov, M.B. Shkoller, E.V. Protopopov, M.V. Temlyantsev, S.V. Feiler Technological basics of adsorption dehydration and thermochemical sintering of BOF sludge 268

V.I. Mulyavko, T.A. Oleinik, V.I. Lyashenko Improvement of the efficiency of vertical settling chambers for recycling of metallurgical dust 276

V.N. Shinkin Calculation of parameters of the asymmetrical three-roller sheet-bending rolls in steel pipes production 285

MATERIAL SCIENCE

S.A. Barannikova, G.V. Shlyakhova, E.A. Zernin, M.A. Kuznetsov Method of determining the optimal concentration of nanostructured powders in shielding gas 292

G.M. Poletaev, D.V. Novoselova, I.V. Zorya, M.D. Starostenkov Molecular-dynamic study of nanocrystalline deformation of nickel 298

V.E. Kormyshev, Yu.F. Ivanov, V.E. Gromov, S.V. Konovalov, A.D. Teresov Surface nanohardness of wear resistant surfacing irradiated by electron beam 304

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

A.G. Tyagunov, E.E. Baryshev, G.V. Tyagunov, V.S. Mushnikov, V.S. Tsepelev Systematization of physical properties polytherms of metallic melts 310

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

A.I. Gusev, N.V. Kibko, M.V. Popova, N.A. Kozyrev., I.V. Osetkovskii Surfacing of details of mining equipment by powder wires of C–Si–Mn–Mo–V–B and C–Si–Mn–Cr–Mo–V systems 318

SCIENCE APPLICATION

A.R. Fastykovskii, A.A. Fedorov Improvement of the production efficiency of reinforcement sections at the operating continuous small-section mill 324

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

V.S. Shvydkii, Yu.G. Yaroshenko, N.A. Spirin, V.V. Lavrov Mathematical model of burning process of coal-ore pellets on conveyor machine 329

УДК 621.771

УСТАНОВКА ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ОБЖАТИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБОВ

*Лехов О.С.¹, д.т.н., профессор кафедры автомобилей
и подъемно-транспортных машин (MXlehov38@yandex.ru)*

*Михалев А.В.¹, старший преподаватель кафедры металлургии, сварочного производства
и методики профессионального обучения (mialex@trubprom.com)*

*Билалов Д.Х.¹, старший преподаватель кафедры металлургии, сварочного производства
и методики профессионального обучения (master_ddd@mail.ru)*

Шевелев М.М.², начальник лаборатории неразрушающего контроля (MMShevelev@mail.ru)

¹ Российский государственный профессионально-педагогический университет
(620012, Россия, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

² ЗАО «Центр тепловизионной диагностики»
(620057, Россия, Екатеринбург, ул. Таганская, 9)

Аннотация. Показано, что использование установок с высокими обжатиями в составе литейно-прокатного модуля позволит улучшить качество проката за счет интенсивной проработки крупных непрерывнолитых слябов по всему сечению и получения однородной мелкозернистой структуры металла, а также позволит увеличить сечение непрерывнолитой заготовки. Проведен анализ причин образования неметаллических включений и ликватов в осевой зоне толстолистого проката. Проведен анализ неравномерностей деформации по высоте сляба при обжатии крупных непрерывнолитых слябов на стане 5000 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат». Описана конструкция и показаны технологические возможности установки циклической деформации для предварительной деформации непрерывнолитых слябов. Описана технология и определены параметры бойков для предварительной деформации крупных непрерывнолитых слябов. Приведены результаты экспериментального исследования процесса деформации непрерывнолитых заготовок из стали 45 и из стали 12X18H10T. Проведена оценка структуры непрерывнолитого металла в процессе обжатия непрерывнолитых заготовок на установке циклической деформации. Определены основные параметры установки для предварительной деформации крупных непрерывнолитых слябов. Изложены технологические возможности установки циклической деформации с позиции существенного повышения качества листовых заготовок. На основании анализа технологических возможностей предложено использование установки циклической деформации в линии непрерывного литья заготовок для предварительного обжатия крупных непрерывнолитых слябов с целью полного совмещения по скорости процессов непрерывного литья и циклической деформации и обеспечения обжатия за один проход со степенью деформации 45 – 90 % для получения хорошей проработки литой структуры по всему сечению сляба. Предложено при использовании установки в линии машины непрерывного литья заготовок обжимать непрерывнолитые слябы, используя тепло литого металла, тем самым существенно снизить энергоемкость технологического процесса получения листовых заготовок. Предложено использование установки циклической деформации в линиях толстолистовых и широкополосных станов для предварительной деформации за один проход нагретых слябов, что позволит улучшить качество листовых заготовок и сократить число пропусков в прокатных станах.

Ключевые слова: установка, боек, ролик, прокатный стан, параметры, циклическая деформация, непрерывнолитой сляб, качество, структура, напряжение, дефекты.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-257-261

Одним из перспективных направлений развития прокатного производства является разработка установок с высокими обжатиями для литейно-прокатных комплексов. Это связано с тем, что все большую актуальность приобретает решение проблемы предварительной деформации непрерывнолитых слябов с целью получения качественных заготовок для листовых и сортовых станов. Таким образом, проводимые в мире работы по созданию установок с высокими обжатиями связаны с возрастающими требованиями к качеству проката, созданием совмещенных процессов непрерывного литья и прокатки, необходимостью пластической обработки малопластичных и труднодеформируемых сталей и сплавов [1 – 9]. Использование установок с высокими

обжатиями в составе литейно-прокатного модуля позволит улучшить качество проката за счет интенсивной проработки крупных непрерывнолитых слябов по всему сечению и получения однородной мелкозернистой структуры металла, а также увеличить сечение непрерывнолитой заготовки.

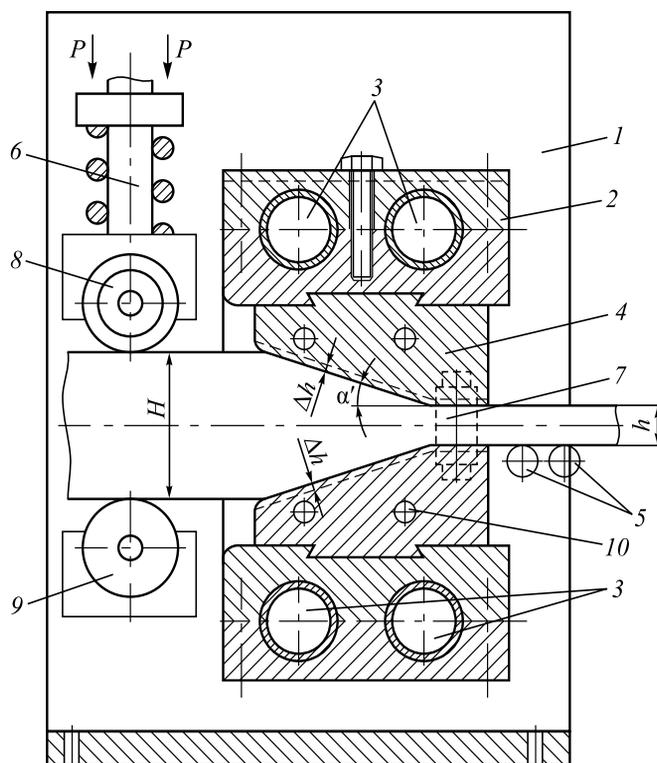
Проблема предварительной деформации крупных непрерывнолитых слябов возникла на стане 5000 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат». При прокатке крупных слябов толщиной 250 и 300 мм и шириной 2500 мм на четырехвалковом стане наблюдается значительная неравномерность деформации по высоте сляба: больше деформируется поверхностный слой, в то время как в центральную зону сляба де-

формация практически не проникает, что приводит к формированию неоднородной структуры [7 – 9]. Неоднородность структуры металла по толщине проката приводит к неравномерности распределения механических свойств: более высокие в поверхностных слоях, низкие – в середине полос. Таким образом, при прокатке высоких полос в осевой зоне сляба литая структура металла недостаточно прорабатывается, неметаллические включения и ликваты имеют строчечное расположение в металле вдоль оси прокатки, что снижает значения физико-механических свойств полученных изделий ответственного назначения [10 – 21]. Это связано с тем, что при прокатке на стане 5000 непрерывнолитых слябов толщиной 300 мм в первых девяти черновых проходах степень деформации составляет 10 – 15 %.

Для повышения качества толстолистовой продукции необходима предварительная деформация крупных непрерывнолитых слябов в условиях действия высоких сжимающих напряжений, что будет способствовать повышению деформационной проработки литой структуры металла по толщине сляба и получению однородной структуры металла листовой заготовки для последующей прокатки на толстолистовом стане. Для этой цели может быть эффективно использована установка циклической деформации [1 – 6, 22].

Установка циклической деформации (см. рисунок) состоит из станины 1, верхнего и нижнего суппортов 2, каждый из которых установлен непосредственно на двух синхронно вращающихся эксцентриковых валах 3. Эксцентриковые валы приводятся во вращение от электродвигателя через синхронизирующий редуктор. К верхнему и нижнему суппортам 2 с помощью соединения типа «ласточкин хвост» и клинового устройства крепятся верхний и нижний рабочие бойки 4. Бойки совершают синхронное поступательное движение по замкнутой траектории, что позволяет одновременно циклически обжимать и продвигать заготовку вдоль очага деформации. При величине эксцентриситета эксцентрикового вала $e = 5$ мм каждая точка рабочей поверхности бойка совершает движение по окружности с радиусом 5 мм, т.е. бойки одновременно обжимают и продвигают заготовку в продольном направлении. За один оборот эксцентриковых валов (за один цикл) бойки обжимают заготовку на $2\Delta h = 10$ мм и одновременно продвигают ее. Скорость перемещения заготовки в продольном направлении определяется скоростью вращения эксцентриковых валов, поэтому в зависимости от требуемой производительности установки оператор может регулировать скорость вращения этих эксцентриковых валов.

Рабочая поверхность каждого бойка выполнена в соответствии с профилем заготовки и под углом α к оси подачи полосы. Величина угла α выбирается исходя из условия захвата полосы бойками, его величина и длина рабочей части бойка определяют необходимое обжатие непрерывнолитой заготовки по высоте со степенью де-



Установка циклической деформации:

1 – станина; 2 – верхний и нижний суппорт; 3 – эксцентриковый вал; 4 – рабочий боек; 5 – направляющие ролики; 6 – нажимной механизм; 7 – неприводной вертикальный валок; 8 и 9 – ролики задающего устройства; 10 – специальный канал

Cyclic deformation unit:

1 – bed; 2 – upper and lower caliper; 3 – eccentric shaft; 4 – working pane; 5 – guide rollers; 6 – the press mechanism; 7 – non-driving vertical roll; 8 and 9 – rollers of the feeder unit; 10 – special channel

формации до 90 % [1]. Например, при толщинах сляба $H = 300$ мм и получаемой листовой заготовки $h = 160$ мм величина обжатия за один проход (ΔH) составляет 140 мм, степень деформации (ϵ) составляет 46 %.

Для повышения качества непрерывнолитых заготовок установка имеет задающее устройство, состоящее из двух роликов и нажимного механизма. Приводным является только нижний ролик, а неприводной верхний ролик 8 связан с нажимным механизмом. Для обжатия (выравнивания) боковых граней непрерывнолитого сляба могут быть использованы два неприводных вертикальных вала 7, расположенных в области калибрующих участков бойков. Для охлаждения бойков водой используются специальные каналы 10.

Основные параметры установки циклической деформации для предварительного обжатия крупных непрерывнолитых слябов:

- $\alpha = 15^\circ$ – угол наклона рабочей поверхности бойков;
- $e = 5$ мм – величина эксцентриситета эксцентриковых валов;
- $l = 0,3$ м – длина наклонной рабочей поверхности бойка;

- $H_0 = 300$ мм, $B_0 = 2500$ мм – толщина и ширина непрерывнолитого сляба;
- $h = 160$ мм – толщина листовой заготовки после циклической деформации;
- $n = 50$ мин⁻¹ – угловая скорость эксцентриковых валов;
- $V_b = 1,8$ м/мин – скорость выхода сляба из бойков;
- $P_{\max} = 70\,000$ кН – максимальное усилие деформации;
- $N = 5100$ кВт – мощность приводного электродвигателя;
- 320 т/ч – производительность установки.

Для оценки технологических возможностей установки и эффективности процесса циклической деформации проведены теоретические и экспериментальные исследования [1, 2, 4, 17].

В результате теоретического исследования процесса циклической деформации установлено, что на контактной поверхности и в очаге деформации имеют место высокие сжимающие напряжения, которые предотвращают раскрытие поверхностных дефектов, а дефекты в приконтактном слое не выходят на поверхность заготовки и поэтому не могут быть причиной образования поверхностных трещин [1, 9].

Результаты экспериментального исследования процесса циклической деформации непрерывнолитых заготовок с усилием 3500 кН показали, что при использовании агрегата циклической деформации в составе литейно-прокатного комплекса улучшается качество непрерывнолитых заготовок [1]. Это улучшение качества происходит за счет интенсивной проработки центральной зоны непрерывнолитых слябов, получения мелкозернистой структуры металла и исключения структурной неоднородности, а также за счет высоких сжимающих напряжений на контактной поверхности, при которых дефекты литейной природы не раскрываются, несплошности и поры в приконтактном слое сляба завариваются, а новые дефекты не образуются. Кроме того установлено, что дефекты в приконтактном слое не выходят на поверхность заготовки и поэтому не могут быть причиной образования поверхностных трещин.

Агрегат циклической деформации изготовлен на АО «Уралмаш» для Омутнинского металлургического завода. Характеристики агрегата: максимальное сечение заготовки 120×150 мм; скорость подачи заготовки в бойки – 2 м/мин; степень деформации за один проход – 70 – 80 %; мощность приводного электродвигателя 800 кВт; угловая регулируемая скорость электродвигателя – от 0 до 300 мин⁻¹. Существующая конструкция агрегата циклической деформации для непрерывнолитых слябов из легированной стали доказала свою работоспособность, простоту и надежность в эксплуатации [1].

Проведено экспериментальное исследование процесса деформации полос сечением 30×70 мм, вырезанных

из непрерывнолитых слябов размерами 200×1000 мм из стали 45 и стали 12X18H10T. Степень деформации за один проход составляла 60 – 70 %. После обжатия материаловедческое исследование образцов позволило оценить изменение структуры металла непрерывнолитого сляба и поведение дефектов на поверхности и в приконтактном слое полосы. Поры и несплошности, образующиеся в поверхностном слое на глубине не более 15 мм, завариваются в процессе деформации бойками [1, 17, 22]. Выходящая на поверхность сляба пора или трещина практически не заваривается, однако глубина ее становится меньше, то есть она не раскрывается при деформации плоскими бойками агрегата.

Таким образом, использование установки циклической деформации для предварительного обжатия за один проход крупного непрерывнолитого сляба позволит существенно повысить качество листовых заготовок за счет:

- интенсивной проработки центральной зоны непрерывнолитой заготовки, что исключает структурную неоднородность литого металла и способствует получению мелкозернистой структуры листовой заготовки;
- наличия высоких сжимающих напряжений на контактной поверхности, при которых, как показало исследование, дефекты литейной природы не раскрываются, несплошности и поры в поверхностном слое на глубине не более 15 мм завариваются, а новые дефекты не образуются;
- хорошей возможности управлять шероховатостью рабочей поверхности бойка по длине очага деформации, для чего начальную рабочую часть поверхности бойка можно сделать шероховатой для улучшения условий захвата сляба, а выходную часть – шлифованной для улучшения качества поверхности листовых заготовок.

С учетом анализа технологических возможностей установки циклической деформации наиболее перспективно и эффективно использовать ее в линии машин непрерывного литья заготовок для предварительного обжатия крупных непрерывнолитых слябов, что позволит полностью совместить процессы непрерывного литья и деформации по скоростям, обжимать непрерывнолитой сляб за один проход со степенью деформации 45 – 90 % и получить хорошую проработку литой структуры сляба; обжимать непрерывнолитые слябы в линии машины непрерывного литья заготовок без предварительной зачистки, используя тепло литого металла, и тем самым существенно снизить энергоемкость технологического процесса получения листовых заготовок [22, 23]. Вторым вариантом применения – это использование установки циклической деформации в линиях толстолистовых и широкополосных станов для предварительной деформации за один проход нагретых непрерывнолитых слябов, что позволит улучшить качество листовых заготовок и сократить число пропусков в прокатных станах.

Выводы. Рассмотрены технологические возможности установки циклической деформации для предвари-

тельного обжатия непрерывнолитых слябов с целью улучшения качества листовых заготовок для толстолистовых станов. Описана конструкция и приведены основные параметры установки циклической деформации для обжатия крупных непрерывнолитых слябов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лехов О.С., Комратов Ю.С. Совмещенные процессы непрерывного литья и деформации для производства проката. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2009. – 411 с.
2. Лехов О.С., Баранов М.В. Перспективы внедрения процессов циклической деформации заготовок. – В кн.: Теория и технология процессов пластической деформации: Труды научно-технической конференции. – М.: изд. МИСИС, 1997. С. 174 – 178.
3. Хойяс Г., Хайн О. Конструкции и применение ковочно-прокатных агрегатов // Черные металлы. 1980. № 25-26. С. 15 – 21.
4. Лехов О.С., Баранов М.В., Минаков В.С. Исследование напряженно-деформированного состояния металла в очаге циклической деформации при получении листа на установке непрерывного литья и деформации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2004. № 2. С. 25 – 27.
5. Кох Г., Копп Р. Прогресс в области деформаций с большими обжатиями // Черные металлы. 1979. № 21. С. 3 – 11.
6. Тетерин П.К., Маторин В.И., Скорняков А.Н. Прокатка с высокими обжатиями – новое перспективное направление в обработке металлов давлением // Сталь. 1982. № 3. С. 15 – 21.
7. Рауер Г., Бертрам К., Кеницеридр Н. Вторая слябовая МНЛЗ на заводе в Бенкерверте фирмы Тиссен // Черные металлы. 1981. № 23. С. 32 – 43.
8. Печке Ю., Ноймнетц Д. Способы непрерывного литья, совмещенного с прокаткой // Черные металлы. 1981. № 22. С. 9 – 13.
9. Ямада К., Ватана-ве Т., Абе К., Функда Т. Непрерывная разливка заготовок малого сечения // Черные металлы. 1981. № 10. С. 18 – 23.
10. Богатов А.А., Нухов Д.Ш., Пьянков К.П. Конечно-элементное моделирование процесса толстолистовой прокатки // Металлург. 2015. № 2. С. 14 – 16.
11. Салганик В.М., Шмаков Д.О., Пустовойтов С.А. Особенности формирования напряженно-деформированного состояния раската в черновых проходах применительно к стану 5000 ОАО «ММК» // Производство проката. 2009. № 11. С. 10 – 14.
12. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
13. Погорельский В.И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. – М.: Металлургия, 1986. – 151 с.
14. Эренберг Х.-Ю. Литье и обжатие с разливки тонких слябов на заводе фирмы «Маннесман ререн-верке АГ» // Металлургическое производство и технология металлургических процессов. 1990. № 1. С. 46 – 56.
15. Еберле А., Воллнер Г., Габел Д. и др. Непрерывная разливка и прокатка тонких слябов // Сталь и железо. 1990. № 1. С. 81 – 88.
16. Вюнненберг К. Производство непрерывнолитых заготовок отвечающих высшим требованиям качества. – В кн. Труды шестого международного конгресса железа и стали. Т. 3. – М.: Машиностроение, 1990. С. 364 – 376.
17. Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Лисин И.В., Билалов Д.Х. Исследование совмещенного процесса непрерывного литья и циклической деформации для получения листов из стали // Сталь. 2016. № 1. С. 59 – 62.
18. Шкатов В.В., Богомолов И.В. Преобразование зеренной структуры аустенита в цикле деформации – первичная рекристаллизация // Физика металлов и металловедение. 1996. Т. 81. № 2. С. 149 – 158.
19. Хлестов В.М., Фролова З.В. Влияние параметров контролируемой прокатки на аустенитную и конечную структуру стали 09Г2ФБ // Изв. вузов. Черная металлургия. 1989. № 4. С. 68 – 71.
20. Вюнненберг К., Якоби Х. Внутренняя структура непрерывнолитых заготовок // Черные металлы. 1981. № 14. С. 30 – 39.
21. Дорожко Г.К., Хлестов В.М., Соколов К.Н. Влияние деформации на кинетику превращения аустенита, структуру и свойства стали 10ХСНД // Металловедение и термическая обработка металлов. 1977. № 12. С. 24 – 28.
22. Лехов О.С. Оптимизация машин для деформации непрерывнолитых заготовок. – Екатеринбург: УИФ «Наука», 1995. – 184 с.
23. Хензель А., Шпиттель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.

Поступила 6 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 4, pp. 257–261.

CYCLIC DEFORMATION UNIT FOR CONTINUOUS SLABS REDUCTION

O.S. Lekhov¹, A.V. Mikhalev¹, D.Kh. Bilalov¹, M.M. Shevel²

¹Russian State Professional Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

²CJSC “Center of Thermal Imaging Diagnostics”, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The usage of units with high reduction in the casting and rolling module would allow to improve the quality of the mill products due to intensive processing of bulk continuous cast slabs along the section and obtainment of homogeneous fine-grained metal structure, as well as to increase the cross-section of the continuous cast slab. The analysis of the formation causes of nonmetallic inclusions and liquates in the axial zone of thick-plate steel was carried out. The analysis of the deformation unevenness along the slab height during the reduction of large continuous cast slabs was performed at mill 5000 of JSC “Magnitogorsk Metallurgical Plant”. The design is described and the technological possibilities for definition of the cyclical deformation are presented for the preliminary deformation of continuous cast slabs. The technology is described and the parameters of the strikers for pre-

liminary deformation of large continuous slabs were determined. The experimental study results of the deformation process of continuous cast slabs of steel 45 and steel 12Cr18Ni10Ti are given. The evaluation of the structure of continuous cast metal in the process of reduction of continuous cast billets at a cyclic deformation facility was carried out. The main parameters of the installation for preliminary deformation of large continuous cast slabs were determined. The technological possibilities of the installation for cyclic deformation were stated in terms of the essential improvement of the quality of sheet blanks. Based on the analysis of technological possibilities, it was proposed to use the cyclic deformation installation in the continuous casting line for preliminary reduction of large continuous cast slabs in order to fully adjust the speed of continuous casting and cyclic deformation and provision of the one-pass reduction with the degree of deformation 45 – 90 % to obtain a good casting structure along the slab cross-section. It was suggested, when using the installation in the line of a continuous casting machine, to perform reduction of continuous cast slabs using the heat of the cast metal, thereby substantially reducing the energy consumption in the technological process of producing the sheet blanks. The use of a cyclic deformation installation in the lines of thick-plate and wide-band mills for preliminary deformation of heated slabs in one pass is

proposed, which will improve the quality of sheet blanks and reduce the number of passes in rolling mills.

Keywords: installation, striker, roller, rolling mill, parameters, cyclic deformation, continuous cast slab, quality, structure, stress, defects.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-257-261

REFERENCES

- Lekhov O.S., Komratov Yu.S. *Sovmeshchennyye protsessy nepreryvnogo lit'ya i deformatsii dlya proizvodstva prokata* [Combined processes of continuous casting and deformation for rolling stock production]. Ekaterinburg: izd. UGTU-UPI, 2009, 411 p. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Baranov M.V. Prospects for the introduction of processes of cyclic deformation of blanks. In: *Teoriya i tekhnologiya protsessov plasticheskoi deformatsii: Trudy nauchno-tekhnicheskoi konferentsii* [Theory and technology of plastic deformation processes: Proceedings of the Sci. and Tech. conference]. Moscow: izd. MISIS, 1997, pp. 174–178. (In Russ.).
- Khoyas G., Khain O. Design and application of forging and rolling units. *Chernye metally*. 1980, no. 25-26, pp. 15–21. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Baranov M.V., Minakov V.S. Investigation of the stress-strain state of metal in the focus of cyclic deformation in the production of sheet in a continuous casting and deformation plant. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2004, no. 2, pp. 25–27. (In Russ.).
- Kokh G., Kopp R. Progress in the field of deformations with large compression. *Chernye metally*. 1979, no. 21, pp. 3–11. (In Russ.).
- Teterin P.K., Matorin V.I., Skornyakov A.N. Rolling with high compression – a new perspective direction in metal forming. *Stal'*. 1982, no. 3, pp. 15–21. (In Russ.).
- Rauer G., Bertram K., Kenitseridr N. The second slab caster at the Thyssen plant in Benquervert. *Chernye metally*. 1981, no. 23, pp. 32–43. (In Russ.).
- Pechke Yu, Noimnetts D. Methods of continuous casting combined with rolling. *Chernye metally*. 1981, no. 22, pp. 9–13. (In Russ.).
- Yamada K., Vatana-ve T., Abe K., Funkda T. Continuous casting of small pieces. *Chernye metally*. 1981, no. 10, pp. 18–23. (In Russ.).
- Bogatov A.A., Nukhov D.Sh., P'yankov K.P. Finite-element modeling of plate-rolling. *Metallurgist*. 2015, vol. 59, no. 1, pp. 113–118.
- Salganik V.M., Shmakov D.O., Pustovoitov S.A. Features of formation of the stressed-deformed state of the mill products in roughing passages with reference to mill 5000 of JSC “MMK”. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 11, pp. 10–14. (In Russ.).
- Efron L.I. *Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnye stali* [Metallurgy in “big” metallurgy. Pipe steel]. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
- Pogorzhel'skii V.I. *Kontroliruemaya prokatka nepreryvnolitogo metalla* [Controlled rolling of continuously cast metal]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 151 p. (In Russ.).
- Erenberg Kh.-Yu. Casting and rolling from the casting of thin slabs at the factory of “Mannesman Rhenen-Verke AG” Company. *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya metallurgicheskikh protsessov*. 1990, no. 1, pp. 46–56. (In Russ.).
- Eberle A., Vollner G., Gabel D. etc. Continuous casting and rolling of thin slabs. *Stal' i zhelezo*. 1990, no. 1, pp. 81–88. (In Russ.).
- Vyunenberg K. Production of continuously cast billets meeting the highest quality requirements. In: *Trudy shestogo mezhdunarodnogo kongressa zheleza i stali. T. 3* [Proceedings of the Sixth International Congress of Iron and Steel. Vol. 3]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, pp. 364–376. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Guzanov B.N., Lisin I.V., Bilalov D.Kh. Investigation of the combined process of continuous casting and cyclic deformation for production of steel sheets. *Stal'*. 2016, no. 1, pp. 59–62. (In Russ.).
- Shkatov V.V., Bogomolov I.V. Transformation of grain structure of austenite in cycle «deformation-primary recrystallization». *Fizika Metallov i Metallovedenie*. 1996, vol. 81, no. 2, pp. 149–158. (In Russ.).
- Khlestov V.M., Frolova Z.V. Effect of parameters of controlled rolling on austenitic and final structure of steel 09G2FB. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1989, no. 4, pp. 68–71. (In Russ.).
- Vyunenberg K., Yakobi Kh. Internal structure of continuously cast blanks. *Chernye metally*. 1981, no. 14, pp. 30–39. (In Russ.).
- Dorozhko G.K., Khlestov V.M., Sokolov K.N. Effect of deformation on the kinetics of the transformation of austenite and the structure and properties of steel 10KhSND. *Metal Science and Heat Treatment*. 1977, vol. 19, no. 12, 1029–1032.
- Lekhov O.S. *Optimizatsiya mashin dlya deformatsii nepreryvnolitykh zagotovok* [Optimization of machines for deformation of continuously cast billets]. Ekaterinburg: UIF “Nauka”, 1995, 184 p. (In Russ.).
- Spittel T., Hensel A. *Rationeller Energieeinsatz bei Umformprozessen*. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1983. (Russ.ed.: Spittel T., Hensel A. *Raschet energosilovykh parametrov v protsessakh obrabotki metallov davleniem*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 360 p.).

Information about the authors:

O.S. Lekhov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Cars and Industrial Machines (MX1ehov38@yandex.ru)

A.V. Mikhalev, Senior Lecturer of the Chair of Metallurgy, Welding Production and Methods of Vocational Training (mialex@trubprom.com)

D.Kh. Bilalov, Senior Lecturer of the Chair of Metallurgy, Welding Production methods of Methods of Vocational Training (master_ddd@mail.ru)

M.M. Shevelev, Head of Nondestructive Testing Laboratory (MMShevelev@mail.ru)

Received December 6, 2016

УДК 621.793

ФОРМИРОВАНИЕ ПОКРЫТИЯ КАРБИДНОГО ТИПА ПРИ МИКРОДУГОВОМ ВАНАДИРОВАНИИ СТАЛИ

*Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное
материаловедение» (yurimd@mail.ru)*

Степанов М.С., к.т.н., доцент кафедры «Управление качеством» (stepanovms@yandex.ru)

Донской государственный технический университет
(344010, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

Аннотация. Для интенсификации поверхностного диффузионного насыщения стали используют высокоэнергетическое воздействие на поверхность обрабатываемого материала. Рассмотрен процесс микродуговой химико-термической обработки, при котором стальное изделие погружают в контейнер, заполняемый порошком каменного угля, и нагревают пропусканием электрического тока. При этом в порошковой среде образуются микроразряды, которые концентрируются вокруг обрабатываемого изделия и создают область газового разряда. Это приводит к нагреву поверхности изделия и прилегающей порошковой среды. В результате пиролиза угля в контейнере образуется углеродсодержащая газовая среда, которая дает возможность осуществлять цементацию стали. Кроме того, возможно формирование поверхностных покрытий карбидного типа за счет одновременной диффузии углерода и легирующего элемента. В качестве его источника используется электропроводная обмазка, содержащая порошок диффузанта. Изучена возможность формирования покрытия карбидного типа при диффузионном насыщении низкоуглеродистой стали ванадием. Использовали цилиндрические образцы из стали 20 diam. 12 и длиной 35 мм. В качестве источника диффузанта применяли порошок низкоуглеродистого феррованадия. Плотность тока на поверхности образцов составляла 0,53 А/см², температура возрастала от комнатной до 1250 °С. Для изучения структуры и фазового состава диффузионного слоя использовали оптическую микроскопию, растровый электронный микроскоп с системой энергодисперсионного микроанализа, рентгеновский фазовый анализ, атомно-силовую микроскопию, микродюретрический анализ. После обработки в течение 3 мин обнаружено формирование диффузионного слоя толщиной 170 – 180 мкм. Основой диффузионного слоя является твердый раствор ванадия в α -железе с концентрацией ванадия 3 – 4 % (по массе) и соотношением количества атомов в элементарной ячейке 9:1, соответствующим α -Fe₉V, микротвердостью 8,0 – 9,0 ГПа. В основе слоя расположены множественные наноразмерные карбидные включения, а также карбиды типа VC_{0,863} размером до 10 мкм с концентрацией ванадия около 64 % (по массе) микротвердостью 21,65 – 25,75 ГПа, претерпевающих атомное упорядочение с образованием кубической сверхструктуры V₈C₇.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение стали, химико-термическая обработка, диффузионное поверхностное насыщение, микродуговое поверхностное легирование стали, диффузионное насыщение стали ванадием, формирование твердого покрытия карбидного типа.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-262-267

Диффузионное насыщение сталей ванадием проводят с целью повышения твердости, износостойкости и коррозионной стойкости. Обычно используют порошковые смеси на основе ванадия с добавкой хлорида аммония NH₄Cl в качестве активатора, позволяющего создать среду хлорида ванадия VCl₂, а также оксидов алюминия Al₂O₃ или титана TiO₂. Диффузионное насыщение выполняют при температуре 950 – 1100 °С в течение 4 – 6 ч [1 – 3].

При насыщении армко-железа основой диффузионного слоя является α -фаза – твердый раствор ванадия в α -железе.

Ванадирование стали приводит к возникновению на поверхности карбидной фазы VC, под которой расположена зона твердого раствора с включениями карбидов ванадия на границе с основой. Толщина диффузионного слоя не превышает 25 мкм, а его микротвердость составляет 17,4 – 19,5 ГПа [1, 2].

Большая продолжительность процесса ванадирования требует разработки новых технологий диффузионного насыщения.

Для интенсификации процесса могут быть использованы методы, основанные на применении высокоэнергетического воздействия на поверхность обрабатываемого материала [4 – 11]. Одним из них является микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО) [12 – 15], при которой обрабатываемое стальное изделие погружается в металлический контейнер, заполняемый порошком каменного угля, и нагревается пропусканием электрического тока. Образование микроразрядов в угольном порошке и их последующая концентрация в локальной зоне вокруг обрабатываемого изделия приводят к возникновению области газового разряда, нагреву поверхности образца и прилегающей порошковой среды. Создание в контейнере углеродсодержащей атмосферы при пиролизе угля приводит к цементации стали [12]. Ранее было показано [13 – 15], что предварительное нанесение на поверхность стального изделия обмазки, содержащей карбидообразующий элемент, вызывает появление на поверхности стали покрытия карбидного типа за счет одновременной диффузии углерода и карбидообразующего элемента.

Настоящая работа посвящена изучению диффузионного ванадирования и определению возможности создания покрытия карбидного типа на поверхности низкоуглеродистых сталей с применением технологии МДХТО.

Процесс МДХТО осуществляли на экспериментальной установке [12] на цилиндрических образцах из стали 20 diam. 12 и длиной 35 мм, погруженных на половину длины в контейнер, заполняемый порошком каменного угля (антрацита) с размером частиц 0,4 – 0,6 мм. В качестве источника диффузанта на поверхность образцов наносили электропроводную обмазку, содержащую порошок феррованадия ФВд75А по ГОСТ 4760 – 78. Плотность тока на поверхности образцов составляла 0,53 А/см², температура возрастала от комнатной до 1250 °С при общей продолжительности процесса 3 мин.

Микроструктурный анализ диффузионного слоя выполняли с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21 на поперечных шлифах образцов, протравленных реактивом Ржешотарского. Регистрацию микроструктур выполняли цифровой фотокамерой с разрешением 7,2 Мп.

Для получения изображения диффузионного слоя и его концентрационного профиля использовали растровый электронный микроскоп VEGA II LMU фирмы Tescan с системой энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450/XT.*

Рентгеновский фазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-8 в базовой конфигурации с рентгеновской трубкой 2.0БСВ-27 Со; диапазон сканирования: 2 θ составлял 3 – 150°. ** Для идентификации фаз дифрактометр комплектуется банком международного центра порошковых дифрактограмм ICDD PDF-2 Data Base Card.

Рельеф поперечного шлифа диффузионного слоя образцов получен с помощью атомно-силовой микроскопии на сканирующем зондовом микроскопе NanoEducator *** в режиме постоянной силы.

Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450 – 76 с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузках на индентор 0,196 и 0,490 Н.

После обработки продолжительностью 3 мин на поверхности образцов обнаружен диффузионный слой толщиной 170 – 180 мкм, в котором расположены слаботравящиеся включения размером до 10 мкм. Далее следует характерная для стали 20 ферритно-перлитная структура (рис. 1).

Микротвердость основы диффузионного слоя находится в диапазоне 8,0 – 9,0 ГПа, а слаботравящихся включений – 21,0 – 25,0 ГПа, что соответствует микротвердости карбидов ванадия [16].

* Исследование выполнено на оборудовании Института наук о Земле Южного Федерального университета, г. Ростов-на-Дону.

** Исследование выполнено на оборудовании АО НПП «Буревестник», г. Санкт-Петербург.

*** Исследование выполнено на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования научно-образовательного центра «Материалы» ДГТУ.

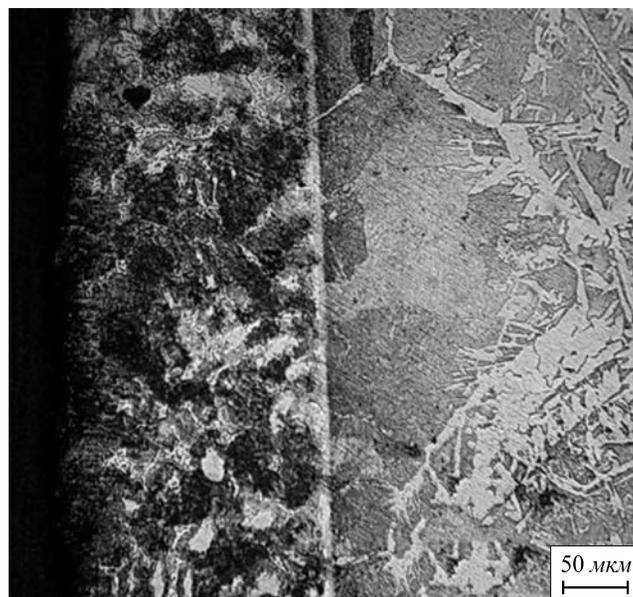


Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя стали 20 после ванадия в микродуговом режиме

Fig. 1. Microstructure of the surface layer of steel 20 after vanadium saturation in microarc mode

Содержание ванадия в диффузионном слое определяли с помощью растрового электронного микроскопа, для чего использовали ВЕС-детектор отраженных (обратно-рассеянных) электронов. Получаемое изображение создает фазовый контраст, возникающий вследствие зависимости величины потери энергии первичного электронного пучка от атомной массы элемента, с которым произошло столкновение. Поэтому участки диффузионного слоя, насыщенные ванадием, имеют более темный оттенок.

Изображение диффузионного слоя в отраженных электронах (рис. 2) показало, что он состоит из светлосерой основы, в которой расположены темные включения.

Распределение содержания ванадия по глубине диффузионного слоя (рис. 2) определяли по линии от точки 1 (основной металл) до точки 8 (поверхность образца). Результаты приведены ниже:

Точка на рис. 2, а	1	2	3	4	5	6	7	8
Содержание V, % (по массе)	–	29,87	3,08	33,14	3,27	3,32	3,59	3,90

В точках 2, 4, частично расположенных во включениях, содержание ванадия составило 30 – 33 % (по массе); в точках 3, 5 – 8, расположенных в основе, оно изменилось от 3,08 (точка 3 в глубине диффузионного слоя) до 3,90 % (по массе) (точка 8 на поверхности); за пределами диффузионного слоя (точка 1) ванадий не обнаружен.

Для уточнения концентрации ванадия в отдельных структурных составляющих она была измерена

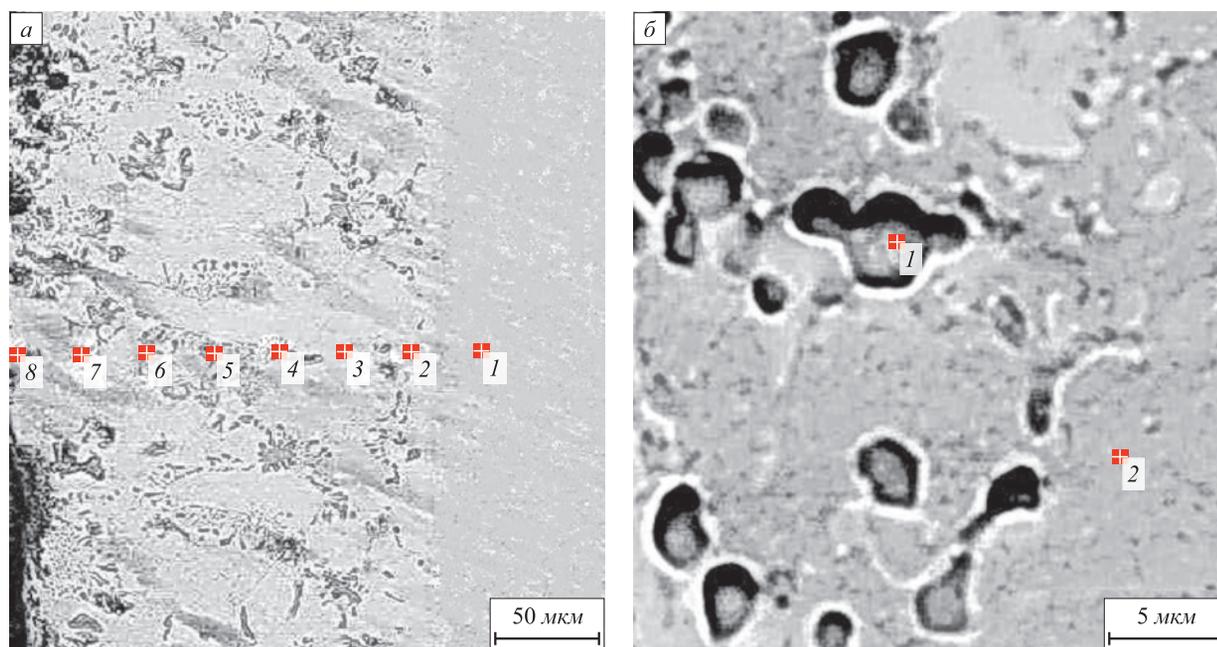


Рис. 2. Изображение диффузионного слоя (а) и отдельного его участка (б) в отраженных электронах

Fig. 2. Image of the diffusion layer (a) and of a part of the diffusion layer (b) in reflected electrons

на изображении при большем увеличении (рис. 2, б): в точке 1, расположенной на включении, и в точке 2, расположенной в основе. В точке 1 содержание ванадия было 64,49 % (по массе), а в точке 2 – 3,39 % (по массе). Включения представляют собой карбидную фазу, а основа диффузионного слоя – α -твердый раствор ванадия в железе.

Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии в точках 1 и 2 (рис. 2, б) получен энергетический (EDX) спектр, подтверждающий присутствие фаз с повышенным содержанием ванадия (рис. 3).

Дифрактограмма поверхности образца, полученная рентгеновским фазовым анализом (РФА) (рис. 4), подтвердила наличие карбидной фазы VC с пониженным содержанием ванадия VC_{0,863} по сравнению со стехио-

метрическим (с параметром ячейки $a = 0,83300$ нм, карточка PDF-2 ASTM 03-065-6945), а также твердого раствора ванадия в α -железе с соотношением количества атомов в элементарной ячейке 9:1, соответствующим α -Fe₉V (с параметром ячейки $a = 0,28782$ нм, карточка PDF-2 ASTM 03-065-7509).

Таким образом, методом РФА подтверждено, что основой диффузионного слоя является α -твердый раствор ванадия в железе.

Следует отметить, что карточка ASTM 03-065-6945, использованная программой при автоматическом анализе дифрактограммы, содержит неточность. Монокарбид ванадия VC1-х имеет параметр ячейки $a = 0,4166 - 0,4126$ нм (в зависимости от содержания углерода). Обнаруженный на дифрактограмме рефлекс с параметром ячейки $a = 0,83300$ нм соответствует кубической сверхструктуре карбида V₈C₇, которая, как было показано в работах [17–20], образуется при температурах ниже 1100 °С в карбидах типа VC1-х в результате атомного упорядочения.

Высокая микротвердость (8,0 – 9,0 ГПа) основы диффузионного слоя позволила предположить присутствие в нем мелкодисперсных карбидных включений, которые не обнаруживались металлографически. В этой связи проведено исследование рельефа поверхностного слоя методом атомно-силовой микроскопии. На рис. 5, а показан фрагмент диффузионного слоя размером 30×30 мкм с выделенным сечением 1, а на рис. 5, б – профиль, соответствующий указанному сечению. Трехмерное изображение выделенного участка поверхности размером 7,5×7,5 мкм (рис. 6, а) представлено на рис. 6, б.

Из рис. 5 и 6 видно, что рельеф поверхности определяется наличием как отдельных относительно крупных

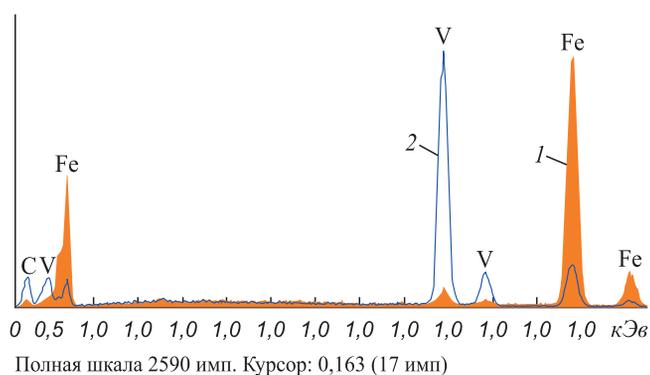


Рис. 3. Энергетический спектр, полученный методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии

Fig. 3. The energy spectrum obtained by energy dispersive X-ray spectroscopy

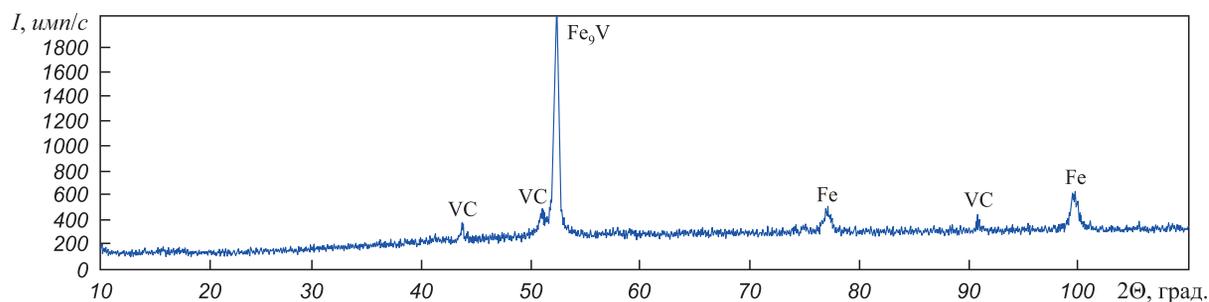


Рис. 4. Рентгеновская дифрактограмма образца после ванадия в микродуговом режиме

Fig. 4. X-ray diffraction pattern of the sample after vanadium saturation in microarc mode

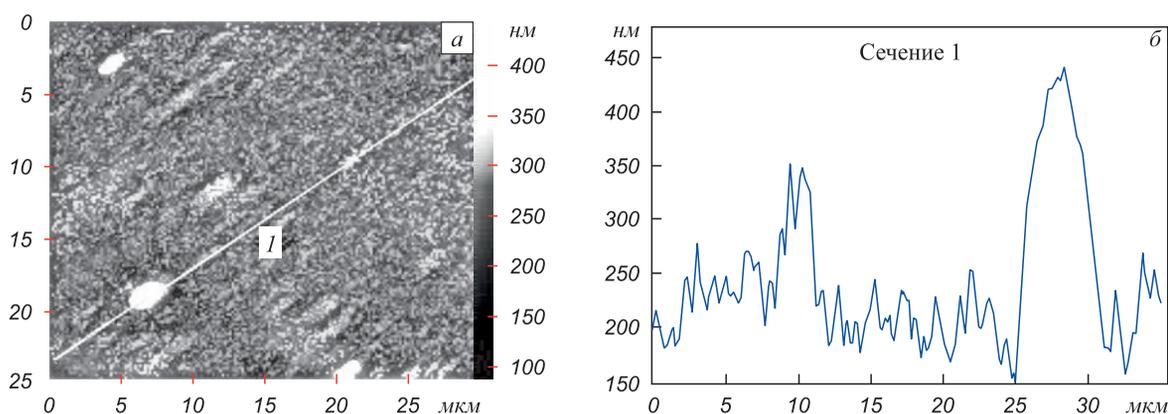


Рис. 5. Рельеф поверхностного слоя, полученный с помощью сканирующего зондового микроскопа: а – сечение; б – профиль

Fig. 5. The surface layer relief, obtained using scanning probe microscope: а – section; б – profile

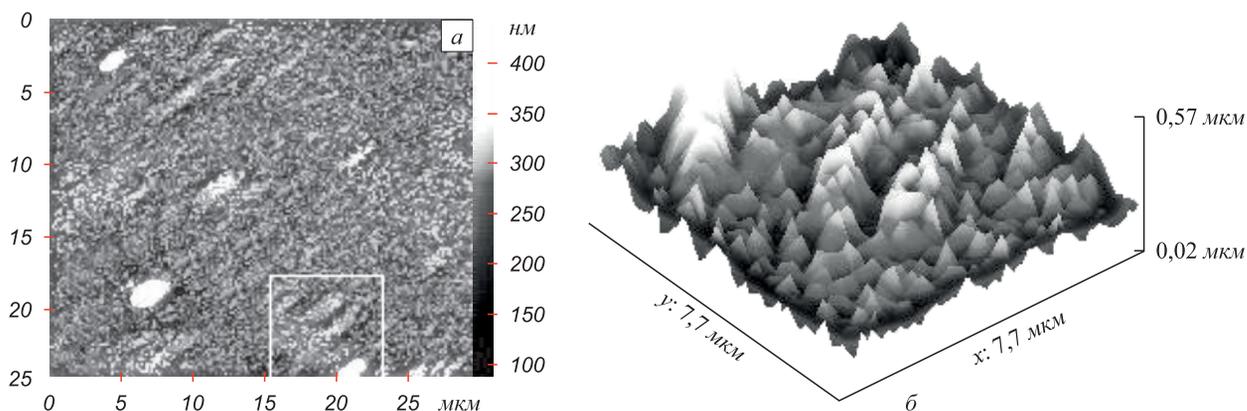


Рис. 6. Трехмерное изображение поверхностного слоя, полученное с помощью сканирующего зондового микроскопа: а – область сканирования; б – трехмерное изображение

Fig. 6. Three-dimensional image of the surface layer obtained using a scanning probe microscope: а – scan area; б – three-dimensional image

карбидов, имеющих вид включений округлой формы размером до 3 мкм, выступающих над поверхностью шлифа на высоту до 350 нм, так и большим количеством наноразмерных карбидных включений, выступающих над поверхностью на высоту 10–50 нм, что обусловлено высокой твердостью и износостойкостью карбидов ванадия при полировке по сравнению с более

мягкими участками окружающей матрицы. Наличием таких наноразмерных включений в основе диффузионного слоя объясняется повышенный уровень ее микротвердости.

Выводы. Микродуговое легирование позволяет создавать диффузионные покрытия карбидного типа на поверхности малоуглеродистой стали. При ванади-

ровании стали 20 в микродуговом режиме в течение 3 мин формируется диффузионный слой толщиной 170–180 мкм. Основой диффузионного слоя является твердый раствор ванадия в α -железе микротвердостью 8,0–9,0 ГПа. В ней расположены множественные наноразмерные карбидные включения, а также карбиды типа $VC_{0,863}$ размером до 10 мкм микротвердостью 21,0–25,0 ГПа, претерпевающих атомное упорядочение с образованием кубической сверхструктуры V_8C_7 .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошин и др. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
2. Диффузионные карбидные покрытия / В.Ф. Лоскутов, В.Г. Хижняк, Ю.А. Куницкий, М.В. Киндрачук. – Киев: Техника, 1991. – 168 с.
3. Ворошин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки: учеб. пособие. – М.: Новое знание; Минск: Новое знание, 2010. – 304 с.
4. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И.Н. Кидин, В.И. Андрущечкин, В.А. Волков, А.С. Холин. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
5. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / Под общ. ред. В.А. Волосатова. – Л.: Машиностроение, 1988. – 719 с.
6. Шатинский В.Ф., Нестеренко А.И. Защитные диффузионные покрытия. – Киев: Наукова думка, 1988. – 272 с.
7. Спиридонов Н.В., Кобяков О.С., Куприянов И.Л. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. – Минск: Вышэйшая школа, 1988. – 155 с.
8. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2-х т. – М.: Техносфера, 2011. Т. 1. – 464 с.
9. Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Сейдман Л.А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей. – М.: Техносфера, 2012. – 464 с.
10. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. – М.: Машиностроение, 2008. – 406 с.
11. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л. Плазменные упрочняющие технологии. – Киев: Наукова думка, 2008. – 216 с.
12. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 12. С. 25–29.
13. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Формирование карбидного покрытия при микродуговом хромировании стали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 1. С. 35–38.
14. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Формирование карбидного покрытия при микродуговом молибденировании стали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 10. С. 34–38.
15. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. Thermodynamic Analysis of Carbide Layer Formation in Steel with Microarc Saturation by Molybdenum // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 2. P. 79–82.
16. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. Справ. издание / Под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
17. Холлек Х. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов: Справ. изд. / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1988. – 319 с.
18. Курлов А.С., Гусев А.И. Микроструктура нанокристаллического нестехиометрического карбида ванадия $VC_{0,875}$ // Физика твердого тела. 2013. Т. 55. Вып. 2. С. 385–391.
19. Гусев А.И. Нестехиометрия и сверхструктуры // Успехи физических наук. 2014. Т. 184. № 9. С. 905–945.
20. Ремпель А.А., Валеева А.А. Материалы и методы нанотехнологий. – Екатеринбург: Изд-во Уральского федерального университета, 2015. – 136 с.

Поступила 21 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 4, pp. 262–267.

FORMATION OF CARBIDE TYPE COATING IN THE PROCESS OF MICROARC STEEL VANADATION

Yu.M. Dombrovskii, M.S. Stepanov

Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

Abstract. The high-energy impact on the material surface is used for the intensification of surface diffusion saturation of steel. The article describes the process of microarc thermochemical treatment in which a steel product was immersed in a container filled with coal powder, and was heated by passing electric current. Microdischarges are formed in a powder environment. They are concentrated around the product and create a region of gas discharge. This leads to surface heating of the product and the surrounding powder environment. The pyrolysis of coal in a container formed a carbon-containing environment, which enables to carry out carburizing of steel. In addition, there is a possibility of formation of carbide type surface due to the simultaneous diffusion of carbon and alloying element. Its source is a conductive coating containing the powder of diffusant. The authors have investigated the possibility of forming the coatings of carbide type by diffusion saturation of low carbon steel with vanadium. The cylindrical samples of steel 20 with a diameter of 12 mm and length 35 mm were used. The powder of low carbon ferrovanadium was used as the source of diffusant. The current density on the surface of the samples was 0.53 A/cm², the temperature was increased from ambient to 1250 °C.

To study the structure and phase composition of the diffusion layer optical microscopy, scanning electron microscope with energy dispersive microanalysis system, X-ray phase analysis, atomic force microscopy, microhardness analysis were used. After treatment for 3 min it was detected the formation of the diffusion layer with thickness of 170–180 μm. The basis of the diffusion layer is a solid solution of vanadium in α -iron with a vanadium concentration of 3–4 wt. % and the ratio of the number of atoms in the unit cell is 9:1, corresponding to α -Fe₉V with microhardness of 8.0–9.0 GPa. The layer base comprises the multiple nanoscale carbide inclusions, as well as carbides of the $VC_{0,863}$ type with the size up to 10 microns with vanadium concentration about 64 wt. % and microhardness of 21.65–25.75 GPa, undergoing the atomic ordering with the formation of the cubic V_8C_7 superstructure.

Keywords: surface hardening of steel, thermochemical treatment, diffusion, surface saturation, micro-arc surface alloying of steel, diffusion saturation of steel with vanadium, forming a hard carbide coating type.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-262-267

REFERENCES

1. Borisenok G.V., Vasil'ev L.A., Voroshin L.G. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i spлавov: spravochnik* [Chemical-thermal

- treatment of metals and alloys: Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 424 p. (In Russ.).
2. Loskutov V.F., Khizhnyak V.G., Kunitskii Yu.A., Kindrachuk M.V. *Diffuzionnye karbidnye pokrytiya* [Diffusion carbide coatings]. Kiev: Tekhnika, 1991, 168 p. (In Russ.).
 3. Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki: ucheb. posobie* [Theory and technology of chemical-thermal treatment: Manual]. Moscow: Novoe znanie; Minsk: Novoe znanie, 2010, 304 p. (In Russ.).
 4. Kidin I.N., Andryushechkin V.I., Volkov V.A., Kholin A.S. *Elektrokhimiko-termicheskaya obrabotka metallov i spлавov* [Electrochemical and thermal treatment of metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 320 p. (In Russ.).
 5. *Spravochnik po elektrokhimicheskim i elektrofizicheskim metodam obrabotki* [Handbook of electrochemical and electrophysical methods of processing]. Volosatov V.A. ed. Leningrad: Mashinostroenie, 1988, 719 p. (In Russ.).
 6. Shatinskii V.F., Nesterenko A.I. *Zashchitnye diffuzionnye pokrytiya* [Protective diffusion coatings]. Kiev: Naukova dumka, 1988, 272 p. (In Russ.).
 7. Spiridonov N.V., Kobayakov O.S., Kupriyanov I.L. *Plazmennye i lazernye metody uprochneniya detalei mashin* [Plasma and laser methods for hardening of machine parts]. Minsk: Vysheishaya shkola, 1988, 155 p. (In Russ.).
 8. Suminov I.V., Belkin P.N., Epel'fel'd A.V. *Plazmenno-elektroliticheskoe modifitsirovanie poverkhnosti metallov i spлавov* [Plasma-electrolytic modification of surface of metals and alloys]. Moscow: Tekhnosfera, 2011, vol. 1, 464 p. (In Russ.).
 9. Berlin E.V., Koval' N.N., Seidman L.A. *Plazmennaya khimiko-termicheskaya obrabotka poverkhnosti stal'nykh detalei* [Plasma chemical-thermal treatment of surface of steel parts]. Moscow: Tekhnosfera, 2012, 464 p. (In Russ.).
 10. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyanskii P.A. *Plazmennye tekhnologii. Svarka, nanosenie pokrytii, uprochnenie* [Plasma technologies. Welding, coating, hardening]. Moscow: Mashinostroenie, 2008, 406 p. (In Russ.).
 11. Tyurin Yu.N., Zhadkevich M.L. *Plazmennye uprochnyayushchie tekhnologii* [Plasma strengthening technologies]. Kiev: Naukova dumka, 2008, 216 p. (In Russ.).
 12. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Microarc cementation of steel products in powdered environments. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2013, no. 12, pp. 25–29. (In Russ.).
 13. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. Formation of a carbide coating during micro-arc chrome plating of steel. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2015, no. 1, pp. 35–38. (In Russ.).
 14. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. Formation of carbide coating during microarc molybdenization of steel. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2015, no. 10, pp. 34–38. (In Russ.).
 15. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. Thermodynamic analysis of carbide layer formation in steel with microarc saturation by molybdenum. *Steel in Translation*, 2016, vol. 46, no. 2, pp. 79–82.
 16. *Svoistva, poluchenie i primeneniye tugoplavkikh soedinenii. Sprav. izdanie* [Properties, production and application of refractory compounds. Reference book]. Kosolapova T.Ya. ed. Moscow: Metallurgiya, 1986, 928 p. (In Russ.).
 17. Holleck H. *Binäre und ternäre Carbid- und Nitridsysteme der Übergangsmetalle. Materialkundlich-Technische Reihe*. Nr. 6, Hrsg. G. Petzow. Berlin- Stuttgart: Gebrüder Borntraeger, 1984, 295 S. (Russ.ed.: Holleck H. *Dvoïnye i troïnye karbidnye i nitridnye sistemy perekhodnykh metallov*: Sprav. izd. Moscow: Metallurgiya, 1988, 319 p.).
 18. Kurlov A.S., Gusev A.I. Microstructure of nanocrystalline nonstoichiometric vanadium carbide VC_{0,875}. *Physics of the Solid State*. 2013, vol. 55, no. 2, pp. 430–436.
 19. Gusev A.I. Nonstoichiometry and superstructures. *Physics-Uspekhi*. 2014, vol. 57, no. 9, pp. 839–876.
 20. Rempel' A.A., Valeeva A.A. *Materialy i metody nanotekhnologii* [Materials and methods of nanotechnology]. Ekaterinburg: Izd-vo Ural'skogo federal'nogo universiteta, 2015, 136 p. (In Russ.).

Information about the authors:

Yu.M. Dombrovskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (yurimd@mail.ru)

M.S. Stepanov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Quality Management” (stepanovms@yandex.ru)

Received 21 December, 2016

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ АДСОРБЦИОННОГО ОБЕЗВОЖИВАНИЯ И ТЕРМОХИМИЧЕСКОГО ОКУСКОВАНИЯ КОНВЕРТЕРНЫХ ШЛАМОВ*

Кузнецов С.Н., соискатель ученой степени кандидата наук кафедры
черных металлов (mchmsis@mail.ru)

Школлер М.Б., д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики
и экологии (chkoller@mail.ru)

Протопопов Е.В., д.т.н., профессор кафедры металлургии
черных металлов (protopopov@sibsiu.ru)

Темлянцева М.В., д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики
и экологии (uchebntdel@sibsiu.ru)

Фейлер С.В., к.т.н., доцент, и.о. заведующего кафедрой металлургии
черных металлов (feyler@rdtc.ru)

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

Аннотация. Общемировой объем стали, выплавленной в 2016 г., превысил 1600 млн. т, из них более 1200 млн. т стали выплавлено в агрегатах конвертерного типа. В зависимости от ряда технологических факторов в процессе выплавки 1 т стали образуется до 25 кг мелкодисперсной пыли, которая содержит до 65 % железа в форме оксидов. Рециклинг отходов, образующихся в металлургическом производстве, в два – три раза ниже затрат на подготовку концентратов, получаемых из природного сырья и минералов. В условиях решения проблемы рециклинга конвертерных шламов разработан и совершенствуется способ кондиционирования отходов высокой влажности, включающий их нетермическое адсорбционное обезвоживание и последующее термохимическое окускование. В работе в качестве адсорбента использован твердый остаток пиролиза бурого угля – мелкозернистый буроугольный полукокс, производимый на опытно-промышленной установке разреза Березовский-1. Полученные образцы из буроугольного полукокса обладают высокоразвитой и пористой структурой и, соответственно, высокой адсорбционной способностью и хорошими энергетическими свойствами. Гранулометрический состав буроугольного полукокса практически идентичен гранулометрическому составу шлама. В то же время плотность частиц буроугольного полукокса даже при условии заполнения всего пористого пространства адсорбированной влагой более чем в 2,5 раза ниже плотности частиц конвертерного шлама. При смешивании буроугольного полукокса и конвертерного шлама полукоксы поглощают влагу, получаемая смесь имеет высокую сыпучесть, в то же время адсорбированная в порах влага переходит в связанное состояние и становится активным участником окислительно-восстановительных процессов. В результате экспериментов получен новый материал, содержащий до 39 % Fe_{мет} и до 49 % С. Полученные в работе результаты позволили разработать эффективную технологию утилизации конвертерных шламов с получением феррококса, пригодного для использования в доменных и сталеплавильных агрегатах в качестве теплоносителя и восстановителя. Предлагаемая технология обходится без сложного механотермического обезвоживания и брикетирования со связующим.

Ключевые слова: конвертер, феррококсы, буроугольный полукоксы, шламы, адсорбция, восстановление, теплоноситель, рециклинг.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-268-275

В настоящее время несмотря на стремительное расширение областей применения неметаллических и композиционных материалов сталь по объемам производства, комплексу физико-механических и эксплуатационных свойств по-прежнему занимает лидирующие позиции среди известных конструкционных материалов. В структуре сталеплавильного производства ведущая роль традиционно принадлежит кислородно-конвертерному процессу [1 – 6].

* Работа выполнена в рамках базовой части государственного задания Министерства образования и науки на выполнение СибГИУ научно-исследовательской работы № 2555.

При конвертировании металла в зависимости от состава металлошихты, конструкции агрегата и технологии плавки образуется до 12 – 25 кг/т стали мелкодисперсной пыли, степень очистки отходящих газов от пыли превышает 80 %, степень утилизации составляет 72 % [7, 8].

Весьма ценным железосодержащим техногенным сырьем являются получаемые конвертерные шламы, в частности конвертерные шламы АО «ЕВРАЗ ЗСМК», которые содержат до 57 – 65 % железа. Основная часть шламов представлена оксидом Fe₂O₃ [9, 10].

Рециклинг шламов в производственный цикл решает одновременно ряд важных задач: обеспечивает

предприятия железосодержащим сырьем, решает экологические проблемы утилизации мелкодисперсных отходов [11, 12], способствует экономии природного сырья и снижению себестоимости производимой стали [10, 12, 13]. В связи с этим применение эффективных технологий рециклинга является одной из актуальных задач современной металлургии.

При всей очевидной перспективности переработки конвертерных шламов существует и ряд проблем. В частности, ввод железосодержащих материалов в доменную печь или конвертер осуществляется, как правило, в кусковом виде, в связи с этим техногенное сырье (прокатную окалину, пыль, обезвоженные шламы и т.п.) традиционно утилизируют посредством добавки в аглошихту [7]. Однако введение мелкодисперсных материалов в аглошихту в значительных количествах, как правило, сопровождается снижением производительности аглоустановок и ведет к ухудшению прочностных характеристик готового агломерата [9].

В части рециклинга железосодержащих дисперсных отходов альтернативой агломерации могут быть процессы их окускования или брикетирования.

Преимущества брикетирования в том, что этот способ позволяет из отходов различного химического состава и свойств получить кондиционные продукты с регулируемыми размерами и технологическими свойствами, увеличить плотность сыпучих материалов, предотвратить зависание и слеживаемость мелкодисперсных отходов в бункерах и дозирующем оборудовании, снизить пыление в процессах транспортировки и использования [9]. Эффективность использования полезных компонентов в составе брикетов значительно выше, чем в каком-либо другом состоянии (в мелкой или полидисперсной фракции, в сортированном виде). По сравнению с агломерацией брикетирование железосодержащих отходов имеет целый ряд преимуществ [9]:

- брикеты имеют одинаковую форму и массу, характеризуются высоким содержанием железа, плотностью и прочностью, лучшей транспортабельностью;

- количество оборотного продукта на аглофабриках может достигать 20 – 25 % и более от общего потока шихты, в то время как на брикетной фабрике всего 2 – 6 %;

- весь кислород в брикете остается активным, в то время как в агломерате он находится в связанном состоянии (в виде силикатов), что особенно важно для доменного производства;

- экологическая безопасность брикетирования: безотходность, отсутствие высоких температур при изготовлении;

- возможность применения в брикете в любом соотношении углеродсодержащего наполнителя для активизации процессов в металлургической печи (карбюризатор, восстановитель, энергоноситель);

- возможность утилизации всех видов тонкодисперсных отходов металлургического производства.

Однако конвертерные шламы для этого необходимо предварительно обезвоживать. В настоящее время известен ряд способов обезвоживания шламов: как правило, это громоздкие и энергоемкие технологии, включающие предварительное удаление влаги (меньше 20 – 25 %) механическими способами (сгущение, фильтрование) и термическое высушивание [9, 10, 13 – 15], которое позволяет высушивать материал фактически до сухого состояния. Однако интенсивность высокотемпературного воздействия строго ограничена требованиями пожарной и взрывобезопасности [13 – 15].

Не менее важным фактором, ограничивающим применение конвертерных шламов в качестве компонента шихты доменной плавки, является наличие в них оксидов цинка, отрицательно влияющих на стойкость корпуса и футеровки доменной печи.

Необходимо отметить, что экономическая и экологическая эффективность переработки отходов в металлургии возрастает при замене природных ресурсов отходами на более поздних стадиях металлургического процесса [9, 16 – 19]. В условиях решения проблемы рециклинга конвертерных шламов разработан и совершенствуется способ кондиционирования отходов высокой влажности, который включает их нетермическое адсорбционное обезвоживание и последующее термохимическое окускование [20 – 22]. Принципиальная схема разработанной технологии рециклинга конвертерных шламов представлена на рис. 1.

Конвертерный шлак (КШ) из шламонакопителя 1 поступает в сгуститель 2 и затем передается в смеситель-адсорбер 5 для контакта с мелкозернистым бурогольным полукоксом (БПК), выполняющим функцию адсорбента влаги. Затем смесь БПК и КШ передается на разделение в пневмокласификационную установку 7, откуда более легкий БПК через пылеотделительную систему (циклон 6, рукавный фильтр 8) поступает в бункер 9, откуда забирается на энерготехнологические нужды. Очищенный от пыли воздух сбрасывается в атмосферу. Более тяжелый шлак из пневмокласификатора через дозирующее устройство поступает в смеситель 12, туда же из бункера 11 через дозирующее устройство поступает коксующийся уголь. В печи с вращающимся подом 13 полученная в заданном соотношении смесь подвергается термоокислительному коксованию. Полученный при конечной температуре 1100 – 1150 °С феррококс (рис. 2) охлаждается в установке сухого тушения кокса (УСТК) 15, сортируется на классы 0 – 10 мм, 25 – 10 мм и +25 мм и поступает в котел-утилизатор 17. При сжигании над слоем шихты выделяющихся газообразных продуктов в печи с вращающимся подом выделяется тепло, которое используется для коксования. Одновременно на конечной стадии коксования при температуре 1050 – 1100 °С завершаются процессы восстановления оксидов железа до $Fe_{мет}$ и

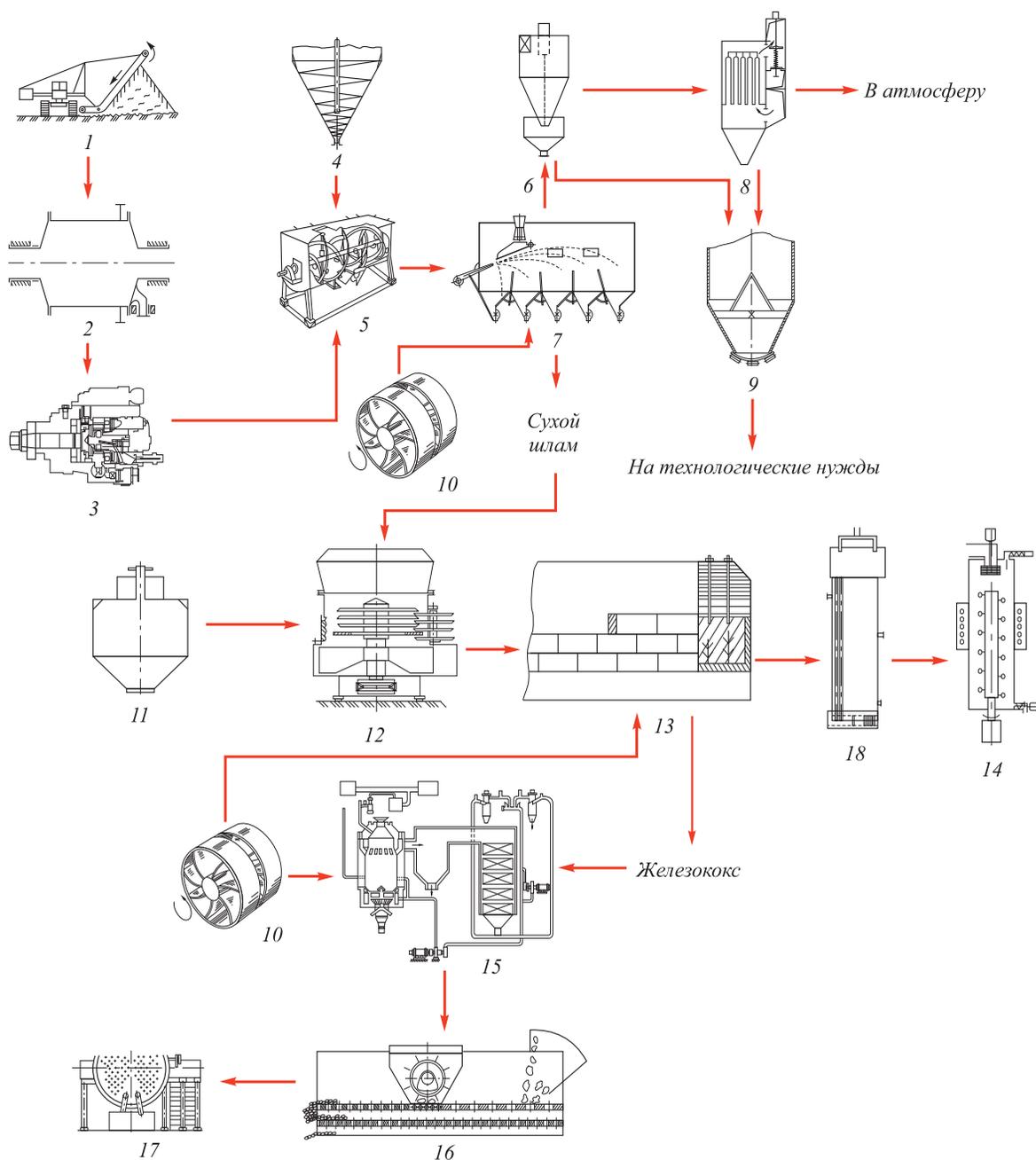


Рис. 1. Принципиальная схема процесса кондиционирования влажного конвертерного шлама адсорбционным обезвоживанием и термохимическим окучкованием:

1 – шламонакопитель; 2 – сгуститель; 3 – шламовый насос; 4 – бункер БПК; 5 – смеситель-адсорбер; 6 – циклон; 7 – пневмоклассификатор; 8 – рукавный фильтр; 9 – бункер влажного БПК; 10 – воздуходувка; 11 – бункер угля ГЖ + Ж; 12 – смеситель; 13 – коксовая печь с вращающимся подом; 14 – газотурбинная установка (ГУБТ); 15 – установка сухого тушения кокса; 16 – сортировка железокосса; 17 – котел-утилизатор; 18 – конденсатор

Fig. 1. Schematic diagram of the conditioning of wet converter sludge by adsorption dewatering and thermo-chemical agglomeration:

1 – sludge dump; 2 – thickening agent; 3 – sludge pump; 4 – bunker BSC; 5 – mixer-adsorber; 6 – cyclone; 7 – pneumatic classifier; 8 – bag filter; 9 – Bunker of wet BSC; 10 – blower; 11 – bunker of coal GZh + Zh; 12 – mixer; 13 – coke furnace with a rotating hearth; 14 – gas-turbine unit (GUBT); 15 – dry coke quenching plant; 16 – iron coke sorting; 17 – heat boiler-utilizer; 18 – capacitor

оксидов цинка до $Zn_{мет}$. По данным работы [20] температура начала восстановления оксида цинка составляет $1070\text{ }^{\circ}\text{C}$. Продукты сгорания совместно с парами цинка из печи поступают в конденсатор 18, в котором пары цинка конденсируются и собирается жидкий металлический цинк. Оставшиеся газообразные продукты

поступают в газотурбинную установку (ГУБТ) 14 для последующего применения.

В настоящей работе при создании усовершенствованной технологической схемы выполнен комплекс экспериментальных исследований по обезвоживанию и окучкованию шламов.



Рис. 2. Образцы опытной партии феррококса

Fig. 2. Samples of the experimental batch of ferrocoke

Обезвоживание шламов

Процесс адсорбционного обезвоживания исследовали на высоковлажных ($W = 50,0\%$) конвертерных шламах АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Химический состав сухого конвертерного шлака следующий: $46,81\% \text{ Fe}_{\text{общ}}$; $64,05\% \text{ Fe}_2\text{O}_3$; $1,82\% \text{ FeO}$; $4,59\% \text{ MgO}$; $16,68\% \text{ CaO}$; $5,75\% \text{ SiO}_2$; $0,19\% \text{ K}_2\text{O}$; $0,069\% \text{ V}_2\text{O}_5$; $0,10\% \text{ Cr}_2\text{O}_3$; $0,63\% \text{ C}$; $0,24\% \text{ S}$; $1,11\% \text{ ZnO}$; $0,061\% \text{ CuO}$; $0,11\% \text{ PbO}$; $1,08\% \text{ MnO}$; $1,93\% \text{ Al}_2\text{O}_3$; $0,88\% \text{ Na}_2\text{O}$; $0,32\% \text{ P}_2\text{O}_5$; $0,21\% \text{ TiO}_2$; $\text{Fe}_{\text{мет}}$ отсутствует (по массе).

Гранулометрический состав термически высушенного шлама определяли на лазерном гранулометре MALVERN-2000 в центре коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

Анализ данных гранулометрического состава показывает, что твердая часть шлама представлена мелкими частицами размерами $0,5 - 1000 \text{ мкм}$, максимум гранулометрической кривой приходится на размер приблизительно 500 мкм . В качестве адсорбента использовали твердый остаток пиролиза бурого угля – мелкозернистый буроугольный полукокс (БПК), производимый по технологии «Термококс-КС» на опытно-промышленной установке разреза Березовский-1 [21].

Образцы БПК обладают высокоразвитой и пористой структурой и, соответственно, высокой адсорбционной способностью и хорошими энергетическими свойствами [20, 21].

Объем микропор БПК более, чем в десять раз превышает объем микропор в структуре каменноугольного кокса. Следовательно, адсорбционная способность БПК близка по значению к показателю традиционно используемых активных углей. Адсорбционная способность БПК незначительно уступает активности сорбента марки АБГ-Д (активированный уголь ТУ600209591-443–95) и заметно превышает активность сорбента ДАК (уголь активированный древесный дробленый ТУ0321002-51577712), что показывает значительные возможности использования БПК для модификации технологических свойств угольных смесей.

Гранулометрические составы БПК и шлама практически идентичны. Следует отметить, что плотность частиц БПК даже при условии заполнения всего пористого пространства адсорбированной влагой ($1,42 \text{ г/см}^3$) будет более, чем 2,5 раза ниже плотности частиц конвертерного шлака ($3,8 \text{ г/см}^3$).

Характеристики буроугольного полукокса (уголь разреза Березовский-1) приведены ниже:

Показатель	Значение
Влага общая, %	3,0
Зола (сухое состояние), %	9,7
Выход летучих веществ, %	9,9
Элементный состав (горючая масса), %:	
углерод	92,8
кислород	4,45
водород	1,52
сера (сухое состояние)	0,24
фосфор (сухое состояние)	0,026
Высшая теплота сгорания, МДж/кг	32,8
Низшая теплота сгорания (рабочее состояние), МДж/кг	28,0 – 28,5
Адсорбционная активность по йоду, %	Не менее 42
Общий объем пор, $\text{см}^3/\text{г}$	0,47
Удельная поверхность пор, $\text{м}^2/\text{г}$	500
Плотность, кг/м^3	
действительная	1880
кажущаяся	974
насыпная	550

Как видно, БПК является низкочольным низкосернистым высококалорийным продуктом, обладающим высокоразвитой и доступной пористой структурой.

В процессе исследования обезвоживания оценивали сыпучесть (S) материала (ГОСТ 25139 – 93). При проведении анализа в основе определения массового соотношения БПК:шлам, необходимого для получения сыпучей смеси, лежат данные по влажности шлама и адсорбционной способности БПК. Предварительные расчеты показывают, что при влажности шлама 50 % (по массе) и адсорбционной способности БПК соотношение их количеств в смеси для достижения сыпучего состояния должно быть как 1:1,3. Экспериментально подтверждена правильность расчетов.

Значения влажности и сыпучести исследуемых продуктов приведены ниже:

Продукт	W, %	S, г/с
Шлам исходный (грязеподобное состояние)	50,0	0
БПК	3,0	25,28
Шлам термически высушенный	1,35	0
Смесь шлама и БПК	16,55	33,34

При смешивании БПК и конвертерного шлама первый поглощает влагу, придавая смеси высокую сыпучесть. В технологических потоках это имеет важное значение при транспортировке продукта. В то же время адсорбированная в порах влага переходит в связанное состояние и становится активным участником окислительно-восстановительных процессов.

Сыпучая смесь шлама и БПК подвергается пневмосепарационному разделению, после которого БПК направляется для технолого-энергетического использования, а шлам – на термохимическое окускование для получения кускового железуглеродистого компонента.

Пневмосепарационное разделение БПК и шлама (при идентичности их гранулометрического состава) основано на более чем двукратной разнице их плотностей.

Окускование шламов

Широкие возможности для утилизации мелкодисперсных отходов обеспечивает брикетирование, оно перспективно и с точки зрения получения металлизированного продукта, так как в состав брикетируемой шихты могут быть введены восстановители. Преиму-

ществом брикетов по сравнению с восстановленными окатышами является более низкое значение открытой пористости, вследствие чего брикеты не подвержены активному вторичному окислению на атмосферном воздухе [9].

Брикетиrowание является менее затратным способом утилизации отходов по сравнению с агломерацией или получением обожженных окатышей. Процессы брикетирования мелкодисперсных отходов наиболее технологичны, чем другие способы окускования, так как качество брикетов в наименьшей степени зависит от гранулометрического состава и влажности исходного материала, а их размер, форма и химический состав могут регулироваться в широких пределах путем подбора размера и формы ячеек матрицы, выбора связующих веществ и ввода различных добавок [9].

В разработанной технологической схеме предлагается использовать термохимический способ окускования шлама в процессе его термоокислительного (восстановительного по отношению к железу) коксования в смеси со спекающимися углями в кольцевой печи с вращающимся подом для получения специальных видов кокса [23].

Для исследований были разработаны две смеси: 1 – 50 % концентрата ЦОФ Кузнецкая углей марок ГЖ и Ж, 50 % конвертерного шлама; 2 – 50 % концентрата угля марки Ж Межзгейского месторождения, 50 % конвертерного шлама. Характеристики угольных концентратов приведены в таблице.

При определении соотношения масс компонентов смеси руководствовались тем, что в данном случае шлам является отошающей добавкой к коксующимся углям с высоким выходом летучих веществ, а для получения прочного кускового материала необходима определенная спекаемость смеси. Толщина пластического слоя проб 1 и 2 составила 10 и 17 мм соответственно.

Для воспроизведения промышленного процесса тепловой обработки (коксования) в кольцевых печах с вращающимся подом опытные смеси были подвергнуты нагреву в аппарате пластометрического анализа до температуры 730 °С. В результате удаления летучих веществ из угольной части проб содержание шлама в образцах возросло до 56 – 57 %. Установлено увеличение в шламе содержания оксида железа FeO с 1,82 до 14,3 % и появление в количестве 2,03 % железа Fe_{мет}. Содержание в образцах оксидов цинка составило 0,48 %.

Характеристика разработанных составов угольных концентратов

Characteristics of the developed compositions of coal concentrates

Концентрат	Теханализ				Пластометрия		Петрография		
	W ^r , %	A ^d , %	V ^{daf} , %	S ^d , %	X, мм	Y, мм	Vt, %	S _R	R
ГЖ + Ж	10,5	7,8	38,0	0,56	17	24	85,0	0,560	0,864
Ж	8,6	8,1	38,2	0,67	–2	34	93,0	0,045	0,853

После пластометрических исследований образцы нагревали в печи Таммана в течение 30 мин до температуры завершения процесса коксования (1050 – 1100 °С). Прокаливание сопровождалось процессами твердофазного восстановления железа. В частности, степень восстановления до $Fe_{мет}$ в пробе 1 составила 84,9 %, в пробе 2 – 94,4 %.

Полученный в результате экспериментов материал представляет собой аналог феррококса (рис. 2). Концепция производства феррококса разработана еще в 30-х годах прошлого века и была ориентирована на спекание железорудной пыли, непригодной для плавки в доменных печах, с жирным или битуминизированным углем в коксовых батареях. Феррококс можно классифицировать как железоуглеродную композицию, прошедшую тепловую обработку вне плавильного агрегата. Феррококс – композиционный материал, содержащий в основном восстановленное железо и углерод [24 – 26]. Экспериментальный материал содержит 35 – 39 % $Fe_{мет}$ и 45 – 49 % С, содержание ZnO не превышает 0,017 %, прочность на сжатие составляет 2,8 МПа.

Практический интерес представляет применение феррококса в доменном и особенно в конвертерном производстве, в том числе в качестве дополнительного теплоносителя и восстановителя при использовании технологии с элементами жидкофазного восстановления.

Выводы. На основе исследованных принципов кондиционирования влажных конвертерных шламов адсорбционным обезвоживанием и термохимическим окислением разработана эффективная технология их утилизации с получением нового материала, пригодного для использования в доменных и сталеплавильных агрегатах в качестве теплоносителя и восстановителя. Предлагаемая технология обходится без сложного механотермического обезвоживания и брикетирования со связующим.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Protopopov E.V., Feyler S.V. Analysis of current state and prospects of steel production development // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 – 8 (012001).
2. Юзов О.В., Седых А.М., Афонин С.З. Тенденции развития и экономические показатели черной металлургии России // Сталь. 2013. № 4. С. 72 – 77.
3. Brun L. Overcapacity in steel. China's Role in a Global Problem. – In book: Center on Globalization, Governance & Competitiveness, Duke University, 2016. – 54 p.
4. Mutumi OHJI. Recent Trends and Future in Steelmaking Technology in Japan // ISIJ International. 1996. Vol. 36. P. S2 – S5.
5. Буданов И.А., Устинов В.С. Перспективы развития металлургического производства в России // Бюллетень «Черная металлургия». 2014. № 5. С. 3 – 12.
6. Springorum D. The Management of Research and Technology in the German Steel Industry with Respect to the European Union // ISIJ International. 1998. Vol. 38. P. 935 – 942.
7. Утилизация пыли и шламов в черной металлургии / А.И. Толочко, В.И. Славин, Ю.М. Супрун, Р.М. Хайрутдинов. – М.: Металлургия, 1990. – 206 с.
8. Su F., Lampinen H.-O., Robinson R. Recycling of Sludge and Dust to the BOF Converter by Cold Bonded Pelletizing // ISIJ International. 2004. Vol. 44. P. 770 – 776.
9. Металлургические технологии переработки техногенных месторождений, промышленных и бытовых отходов / С.Н. Кузнецов, Е.П. Волюшкина, Е.В. Протопопов, В.Н. Зоря. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2014. – 294 с.
10. Переработка и утилизация промышленных отходов Челябинской области / И.П. Добровольский, И.Я. Чернявский, А.Н. Абызов, Ю.Е. Козлов. – Челябинск: Изд-во ЧелГУ, 2000. – 256 с.
11. Гостенин В.А., Елисеев Ю.П., Коваленкова Е.Ю., Неверовская И.П. Исследование возможности переработки шламов с целью получения железного концентрата // Сталь. 2016. № 4. С. 75, 76.
12. Комплексное использование сырья и отходов / Б.М. Равич, В.П. Окладников, В.Н. Лыгач, М.А. Менковский. – М.: Химия, 1988. – 288 с.
13. Вторичные материальные ресурсы черной металлургии / В.Г. Барышников, А.М. Горелов, Г.И. Папков и др. В 2-х т. Т. 2. – М.: Экономика, 1986. 344 с.
14. Добровольский И.П., Рымарев П.Н. Перспективная технология переработки шламов конвертерного производства стали и замасленной окалины // Вестник Челябинского государственного университета. 2010. № 8 (189). Экология. Природопользование. Вып. 4. С. 40 – 45.
15. Носков В.А., Маймур Б.Н., Можаренко Н.М. Подготовка брикетированием мелкофракционных отходов горно-металлургического и машиностроительного комплексов Украины к утилизации в металлургических агрегатах // Металлургическое и горнорудное производство. 2002. № 1. С. 119 – 122.
16. Szekely J. Steelmaking and Industrial Ecology – Is steel a green material? // ISIJ International. 1996. Vol. 36. P. 121 – 132.
17. Matsubae-Yokoyama K., Kubo H., Nagasaka T. Recycling effects of re-sidual slag after magnetic separation for phosphorus recovery from hot metal dephosphorization slag // ISIJ International. 2010. Vol. 50. P. 65 – 70.
18. Senk D., Gudenau H.W., Geimer S., Gorbunova E. Dust injection in iron and steel metallurgy // ISIJ International. 2006. Vol. 46. No. 12. P. 1745 – 1751.
19. Zhibinova I.A., Shakirov K.M., Protopopov E.V., Shakirov M.K. Thermodynamic principles in the liquid-phase reduction of oxides in an oxygen converter // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. No. 2. P. 108 – 110.
20. Shkoller M.B., Kazimirov S.A., Temlyantsev M.V., Basegskiy A.E. Conditioning of coal-enrichment waste with high moisture and ash content // Coke and Chemistry. 2015. Vol. 58. No. 12. P. 482 – 486.
21. Исламов С.Р. Энерготехнологическая переработка угля. – Красноярск: ООО «Поликор», 2012. – 224 с.
22. Школлер М.Б., Казимиров С.А., Ходосов И.Е., Иванов В.П. Рециклинг конвертерных шламов на основе адсорбции влаги и коксования с углями // Кокс и химия. 2017. № 2. С. 38 – 44.
23. Школлер М.Б., Протопопов Е.В., Юрьев А.Б. Энерготехнология твердого топлива. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2015. – 247 с.
24. Ульянов В.П., Булавин В.И., Бутенко А.Н. Термическая переработка нефть- и железосодержащих промышленных отходов с получением товарной продукции // Интегрированные технологии и энергосбережение. 2004. № 3. С. 48 – 53.
25. А.с. 1151768 СССР. Способ утилизации маслоокалиносодержащих отходов / В.П. Ульянов, А.Г. Злобин, Г.С. Умнов и др. Заявл. 09.01.1984; опубл. 23.04.1985. Бюл. № 15.
26. Тайц Е.М. Кокс и железокс на основе брикетирования. – М.: Металлургия, 1965. – 173 с.

Поступила 27 февраля 2017 г.

TECHNOLOGICAL BASICS OF ADSORPTION DEHYDRATION AND THERMOCHEMICAL SINTERING OF BOF SLUDGE

S.N. Kuznetsov, M.B. Shkoller, E.V. Protopopov, M.V. Temlyantsev, S.V. Feiler

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The global volume of steel smelted in 2016 exceeded 1600 million tons, of which more than 1200 million tons of steel were smelted in the units of converter type. Depending on the number of technological factors, up to 25 kg of fine dust forms in the process of smelting of 1 ton of steel, which contains up to 65 % of iron in the form of oxides. The recycling organization of waste generated in metallurgical production makes it possible to reduce production costs by two to three times in comparison with the use of concentrates obtained from natural raw materials and minerals. In the context of solving the recycling problem of converter sludge, the method for conditioning high-moisture wastes was developed and improved, including their non-thermal adsorption dehydration and subsequent thermo-chemical agglomeration. The solid residue of brown coal pyrolysis is used as the adsorbent – a fine-grained brown coal semi-coke produced at the pilot plant of the open-pit mine Berezhovskiy-1. The obtained samples from brown coal char are of highly developed and porous structure and, accordingly, high adsorption capacity and energy properties. The granulometric composition of the brown coal semi-coke is almost identical to the granulometric composition of the slurry. At the same time, the density of the brown coal semi-coke particles, even if the entire porous space is filled with adsorbed moisture, is more than 2.5 times lower than the density of the converter slurry particles. When mixing brown coal semi-coke and converter slurry, the former absorbs moisture, giving the mixture a high looseness, while at the same time the moisture adsorbed in the pores transforms into a bound state and becomes an active participant in oxidation-reduction processes. As a result of the experiments, the new material was obtained – “ferrocake” containing up to 39 % of Fe_{met} and up to 49 % of C. The results obtained in the work made it possible to develop an efficient technology for the utilization of converter sludge with production of a ferrocake suitable for use in blast-furnaces and steelmaking plants as a coolant and reducing agent, without a complicated mechanical-thermal dehydration and briquetting with a binder.

Keywords: converter, ferrocake, brown coal semi-coke, sludge, adsorption, reduction, coolant, recycling.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-268-275

REFERENCES

1. Protopopov E.V., Feyler S.V. Analysis of current state and prospects of steel production development. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 1–8 (012001).
2. Yuzov O.V., Sedykh A.M., Afonin S.Z. Trends in development and economic indicators of the Russian steel industry. *Stal'*. 2013, no. 4, pp. 72–77. (In Russ.).
3. Brun L. Overcapacity in steel. China's role in a global problem. In: *Center on Globalization, Governance & Competitiveness*. Duke University, 2016, 54 p.
4. Mutumi Ohji. Recent trends and future tasks in steelmaking technology in Japan. *ISIJ International*. 1996, vol. 36, pp. S2–S5.
5. Budanov I.A., Ustinov V.S. Prospects for the development of metallurgical production in Russia. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2014, no. 5, pp. 3–12. (In Russ.).
6. Springorum D. The management of research and technology in the German steel industry with respect to the European Union. *ISIJ International*. 1998, vol. 38, pp. 935–942.
7. Tolochko A.I., Slavin V.I., Suprun Yu.M., Khairutdinov R.M. *Utilizatsiya pyli i shlamov v chernoi metallurgii* [Utilization of dust and sludge in ferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 206 p. (In Russ.).
8. Su F., Lampinen H.-O., Robinson R. Recycling of sludge and dust to the BOF converter by cold bonded pelletizing. *ISIJ International*. 2004, vol. 44, pp. 770–776.
9. Kuznetsov S.N., Volynkina E.P., Protopopov E.V., Zorya V.N. *Metalurgicheskie tekhnologii pererabotki tekhnogennykh mestorozhdenii, promyshlennykh i bytovykh otkhodov* [Metallurgical technologies for processing technogenic deposits, industrial and domestic waste]. Novosibirsk: Izd-vo SO RAN, 2014, 294 p. (In Russ.). (In Russ.).
10. Dobrovol'skii I.P., Chernyavskii I.Ya., Abyzov A.N., Kozlov Yu.E. *Pererabotka i utilizatsiya promyshlennykh otkhodov Chelyabinskoi oblasti* [Processing and utilization of industrial waste in the Chelyabinsk region]. Chelyabinsk: izd. ChelGU, 2000, 256 p. (In Russ.).
11. Gostenin V.A., Eliseev Yu.P., Kovalenkova E.Yu., Neverovskaya I.P. Slurry processing to produce iron concentrate. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 4, pp. 301–302.
12. Ravich B.M., Okladnikov V.P., Lygach V.N., Menkovskii M.A. *Kompleksnoe ispol'zovanie syr'ya i otkhodov* [Complex use of raw materials and waste]. Moscow: Khimiya, 1988, 288 p. (In Russ.).
13. Baryshnikov V.G., Gorelov A.M., Papkov G.I. etc. *Vtorichnye material'nye resursy chernoi metallurgii. V 2-kh t. T. 2* [Secondary material resources of ferrous metallurgy. In 2 vol. Vol. 2]. Moscow: Ekonomika, 1986, 344 p. (In Russ.).
14. Dobrovol'skii I.P., Rymarev P.N. A promising technology for processing slurries from converter production of steel and oily scale. *Vestnik Chelyabinskogo gosudarstvennogo universiteta. Ekologiya. Prirodopol'zovanie*. 2010, no. 8 (189), Issue 4, pp. 40–45. (In Russ.).
15. Noskov V.A., Maimur B.N., Mozharenko N.M. Preparation by briquetting of fine fraction wastes from mining and metallurgical and machine-building complexes of Ukraine for utilization in metallurgical aggregates. *Metallurgicheskoe i gornorudnoe proizvodstvo*. 2002, no. 1, pp. 119–122. (In Russ.).
16. Szekely J. Steelmaking and industrial ecology – Is steel a green material? *ISIJ International*. 1996, vol. 36, pp. 121–132.
17. Matsubae-Yokoyama K., Kubo H., Nagasaka T. Recycling effects of residual slag after magnetic separation for phosphorus recovery from hot metal dephosphorization slag. *ISIJ International*. 2010, vol. 50, pp. 65–70.
18. Senk D., Gudenu H.W., Geimer S., Gorbunova E. Dust injection in iron and steel metallurgy. *ISIJ International*. 2006, vol. 46, no. 12, pp. 1745–1751.
19. Zhibinova I.A., Shakirov K.M., Protopopov E.V., Shakirov M.K. Thermodynamic principles in the liquid-phase reduction of oxides in an oxygen converter. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 2, pp. 108–110.
20. Shkoller M.B., Kazimirov S.A., Temlyantsev M.V., Basegskiy A.E. Conditioning of coal-enrichment waste with high moisture and ash content. *Coke and Chemistry*. 2015, vol. 58, no. 12, pp. 482–486.
21. Islamov S.R. *Energotekhnologicheskaya pererabotka uglya* [Energy-technological coal processing]. Krasnoyarsk: OOO "Polikor", 2012, 224 p. (In Russ.).
22. Shkoller M.B., Kazimirov S.A., Khodosov I.E., Ivanov V.P. Recycling of converter sludge based on adsorption of moisture and coking with coals. *Koks i khimiya*. 2017, no. 2, pp. 38–44. (In Russ.).
23. Shkoller M.B., Protopopov E.V., Yur'ev A.B. *Energotekhnologiya tverdogo topliva* [Energy technology of solid fuel]. Novosibirsk: Izd-vo SO RAN, 2015, 247 p. (In Russ.).
24. Ul'yanov V.P., Bulavin V.I., Butenko A.N. Thermal processing of oil-containing industrial waste to produce marketable products.

Integrirovannye tekhnologii i energosberezhenie. 2004, no. 3, pp. 48–53. (In Russ.).

25. Ul'yanov V.P., Zlobin A.G., Umnov G.S., Beketova L.A., Zhilina N.I., Bolotova L.D., Dmitriev V.Ya., Gryzlin R.M., Yurkov G.I. *Sposob utilizatsii maslookalinosoderzhashchikh otkhodov* [The method of disposal of waste macroeconomic] Certificate of authorship USSR no. 1151768. *Byulleten' izobretenii*. 1985, no. 15. (In Russ.).
26. Taits E.M. *Koks i zhelezokoks na osnove briketirovaniya* [Coke and gleza-kos based on briquetting]. Moscow: Metallurgiya, 1965, 173 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed out within the framework of the basic part of the state task of the Ministry of Education and Science for the performance by SibSIU scientific research no. 2555.

Information about the authors:

S.N. Kuznetsov, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.), the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)

M.B. Shkoller, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology" (chkoller@mail.ru)

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

M.V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Power and Ecology", Vice-Rector for Research and Innovations (uchebn_otdel@sibsiu.ru)

S.V. Feiler, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Acting Head of the Chair of Ferrous Metallurgy (mchmsis@mail.ru)

Received February 27, 2017

УДК 621.928.8:622.807

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ ВЕРТИКАЛЬНЫХ ОСАДИТЕЛЬНЫХ КАМЕР ДЛЯ УТИЛИЗАЦИИ ПЫЛИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Мулявко В.И.¹, д.т.н., профессор кафедры физики (muwali2012@yandex.ru)

*Олейник Т.А.¹, д.т.н., профессор, заведующая кафедрой обогащения
полезных ископаемых (taoliynik@gmail.com)*

*Ляшенко В.И.², к.т.н., начальник научно-исследовательского отдела,
старший научный сотрудник (vi_lyashenko@mail.ru)*

¹ **Криворожский национальный университет**
(50027, Украина, г. Кривой Рог, ул. Виталия Матусевича, 11)

² **ГП «УкрНИПИПромтехнологии»**
(52204, Украина, Днепропетровская обл., г. Желтые Воды, Бульвар Свободы, 37)

Аннотация. Приведены основные научные и практические результаты повышения эффективности работы вертикальных осадительных камер для утилизации пыли металлургического производства на основе разработки и внедрения аппаратов нового поколения, способных улучшить охрану окружающей среды и условия труда рабочих, уменьшить потери полезного продукта. Проанализированы технические и эксплуатационные характеристики существующих пылеуловителей и средств для снижения выбросов пыли в атмосферу и современные методы пылеочистки. Созданы теоретические основы инерционного пылеулавливания и определены параметры дополнительных осадительных поверхностей, обеспечивающих выход пылевых частиц из турбулентного потока в ламинарный, для исключения вторичного выноса пыли из аппарата. Описаны научно-технические основы выбора и разработки вертикальной конструкции пылеосадительной камеры с волоконными шторами и экономического обоснования замены циклонов на пылеосадительную камеру. Даны теоретическое обоснование механизма осаждения пыли в осадительных камерах и результаты лабораторных исследований, их эффективности с волоконными шторами и инерционном осаждении аэрозоля на волоконную штору. Доказано, что вертикально направленный очищаемый поток, взаимодействуя вверху камеры с отраженным от дискообразной перегородки потоком, перенаправляется в горизонтальном направлении вдоль радиусов корпуса камеры с уменьшающейся скоростью по мере удаления от центра к периферии в интервале от 0,35 до 0,035 м/с. При производительности аспирационной установки 7500 м³/ч, диаметре внутренней шторы 0,5 м, высоте камеры 3,8 м и скорости фильтрации газа через эту штору 0,35 м/с скорость фильтрации через штору диаметром 5 м равна 0,035 м/с. Предложен новый механизм осаждения пыли в осадительных камерах, а также определено влияние электрического заряда частицы и волокна на эффективность осаждения пыли в камере. Разработана конструкция новой вертикальной пылеосадительной камеры с волоконными шторами, в которой скорость радиального потока уменьшается при переходе от одной шторы к другой, что обеспечивает условия перехода от инерционного осаждения частиц к диффузионному. Это увеличивает степень улавливания тонкодисперсной пыли до 95 % при начальной скорости воздушного потока в камере 0,35 м/с.

Ключевые слова: пылеосадительные камеры, металлургическое производство, пыль, утилизация, эффективность, механизм осаждения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-276-284

Процесс получения готовой продукции горнорудными предприятиями связан с выделением большого количества пыли, объемы которой резко возрастут с вынужденным переходом к добыче и обогащению бедных кварцитов. Последние содержат повышенное количество свободного диоксида кремния и имеют высокую прочность. Переход к добыче бедных концентратов связан с предпочтением сухих технологий переработки горной массы, снижающий использование пресной воды. Мокрое извлечение уловленной пыли и выбросы ее в атмосферу приводят к потерям (5 – 10 % от исходного материала) полезного продукта на обогатительных фабриках [1 – 3]. Поэтому повышение эффективности работы вертикальных осадительных камер для утилизации пыли металлургического производства на основе разработки и внедрения аппаратов нового поколения,

способных улучшить охрану окружающей среды и условия труда рабочих, уменьшить потери полезного продукта, – важная научная, практическая и социальная задача, требующая неотлагательного решения [4, 5].

В ходе исследований были поставлены следующие задачи:

– проанализировать технические и эксплуатационные характеристики существующих пылеуловителей и средств для снижения выбросов пыли в атмосферу и современные методы пылеочистки;

– создать теоретические основы инерционного пылеулавливания и определить параметры дополнительных осадительных поверхностей, обеспечивающих выход пылевых частиц из турбулентного потока в ламинарный, для исключения вторичного выноса пыли из аппарата;

– обосновать процесс фильтрации запыленного газа через волоконную штору и влияние электрического заряда частицы и волокна на эффективность осаждения пыли в камере;

– разработать и испытать в промышленных условиях пылеосадительную камеру с волоконными шторами.

Для решения поставленных задач использовали комплексный метод, включающий анализ литературных источников, методы теоретических обобщений физических свойств пыли, физическое и математическое моделирование, результаты лабораторных и промышленных исследований, выполнение расчетов и технико-экономических обоснований, промышленные и экспериментальные исследования на полигонах по стандартным методикам.

Для исследований выбрали вертикальную конструкцию пылеосадительной камеры с волоконными шторами, включающей анализ «сухих» пылеуловителей. Показано, что для эффективной и надежной работы аспирационной сети необходимо в качестве первой ступени очистки применять предлагаемые пылеосадительные камеры с волоконными шторами [6]. На практике часто весьма существенную роль играет рациональное использование промплощадки (из-за ограничения рабочих площадей предприятий). В таких случаях возникают затруднения при установке довольно громоздких по габаритам пылеосадительных камер. Известны компактные вертикальные пылеосадительные камеры с центральной подачей очищаемого газа, в которых за счет радиального уменьшения скорости запыленного потока улавливаются частицы, имеющие скорость оседания, которая выше скорости пылегазового потока. Эти аппараты применяются для улавливания крупных частиц из газов небольших вагранок. Более сложными являются камеры рефлекторного типа, в которых пыль собирается в кольцевом коллекторе, окружающем дымовую трубу [7]. Основным показателем при разработке конструкции вертикальной пылеосадительной камеры является допустимая максимальная скорость воздушного потока в ней. При этом следует учитывать возможность вторичного уноса пыли. Скорость осаждения пыли зависит от диаметра частиц и их плотности. Поэтому считаем одним из важнейших вопросов эффективной работы вертикальной камеры определение оптимальной скорости воздушного потока в ней при максимальной степени улавливания пылевых частиц. Исходя из требуемой производительности фильтра, определяется площадь фильтрующего слоя камеры.

Многочисленные исследования и наблюдения, работа научно-исследовательских институтов, анализ проектной документации, опыт эксплуатации аспирационных систем позволяют с достаточной степенью точности определить необходимые расходы воздуха для обеспечения нормальных санитарных условий в

цехах промышленных предприятий. При расчете различных аспирационных систем количество аспирируемого воздуха из укрытий составляет от 7 – 7,5 до 13 – 14 тыс. м³/ч. Поэтому наиболее целесообразно вертикальные пылеосадительные камеры конструировать на расход воздуха 7,5 тыс. м³/ч с учетом 10 %-ной добавки на потери воздуха в воздуховодах и в аппарате очистки. Это позволит изготавливать их серийно и легко транспортировать автомобильным или железнодорожным транспортом, не нарушив габаритного ограничения при перевозке.

Опыт использования на предприятиях пылеосадительной камеры с волоконными шторами подтвердил, что такие камеры могут с успехом заменять центробежные аппараты на первой стадии газоочистки. Однако результаты лабораторных и промышленных испытаний показали, что в этих камерах эффективность инерционного осаждения очень мелких (менее 1 мкм) частиц ничтожно мала. Поэтому необходимо изучить влияние диффузионного механизма осаждения частиц на волокно и волоконную штору при скорости фильтрации 0,35 м/с [8 – 15]. Принимаем, что за время t на поверхность волокна осаждаются все частицы, находящиеся от нее на очень малом расстоянии (рис. 1)

$$\delta = 2(Dt\pi^{-1})^{0,5}; \quad (1)$$

здесь D – коэффициент диффузии, м²/с.

Распределение скоростей вблизи цилиндрической поверхности при установившемся ламинарном течении приближенно можно представить в виде [8]

$$v = 3v_{\infty} \frac{\delta(R+l)}{l^2}, \quad (2)$$

где R – радиус волокна, м; l – расстояние между волокнами, м.

Поскольку непосредственно у поверхности волокна скорость потока равна нулю, то средняя скорость течения в рассматриваемом слое равна

$$\langle v \rangle = 1,5\delta v_{\infty} \frac{R+l}{l^2}. \quad (3)$$

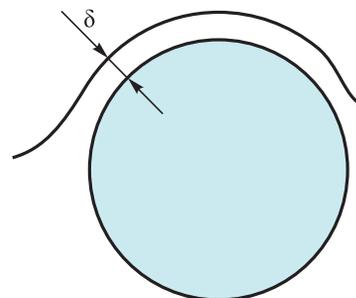


Рис. 1. Диффузионное осаждение частиц (радиус волокна 25 мкм)

Fig. 1. Diffusion precipitation of particles (fiber radius of 25 μm)

За время t находящаяся в этом слое частица может пройти максимальное расстояние, равное половине длины окружности, т.е.

$$\pi R = 1,5\delta v_{\infty} \frac{R+l}{l^2} t. \quad (4)$$

Исключим время из уравнений (1) и (4) и получим

$$\delta = \left(\frac{8Dl^2R}{3(R+l)v_{\infty}} \right)^{1/3}. \quad (5)$$

Поток аэрозоля у поверхности волокна в очень тонком слое толщиной δ равен

$$n \int_0^{\delta} v d\delta = 1,5\delta^2 n v_{\infty} \frac{R+l}{l^2}; \quad (6)$$

здесь n – концентрация пыли в очищаемом потоке, г/м³.

Так как полный поток частиц составляет $n v_{\infty} (R+l)$, то эффективность диффузионного осаждения частиц на волокно равна $\eta_d = 1,5\delta^2 l^{-2}$, или после подстановки в это уравнение значения толщины слоя (5) получаем

$$\eta_d = 2 \left(\frac{3DR}{l^2 v_{\infty}} \right)^{2/3}. \quad (7)$$

Выполнив вычисления эффективности осаждения частиц на волоконную штору, такие же как при расчете инерционного осаждения, получим

$$\eta_d = 1 - \exp \left[- \frac{2H}{R+l} \left(\frac{3RD}{l^2 v_{\infty}} \right)^{2/3} \right]. \quad (8)$$

Расчеты эффективности диффузионного осаждения выполнены согласно формуле (8) для шторы толщиной 10 см с радиусом волокон 5 и 25 мкм и расстоянием между ними 0,4, 0,8 и 1,2 мм при двух скоростях течения 0,35 и 0,035 м/с. Пользуясь полученными формулами диффузионного (8) и инерционного

$$\eta_{ш} = 1 - \exp \left\{ -H \frac{R+d_q}{2\sqrt{3}(R+l)^2} \left[1 - \exp \left(- \frac{0,1\tau v_{\infty}}{R+0,5d_q} \right) \right] \right\} \quad (9)$$

осаждения частиц пыли на волоконную штору, предложили использовать суммарную эффективность улавливания пылевой камеры с волоконными шторами:

$$\eta_{ш} = 1 - \exp \left(- \frac{0,1\tau v_{\infty}}{R+0,5d_q} \right). \quad (10)$$

Был выполнен расчет пылеулавливания монодисперсной пыли плотностью 2544 кг/м³ одной шторой толщиной 10 см при расстоянии между волокнами от 0,8 до 2,4 мм и радиусами волокон 5, 25 и 50 мкм (табл. 1). Из расчетов видно, что волоконная штора с диаметром волокон в 5 мкм способна улавливать и мелкие частицы (5 мкм) с эффективностью до 66 %, но необходимо поддерживать постоянными (на уровне 1 мм) расстояния между волокнами. Этого можно достичь, ограничивая штору жесткой сеткой с двух сторон [16, 17].

Провели расчет эффективности осаждения частиц в интересующем нас размерном интервале (от 1 до 10 мкм) для частиц пыли, плотность которых соответственно равна 2544 кг/м³ и 4957 кг/м³. Причем, расчет выполнен для разных по размеру цилиндрических поверхностей радиусом 5, 15, 25 и 50 мкм и скорос-

Таблица 1

Расчетная эффективности осаждения пыли одной волоконной шторой

Table 1. Estimated efficiency of the dust precipitation from one fiber curtain

d , мкм	Эффективность осаждения, %, при								
	$l = 0,4$ мм			$l = 0,8$ мм			$l = 1,2$ мм		
	радиусе волокна, мкм			радиусе волокна, мкм			радиусе волокна, мкм		
	5	25	50	5	25	50	5	25	50
1	5,11	4,43	3,92	1,32	1,19	1,11	0,59	0,54	0,52
2	18,95	16,65	14,92	5,18	4,72	4,43	2,34	2,17	1,30
3	36,47	33,39	30,31	10,84	10,22	9,63	5,23	4,77	2,07
4	52,74	50,82	47,09	17,28	17,16	16,34	8,12	8,19	7,00
5	69,66	66,00	62,4	27,70	24,90	24,02	11,37	12,18	11,93
6	75,04	77,68	74,95	29,62	32,83	32,16	14,51	16,52	14,17
7	81,50	85,80	84,13	34,84	40,50	40,30	17,40	20,98	16,42
8	86,15	91,23	90,35	39,36	47,58	48,07	20,01	25,39	26,40
9	89,35	94,60	94,31	43,25	53,90	55,22	22,34	29,62	31,03
10	91,63	96,65	96,72	46,62	59,40	55,9	24,43	33,56	35,70

ти потока 0,35 м/с (рис. 2). Из формул (8) – (10) следует, что эффективность инерционного осаждения растет при увеличении размера и плотности частиц и скорости потока, а диффузионного осаждения – уменьшается. При очень больших значениях диаметра частиц и очень малых значениях диаметра волокна суммарная эффективность улавливания пылевой камеры с волоконными шторами стремится к 100 %. Кроме того, кривая эффективности как функция диаметра части-

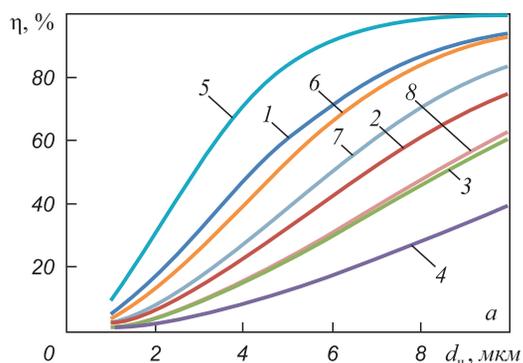


Рис. 2. Результаты расчета эффективности инерционного осаждения частиц на одиночный цилиндр от диаметра частицы d_p и радиуса волокна, мкм, по рядам при плотности частицы $\rho = 2544 \text{ кг/м}^3$: ряд 1 – $R = 5$; ряд 2 – $R = 15$; ряд 3 – $R = 25$; ряд 4 – $R = 50$; при $\rho = 4957 \text{ кг/м}^3$: ряд 5 – $R = 5$; ряд 6 – $R = 15$; ряд 7 – $R = 25$; ряд 8 – $R = 50$

Fig. 2. Results of calculating the efficiency of inertial precipitation of particles on a single cylinder from the diameter of a particle d_p and the radius of a fiber, μm in rows at a particle density $\rho = 2544 \text{ kg/m}^3$: row 1 – $R = 5$; row 2 – $R = 15$; row 3 – $R = 25$; row 4 – $R = 50$; at $\rho = 4957 \text{ kg/m}^3$: row 5 – $R = 5$; row 6 – $R = 15$; row 7 – $R = 25$; row 8 – $R = 50$

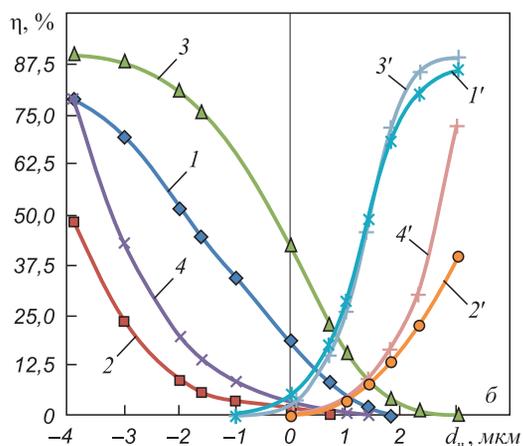


Рис. 3. Эффективность диффузионного (графики слева) и инерционного (номера кривых отмечены штрихами) осаждения частиц, размеры которых лежат в интервале 0,02 – 10 мкм, на волоконной шторе толщиной 10 см при скорости фильтрации 0,35 м/с

Fig. 3. The efficiency of diffusion (the graphs on the left) and inertial (the number of the curves are marked with dashes) deposition of particles, dimensions of which lie in the interval 0.02 – 10 μm , on a fiber curtain of 10 cm thickness at a filtration rate of 0.35 m/s

цы имеет минимум. Причем при увеличении скорости фильтрации хорошо просматривается смещение минимума в сторону уменьшения диаметра частицы (рис. 3). Дополнительные параметры расчета эффективности диффузионного и инерционного осаждения частиц приведены в табл. 2.

Разработали вертикальную цилиндрическую камеру с волоконными шторами [18]. Эта камера состоит из цилиндрического корпуса 1, снабженного с двух сторон конусным диффузором 2 для выхода очищенного воздуха и бункером 3 для сбора и выпуска уловленной пыли (рис. 4). Внутри (в верхней части) размещена платформа 4, имеющая форму диска, диаметр которого меньше внутреннего диаметра корпуса 1. На этой платформе,

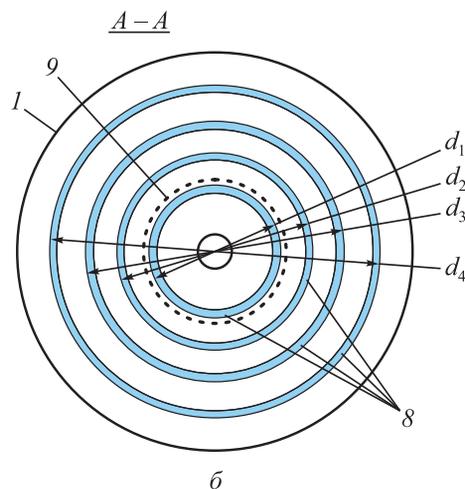
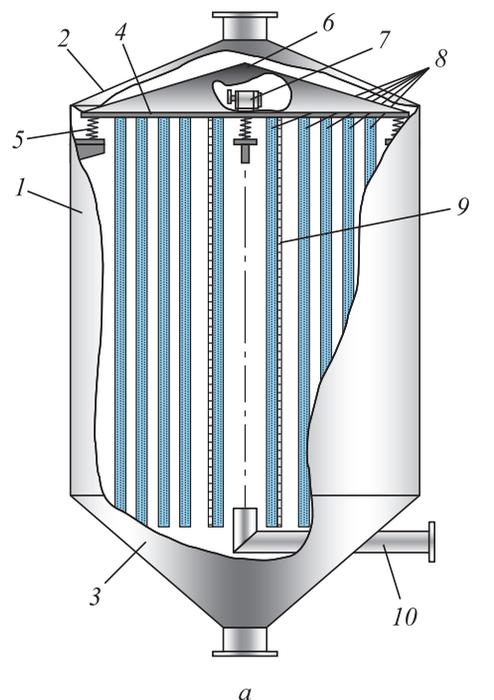


Рис. 4. Вертикальная пылесадительная камера с волоконными шторами:
а – общий вид; б – сечение по А-А

Fig. 4. Vertical dust-collecting chamber with fiber curtains:
а – general view; б – cross section along A-A

Таблица 2

Дополнительные параметры расчета

Table 2. Additional calculation parameters

Номер кривой	Радиус волокна, мкм	Расстояние между волокнами, мм
1 и 1'	5	0,8
2 и 2'	5	2,4
3 и 3'	25	0,8
4 и 4'	25	2,4

укрепленной в корпусе при помощи пружин 5, размещен под укрытием 6 вибратор 7. Снизу к этой платформе прикреплены пряди свободно свисающих волокон, образующих шторы 8, коаксиально расположенные в корпусе, жесткая сетка 9, фиксирующая первую (наименьшую) штору с внешней стороны, и отбойный диск из износостойкого материала. Для подачи очищаемого газа в аппарат служит патрубок 10, размещенный в нижней части камеры и направляющий газовый поток вверх по оси корпуса.

Аппарат работает следующим образом. Поток очищаемого газа, движущийся в трубопроводе со скоростью v_0 , через патрубок 10 поступает в цилиндрическое пространство, образованное первой зафиксированной сеткой шторой диаметром d_1 . Отразившись от отбойного диска, он смешивается с выходящим потоком из патрубка 10, что обеспечивает выравнивание давления в цилиндрическом пространстве. Очень крупные частицы под действием гравитационной силы выпадают из потока в бункер 3. Равномерность давления в этом пространстве обеспечивает одинаковую скорость фильтрации аэрозоля через первую штору. Эту скорость можно определить из уравнения

$$v_1 = v_0 \frac{S_T}{\pi d_1 H} = \frac{q}{\pi d_1 H}, \quad (11)$$

где S_T – площадь сечения трубопровода, м²; Q – производительность аспирационной системы, м³/с; d и H – диаметр и высота шторы, м.

Работа этого аппарата не отличается от работы уже описанной выше камеры с волоконными шторами. Отличие заключается лишь в том, что скорость фильтра-

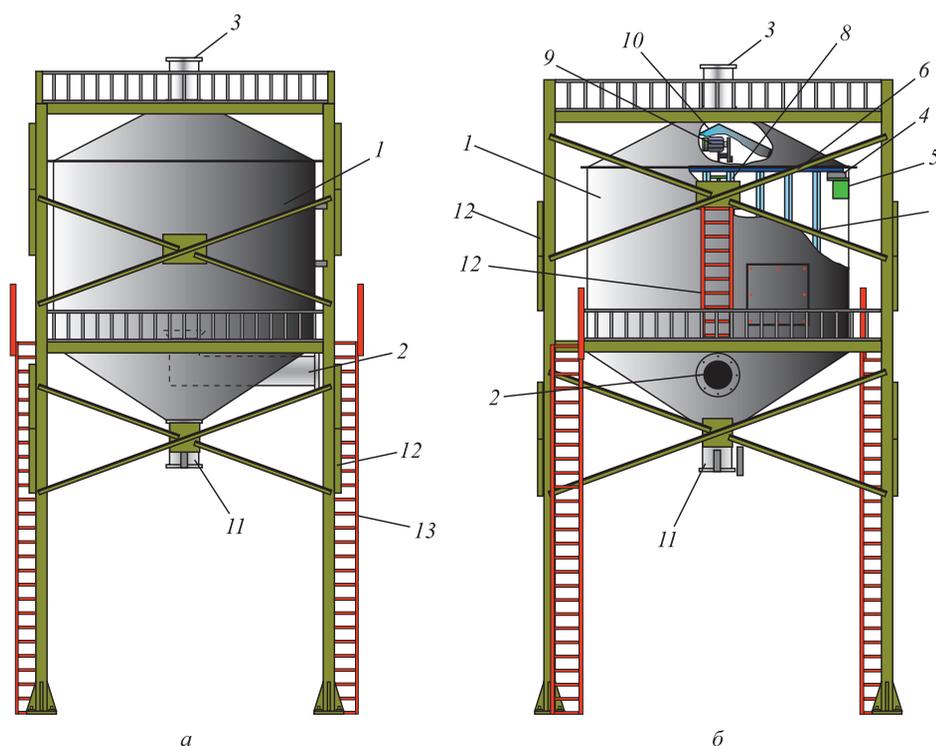


Рис. 5. Модуль вертикальной камеры с волоконными шторами: со стороны заезда транспорта для разгрузки уловленной пыли (а) и с противоположной стороны (б):

1 – корпус; 2 и 3 – патрубки введения запыленного и отвода очищенного газа; 4 и 5 – гибкое крепление платформы с волоконными шторами; 6 – платформа в форме диска; 7 – волоконные шторы; 8 – металлическая сетка; 9 и 10 – устройство для стряхивания пыли и его укрытие; 11 – затвор для выпуска пыли с бункера; 12 и 13 – металлический каркас аппарата и лестницы для его обслуживания

Fig. 5. Module of the vertical chamber with fiber curtains: on the side of the transport arrival for unloading of the trapped dust (a) and from the opposite side (b):

1 – body; 2 and 3 – nozzles for the introduction of dusty and discharge of the purified gas; 4 and 5 – flexible platform fastening with the fiber curtains; 6 – platform in the shape of a disk; 7 – fiber curtains; 8 – metal grid; 9 and 10 – device for dust shaking and its shelter; 11 – breech for dust discharge from the chamber; 12 and 13 – metallic body of the unit and ladder for its servicing

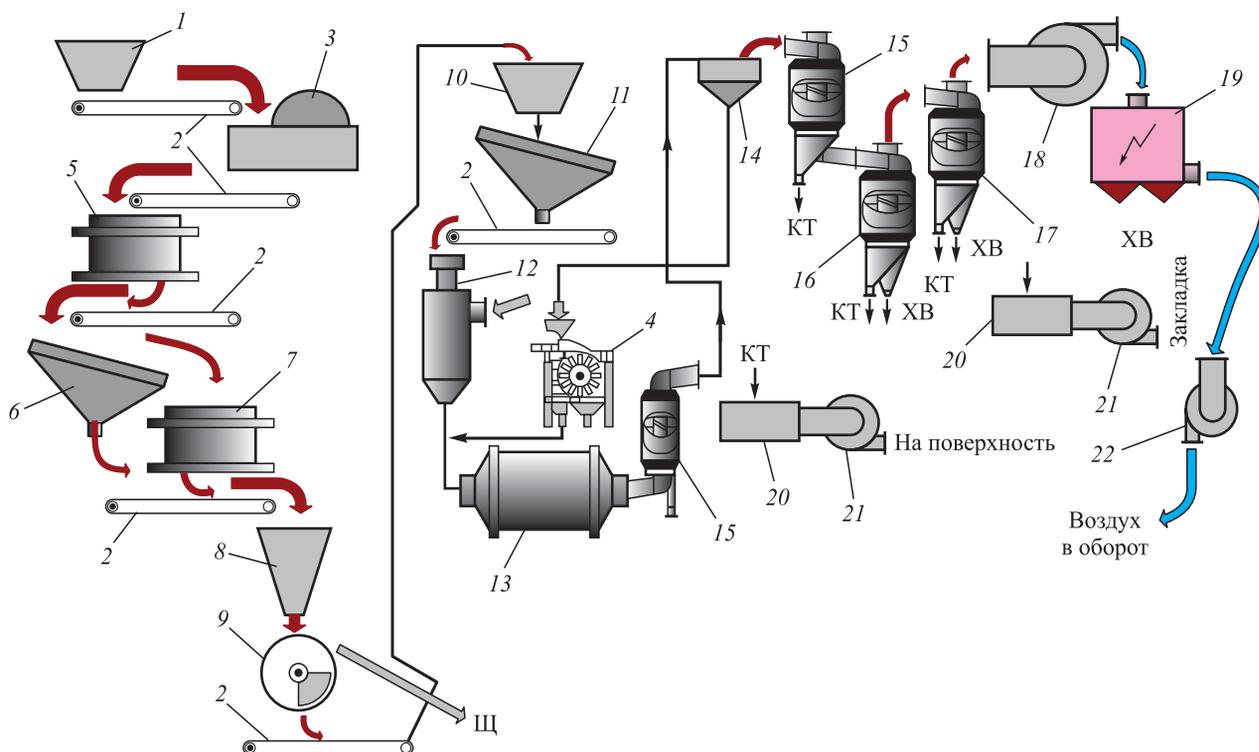


Рис. 6. Схема цепи аппаратов опытно промышленной установки сухого обогащения магнетитовых кварцитов: 1, 8, 10 и 20 – бункера; 2 – конвейер; 3 – щековая дробилка; 4 и 9 – магнитные сепараторы; 5 и 7 – дробилки; 6 и 11 – грохота; 12 – сушилка; 13 – мельница; 14 – классификатор; 15 – сепараторы циклонного типа; 16 и 17 – магнитные циклоны; 18, 21 и 22 – вентиляторы; 19 – электрофильтр

Fig. 6. Scheme of the devices circuit for a pilot industrial installation for dry enrichment of magnetite quartzites: 1, 8, 10 and 20 – bunkers; 2 – conveyor; 3 – jaw crusher; 4 and 9 – magnetic separator; 5 and 7 – crusher; 6 and 11 – sizing screens; 12 – dryer; 13 – mill; 14 – classifying screen; 15 – cyclone separators; 16 and 17 – magnetic cyclones; 18, 21 and 22 – fans; 19 – electrostatic precipitator

ции через последующие шторы значительно уменьшается обратно пропорционально отношению диаметров штор (рис. 5), т.е.

$$v_{i+1} = v_i \frac{d_i}{d_{i+1}}. \quad (12)$$

Очищенный от пыли газ сквозь кольцевую щель, образованную корпусом 1 и платформой в форме диска 4, выходит в диффузор 2. Вертикальный цилиндрический корпус камеры 1, ограниченный с двух сторон диффузорами с выходным патрубком 3 вверху, входным патрубком 2 для подачи очищаемого воздуха и затвором для выпуска уловленной пыли 11 вниз, установлен на металлический каркас с лестницами 12 и 13 для его обслуживания. Такая камера эффективна и компактна, особенно при малых объемах очищаемого газа, поэтому ее можно устанавливать непосредственно рядом или над источником пылевыделения, а хорошо очищенный воздух выбрасывать непосредственно в цех. Таким образом, можно отказаться от двух стадий пылеочистки и нерентабельной (в основном не работающей) централизованной аспирационной установки [19 – 22].

Оценку экономической эффективности замены циклонов на пылесадительную камеру осуществляли

путем сравнения затрат на очистку равного количества аспирируемого воздуха циклонами и камерой. При этом предполагалось, что качество очистки воздуха от пыли той или другой установкой одинаково, хотя в производственных условиях стабильная очистка воздуха в циклонах может быть достигнута только при соблюдении проектных аэродинамических параметров аспирационной системы. Затраты на сооружение установок и обслуживавший персонал практически одинаковы. Сравнение провели по стоимости расходуемой электроэнергии, считая что затраты на капитальное строительство почти одинаковые. Установочная мощность N электродвигателя для обеспечения проектной производительности пылесадительной камеры составила 28 кВт. Расход электроэнергии на 1000 м³ аспирируемого воздуха при производительности камеры $Q = 15$ тыс. м³/ч составит

$$A_k = \frac{N}{Q} = \frac{28}{15} = 1,436 \text{ кВт}\cdot\text{ч}. \quad (13)$$

Учитывая большое аэродинамическое сопротивление циклонов, которое более чем в 20 раз превышает сопротивление камеры, установочная мощность электропривода циклонов должна быть не

менее 40 кВт. Расход электроэнергии на 1000 м³ очищаемого воздуха составит $A_k = 2,666$ кВт·ч. Годовой экономический эффект при замене четырех циклонов ЦН-15-500 на пылесадительную камеру определяется по формуле

$$\xi = \frac{A_{ц}}{A_k} = \frac{2,666}{1,436} = 1,857. \quad (14)$$

Таким образом, применение пылесадительной камеры вместо групповых циклонов позволит увеличить в 7 – 10 раз срок службы пылеулавливающей установки и уменьшить в 1,9 – 3,0 раза расход электроэнергии.

Была разработана схема цепи аппаратов [23], согласно которой исходная руда с бункера поступает в щековую дробилку, где она последовательно дробится в двух дробилках, предварительно пройдя через грохот (рис. 6). Дробленый материал на сепараторе разделяется на пустую породу (щебень) и магнитную фракцию, которая поступает в бункер грохота. Подрешеточный материал грохота после сушки в сушилке идет на измельчение в сухой мельнице. Для очистки от пыли аспирационных выбросов аппаратов предлагается вертикальная пылесадительная камера [7].

Измельченный материал в виде дисперсного потока поступает в нижний патрубок сепаратора циклонного типа [24]. В этом сепараторе магнитным полем извлекаются раскрытые рудные частицы, а остальной материал выносится воздушным потоком в инерционный классификатор, из которого крупные частицы самотеком поступают в барабанный сепаратор [25]. С целью выделения из потока немагнитной компоненты его магнитная система вращается с рабочим барабаном с некоторым эксцентриситетом. Извлеченный в сепараторе слабомагнитный материал направляется на доизмельчение в мельницу, а пустая порода – в хвосты, т.е. в соответствующий бункер. Достаточно измельченный материал поступает из классификатора на сепарацию сначала в сепараторе (через верхний патрубок), а затем на последовательную сепарацию в двух циклонных сепараторах различного диаметра [26]. Продукты обогащения на трех сепараторах направляются в приемные бункеры вакуумнасосов в соответствующие бункеры для концентрата и хвостов. Запыленный воздушный поток посредством вентилятора направляется на очистку от пыли в электрофильтр с магнитным полем для извлечения из нее пылеобразных остатков магнитной компоненты [27]. Очищенный воздух вентилятором подается на вход мельницы, тем самым измельчение и обогащение выполняется в замкнутом по воздуху цикле. Возможна схема аппаратов, в которой очищается от пыли в электрофильтре только часть воздушного потока, которая выбрасывается в атмосферу, компенсируя возможные подсосы, поскольку система аппаратов работает под разрежением. Аспирационные выбросы от дробилок и грохотов можно очищать в два этапа: сначала

ла в циклонах соответствующей производительности, а затем в вертикальной осадительной камере с волоконными шторами.

Выводы. Вертикально направленный очищаемый поток, взаимодействуя вверху камеры с отраженным от доскообразной перегородки потоком, перенаправляется в горизонтальном направлении вдоль радиусов корпуса камеры с уменьшающейся скоростью в интервале от 0,35 до 0,035 м/с по мере удаления от центра к периферии. Поэтому каждый последующий ряд нитей улавливает все более мелкие частицы. Возможность применения вертикальных пылесадительных камер в системах аспирации позволит обеспечить нормальные санитарные условия на рабочих местах, предупредить выбросы запыленного воздуха в атмосферу и обеспечит возможность рекуперации, т.е. безотходного процесса, а также использование уловленной пыли, например, в строительной индустрии. Так, при производительности аспирационной установки 7500 м³/ч, диаметре внутренней шторы 0,5 м, высоте камеры 3,8 м и скорости фильтрации газа через эту штору 0,35 м/с скорость фильтрации через штору диаметром 5 м равна 0,035 м/с. Разработана конструкция новой вертикальной пылесадительной камеры с волоконными шторами, в которой скорость радиального потока уменьшается при переходе от одной шторы к другой, что обеспечивает условия перехода от инерционного к диффузионному осаждению частиц. Такое поочередное включение механизмов осаждения увеличивает степень улавливания тонкодисперсной пыли до 95 % при начальной скорости воздушного потока в камере 0,35 м/с.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Young C.A., Luttrell G.H. (Eds.) Separation Technologies for Minerals, Coal, and Earth Resources: Society for Mining, Metallurgy, and Exploration, Inc. (SME), Englewood, Colorado, USA, 2012. – 739 p.
2. Peil, O.E., Ruban A.V., Johansson B. Self-consistent supercell approach to alloys with local environment effects // Physical Review B. 2012. Vol. 85. No. 16. P. 65140-1–165140-14.
3. Environmental Engineeris, Handbook. Air Pollution / Liptak B.G. ed. Radnor, Pennsylvania, Chilton Book Company, 1974. Vol. 2. 1340 p.
4. Мулявко В.И., Олейник Т.А., Ляшенко В.И., Кириченко А.М., Олейник М.О. Повышение эффективности работы осадительных камер для улавливания пыли металлургического производства // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 7. С. 456 – 464.
5. Davies C.N. Air Filtration. London – New York, Academic Press, 1973. 172 p.
6. Пат. 16983. А. Украина. Пылеуловитель / А.М. Кириченко, В.И. Мулявко, И.С. Багрий, В.И. Бережной и др. Опубл. 29.08.97. Бюл. № 4.
7. Пат. 16963. А. Україна. Вертикальна пилоосаджувальна камера / А.М. Кириченко, В.І. Мулявко. Опубл. 14.11.99. Бюл. №7.
8. Kirsch A.A., Stechkina I.B. The theory of aerosol filtration with fibrous filters. In: Fundamental of Aerosol Science / Shaw D. ed. – New York, Wiley, 1978, pp. 165 – 256.
9. Aguilera G., Arismendy J. Rheological characterization of parameters inside a hydrocyclone through variables obtained from

- CFD simulation // Proceedings of XXVII International Mineral Processing Congress, Santiago, Chile, 2014. Chapter 16. P. 41–49.
10. Dündar H., Kalugin A., Delgado M., Palomino A., Türkistali A., Aquino B., Lynch A. Screens and cyclones in closed grinding circuits. Proceedings: XXVII International Mineral Processing Congress, Santiago, Chile, 2014. Chapter 16. P. 65–75.
 11. Ballif J., Greenberg L., Stern A. Am. Ind. Hyg. Assoc. J. 1948. Vol. 9. P. 85–91.
 12. Strauss W. Industrial Gas Cleaning. 2nd ed. Oxford, Pergamon Press, 1975. 622 p.
 13. Справочник по обогащению руд. Специальные и вспомогательные процессы / Под ред. О.С. Богданова, В.И. Ревнивецова. – М.: Недра, 1983. – 376 с.
 14. Алиев Г.М. Техника пылеулавливания и очистки промышленных газов. Справочник. – М.: Metallurgia, 1986. – 544 с.
 15. Govender D., Lelinski D., Traczyk F. Hybrid Energy Flotation™ – on the optimization of fine and coarse particle kinetics in a single row // Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. 2013. Vol. 113. No. 3. P. 383–410.
 16. Мулявко В.И., Олейник Т.А., Ляшенко В.И., Михно С.В., Олейник М.О. Новые технологии и технические средства для сепарации слабомагнитных руд // Обогащение руд. 2014. № 2. С. 43–49.
 17. Козин В.З. Опробование минерального сырья. – Екатеринбург: изд. УГГУ, 2011. – 316 с.
 18. Хопунов Э.А. Селективное разрушение руд и техногенного сырья. – Екатеринбург: УИЦО, 2013. – 429 с.
 19. Чантурия В.А., Козлов А.П., Вайсберг Л.А. Приоритетные направления исследований в области переработки минерального сырья // Обогащение руд. 2014. № 2. С. 3–9.
 20. Юшина Т.И., Петров И.М., Авдеев Г.И., Валавин В.С. Анализ современного состояния добычи и переработки железных руд и железорудного сырья в Российской Федерации // Горный журнал. 2015. № 1. С. 41–47.
 21. Мулявко В.И., Олейник Т.А., Ляшенко В.И., Олейник М.О. Повышение эффективности утилизации графитосодержащей пыли металлургического производства // Бюл. Черная металлургия. 2015. № 11. С. 67–75.
 22. Мулявко В.И., Олейник Т.А., Ляшенко В.И. Совершенствование технологий и технических средств для пылеулавливания при переработке железной руды // КАЗАНТИП–ЭКО–2016. Инновационные пути решения актуальных проблем базовых отраслей, экологии, энерго- и ресурсосбережения: Сб. тр. XXIV Международной науч.-практ. конф., 6–10 июня 2016 г., г. Харьков. – Харьков: ГП «УкрНТЦ «Энергосталь», 2016. С. 147–158.
 23. Пат. 1701375. РФ. Измельчительно сепарационная установка / В.Ф. Бызов, Г.В. Губин, В.И. Мулявко и др. Опубл. 30.12.91. Бюл. № 48.
 24. Пат. 48631. А. Украина. Відцентровий магнітний сепаратор / В.Ф. Бызов, В.І. Мулявко, А.М. Кириченко та інші. Опубл. 15.08.02. Бюл. № 8.
 25. Пат. 2060829. РФ. Магнитный сепаратор для разделения сыпучих материалов / В.Ф. Бызов, Г.В. Губин, В.И. Мулявко и др. Опубл. 27.05.96. Бюл. № 15.
 26. А.с. 1130404. СССР. Циклон / А.П. Янов, Г.А. Жовтуха, В.И. Мулявко и др. Опубл. 23.12.84. Бюл. № 47.
 27. А.с. 1835305. СССР. Электрофильтр / В.Ф. Бызов, В.С. Харламов, В.И. Мулявко и др. Опубл. 23.08.93. Бюл. № 31.

Поступила 12 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 4, pp. 276–284.

IMPROVEMENT OF THE EFFICIENCY OF VERTICAL SETTLING CHAMBERS FOR RECYCLING OF METALLURGICAL DUST

V.I. Mulyavko¹, T.A. Oleinik¹, V.I. Lyashenko²

¹ Krivoy Rog National University, Krivoy Rog, Ukraine

² Ukrainian Research and Design Institute for Industrial Technology, Zhovti Vody, Ukraine

Abstract. The main scientific and practical results of improving the efficiency of the vertical collecting chambers for processing the dust of metallurgical industry are described through the development and implementation of a new generation of devices capable to improve environmental protection and working conditions, to reduce the loss of useful product. The authors have analyzed the technical and operational characteristics of the existing precipitators and means to reduce dust emissions into the atmosphere, and modern methods of dust cleaning. The theoretical basis of inertial dust collection was established and the parameters of additional precipitation surfaces were determined, providing output of the dust particles from turbulent laminar flow, to eliminate the secondary dust removal from the apparatus. The authors have described the scientific and technical basis for the selection and development of vertical construction of dust-collecting chamber with fiber curtains and a feasibility study on the replacement of the cyclone dust-collecting chamber. Theoretical study of the mechanism of dust deposition in the dust-collecting chambers and the results of laboratory studies of their efficiency with fiber curtains and inertial deposition of aerosol optic curtain are proposed. It is proved that the vertical-directional but erasable flow interacting with the top of the disc-shaped partitions reflected flow is redirected in a horizontal direction along radii of chamber's body at a decreasing rate as the distance from the center to the periphery in the range is from 0.35 to 0.035 m/s. When the performance of the aspiration unit is $Q = 7500 \text{ m}^3/\text{h}$, diameter of inner

curtains is $d = 0.5 \text{ m}$, the chamber height $H = 3.8 \text{ m}$ and the filtration rate of gas through the curtain is 0.35 m/s, the filtration rate through the curtain with 5 m diameter is 0.035 m/s. The authors have proposed new mechanism of dust deposition in the dust-collecting chamber and the influence of the electric charge of the particle and fiber on the effectiveness of dust deposition in the chamber. The design of a new vertical dust-collecting chamber is described with fiber curtains, in which the radial flow velocity decreases during the transition from one curtain to another, providing conditions for transition from inertial deposition of particles to the diffusion. It increases the collection efficiency of fine dust up to 95 % at initial airflow within the chamber of 0.35 m/s.

Keywords: dust-collecting chamber, metallurgical production, dust, waste, efficiency.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-276-284

REFERENCES

1. Young C.A., Luttrell G.H. eds. *Separation Technologies for Minerals, Coal, and Earth Resources: Society for Mining, Metallurgy and Exploration. Inc. (SME)*. Englewood, Colorado, USA. 2012, 739 p.
2. Peil O.E., Ruban A.V., Johansson B. Self-consistent supercell approach to alloys with local environment effects. *Physical Review B*. 2012, vol. 85, no. 16, pp. 165140-1–165140-14.
3. *Environmental Engineering, Handbook. Air Pollution*. Liptak B.G. ed. Radnor, Pennsylvania: Chilton Book Company, 1974, vol. 2, 1340 p.
4. Mulyavko V.I., Oleinik T.A., Lyashenko V.I., Kirichenko A.M., Oleinik M.O. Improving the efficiency of collecting chambers for

- capture of metallurgical dust. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 7, pp. 456–464. (In Russ.).
5. Davies C.N. *Air Filtration*. London – New York: Academic Press, 1973, 172 p.
 6. Kirichenko A.M., Mulyavko V.I., Bagrii I.S., Berezhnoi V.I. etc. *Pyleulovitel'* [Dust collector]. Patent no. 16983 A (UA). Byul. 1997, no. 4. (In Russ.).
 7. Mulyavko V.I. *Vertikalna pileosadguvalna kamera* [Vertical dust-collecting chamber]. Patent no. 16963 A (UA). Byul. no. 7. (In Ukr.).
 8. Kirsch A.A., Stechkina I.B. The theory of aerosol filtration with fibrous filters. In: *Fundamental of Aerosol Science*. Shaw D. ed. New York: Wiley, 1978, pp. 165–256.
 9. Aguilera G., Arismendy J. Rheological characterization of parameters inside a hydrocyclone through variables obtained from CFD simulation. *Proceedings of XXVII International Mineral Processing Congress, Santiago, Chile, 2014*. Chapter 16, pp. 41–49.
 10. Dündar H., Kalugin A., Delgado M., Palomino A., Türkistali A., Aquino B., Lynch A. Screens and cyclones in closed grinding circuits. *Proceedings of XXVII International Mineral Processing Congress, Santiago, Chile, 2014*. Chapter 16, pp. 65–75.
 11. Ballif J., Greenberg L., Stern A. *Am. Ind. Hyg. Assoc. J.* 1948, vol. 9, pp. 85–91.
 12. Strauss W. *Industrial Gas Cleaning. 2nd ed.* Oxford: Pergamon Press, 1975, 622 p.
 13. *Sravochnik po obogashcheniyu rud. Spetsial'nye i vspomogatel'nye protsessy* [Directory of enrichment of ores. Special and supporting processes]. Bogdanov O.S., Revnivtsev V.I. eds. Moscow: Nedra, 1983, 376 p. (In Russ.).
 14. Aliev G.M. *Tekhnika pyleulavlivaniya i ochistki promyshlennykh gazov. Spravochnik* [Technique of dust collection and purification of industrial gases. Directory]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 544 p. (In Russ.).
 15. Govender D., Lelinski D., Traczyk F. Hybrid Energy Flotation™ – on the optimization of fine and coarse particle kinetics in a single row. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2013, vol. 113, no. 3, pp. 383–410.
 16. Mulyavko V.I., Oleinik T.A., Lyashenko V.I., Oleynik, M.O., Mikhno, S.V. Innovation technologies and machinery for separation of feebly magnetic ores. *Obogashchenie Rud*. 2014, no. 2, pp. 43–49. (In Russ.).
 17. Kozin V.Z. *Oprobovanie mineral'nogo syr'ya* [Testing of mineral resources]. Ekaterinburg: UGGU, 2011, 316 p. (In Russ.).
 18. Khopunov E.A. *Selektivnoe razrushenie rud i tekhnogenogo syr'ya* [The selective destruction of ore and technogenic raw materials]. Ekaterinburg: UITsO, 2013, 429 p. (In Russ.).
 19. Chanturiya V.A., Kozlov A.P., Vaysberg L.A. Promising trends in investigations aimed at all-round utilization of mineral raw materials. *Obogashchenie Rud*. 2014, no. 2, pp. 3–9. (In Russ.).
 20. Yushina T.I., Petrov I.M., Avdeev G.I., Valavin V.S. Analysis of state-of-the-art in iron ore mining and processing in Russian Federation. *Gornyi Zhurnal*. 2015, no. 1, pp. 41–47. (In Russ.).
 21. Mulyavko V.I., Oleinik T.A., Lyashenko V.I., Oleinik M.O. Improving the efficiency of utilization of graphite dust of metallurgical production. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2015, no. 11, pp. 67–75. (In Russ.).
 22. Mulyavko V.I., Oleinik T.A., Lyashenko V.I. Improvement of technologies and equipment for dust collection in the processing of iron ore. In: *KAZANTIP-EKO-2016. Innovatsionnye puti resheniya aktual'nykh problem bazovykh otraslei, ekologii, energo- i resurso-sberezheniya: Sbornik trudov XXIV Mezhdunarodnoi nauch.-prakt. konf. 6-10 iyunya 2016 g., Khar'kov* [Kazantip-ECO-2016. Innovative solutions to urgent problems of basic industries, the environment, energy and resource conservation: Proceedings of the XXIV International Sci.-Practical Conf. 6-10 June 2016 in Kharkiv]. Kharkiv: GP "UkrNTTs "Energostal", 2016, pp. 147–158. (In Russ.).
 23. Byzov V.F., Gubin G.V., Mulyavko V.I. etc. *Izmel'chitel'no-separatsionnaya ustanovka* [Crushing separation plant]. Patent RF no. 1701375. *Byulleten' izobretenii*. 1998, no. 48. (In Russ.).
 24. Bizov V.F., Mulyavko V.I., Kirichenko A.M. etc. *Vidtsentrovii magnitnii separator*. Patent no. 48631. A (UA). *Byul.* 2002, no. 8. (In Ukr.).
 25. Byzov V.F., Gubin G.V., Mulyavko V.I. etc. *Magnitnyi separator dlya razdeleniya sypuchikh materialov* [Magnetic separator for bulk materials separation]. Patent RF no. 2060829. *Opubl.* 27.05.96. *Byulleten' izobretenii*. 1996, no. 15. (In Russ.).
 26. Yanov A.P., Zhovtukha G.A., Mulyavko V.I. etc. *Ziklon* [Cyclone]. Certificate of authorship USSR no. 1130404. *Byul.* 1984, no. 47. (In Russ.).
 27. Byzov V.F., Kharlamov V.S., Mulyavko V.I. etc. *Elektrofil'tr* [Electrofilter]. Certificate of authorship USSR no. 1835305. *Byul.* 1993, no. 31. (In Russ.).

Information about the authors:

V.I. Mulyavko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Physics (muwaliz012@yandex.ru)

T.A. Oleinik, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Mineral Processing (taoliynik@gmail.com)

V.I. Lyashenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of Research Department, Senior Researcher (vi_lyashenko@mail.ru)

Received December 12, 2016

УДК 621.981.21:621.774.21

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ЛИСТОГИБОЧНЫХ НЕСИММЕТРИЧНЫХ ТРЕХВАЛКОВЫХ ВАЛЬЦОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛЬНЫХ ТРУБ

Шинкин В.Н., д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (shinkin-korolev@yandex.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Для получения изделий различной конфигурации из металлического листа используют множество приспособлений. Одно из них – листогибочные вальцы, которые можно классифицировать по нескольким признакам: по количеству валков (двух-, трех-, четырехвалковые); по типу привода (механические, пневматические, электромеханические, гидравлические); по взаимному расположению валков (симметричные, несимметричные/асимметричные). Вальцы листогибочные трехвалковые применяются для производства изделий цилиндрической, овальной и конической формы путем гибки листового металла, с их помощью изготавливают трубы, желоба, элементы воздуховодов, обечайки, бочки, всевозможные кожухи. Принцип работы листогибочных трехвалковых вальцов основан на противоположно направленном вращении валков, благодаря которому происходит захват листового материала и его гибка по заданному радиусу. Для облегчения подачи листов и выемки изделий, согнутых в замкнутую окружность, листогибочные трехвалковые вальцы комплектуются съемным и регулируемым по прижиму передним валом. В трехвалковых вальцах диаметр верхнего валка примерно в 1,5 раза больше диаметра нижних валков. В процессе формовки валки совершают реверсивное движение, при этом верхний валок может подниматься и опускаться для регулировки диаметра формируемой заготовки. При этом способе формовки крайние небольшие участки листа остаются плоскими. Этот недостаток устраняется подгибкой концов на прессе или на валковом стане. В настоящей работе предложен математический метод определения сил и моментов при холодной гибке толстого стального листа на листогибочных трехвалковых вальцах. Расчеты позволяют определить реакции опор валков, остаточные напряжения в стенке стального листа, долю пластической деформации по толщине листа и относительную деформацию продольных поверхностных волокон листа при гибке в зависимости от радиуса валков, шага между валками, величины обжатия листа верхним валком, толщины листа, а также модуля Юнга, предела текучести и модуля упругости стали листа. Результаты исследований могут быть использованы на металлургических и машиностроительных заводах при производстве стальных труб большого диаметра для магистральных трубопроводов.

Ключевые слова: стальной лист, вальцы листогибочные трехвалковые, кривизна поверхности листа, коэффициент пружинения, упругопластическая среда с линейным упрочнением.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-285-291

Рассмотрим процесс формовки труб большого диаметра из широкого толстого стального листа для магистральных трубопроводов.

Современные технологии производства стальных прямошовных электросварных труб большого диаметра (1020, 1220 и 1420 мм) из сталей класса прочностей К38 – К65 и Х42 – Х80 с толщиной стенки до 52 мм и рабочим давлением до 22,15 МПа состоят из нескольких последовательных технологических операций, основной из которых является формовка плоского стального листа в незамкнутую цилиндрическую заготовку перед сборкой и сваркой трубы [1 – 35].

Наибольшее распространение при формовке трубы в России и за рубежом (Германия, Китай, Индия) получили следующие способы: формовка листа в незамкнутую цилиндрическую заготовку на стане валковороликовой формовки и непрерывном валковом стане; формовка листа на листогибочных трехвалковых вальцах; формовка листа в цилиндрическую заготовку на прессах (схема UOE); пошаговая формовка листа штампами (пуансонами) на узких бойках (схема JCOE) [18 – 24].

При производстве стальных труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов на ОАО «Челябинский трубопрокатный завод» и АО «Выксунский металлургический завод» применяются схемы UOE и JCOE (фирмы SMS Meer); на ЗАО «Ижорский трубный завод» применяется схема JCOE (фирмы SMS Meer); на АО «Волжский трубный завод» применяется непрерывная вальцевая формовка; на АО «Загорский трубный завод» применяются листогибочные трехвалковые вальцы (фирмы Haeusler).

Для получения изделий различной конфигурации из металлического листа используют множество приспособлений, в том числе листогибочные вальцы, которые можно классифицировать по нескольким признакам: по количеству валков (двух-, трех-, четырехвалковые); по типу привода (механические, пневматические, электромеханические, гидравлические); по взаимному расположению валков (симметричные, несимметричные/асимметричные).

Вальцы листогибочные трехвалковые (рис. 1 – 3) применяются для производства изделий цилиндрической, овальной и конической формы путем гибки лис-

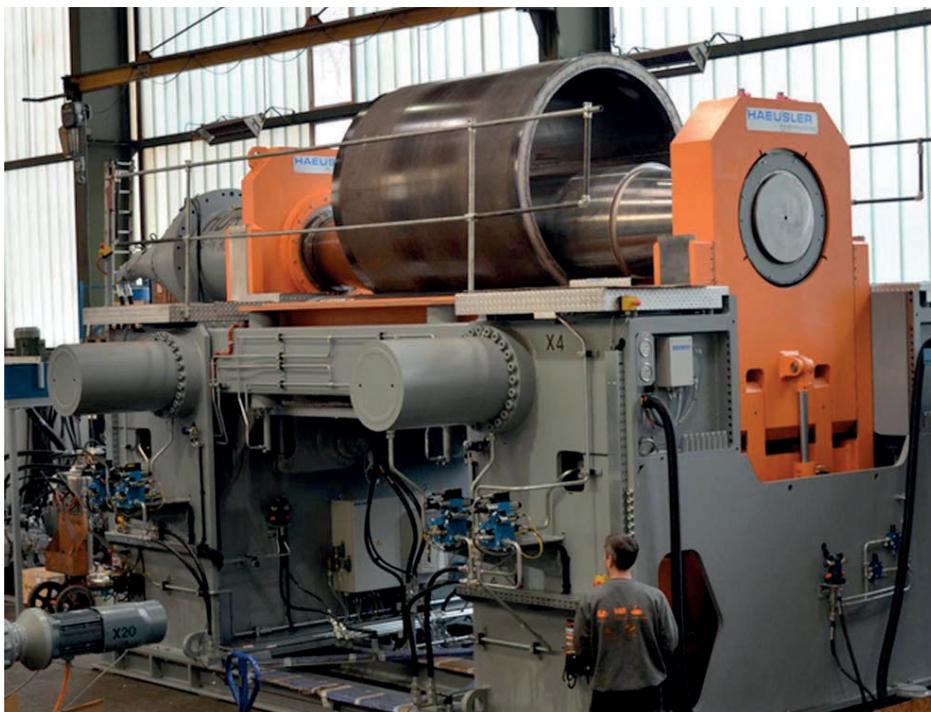


Рис. 1. Вальцы листогибочные трехвалковые с гидравлическим приводом (фирма Haeusler)

Fig. 1. The three-roller sheet-bending rolls with a hydraulic drive (Haeusler)



Рис. 2. Гибка стального листа на трехвалковых вальцах (фирма Haeusler)

Fig. 2. A steel sheet bending in the three-roller rolls (Haeusler)

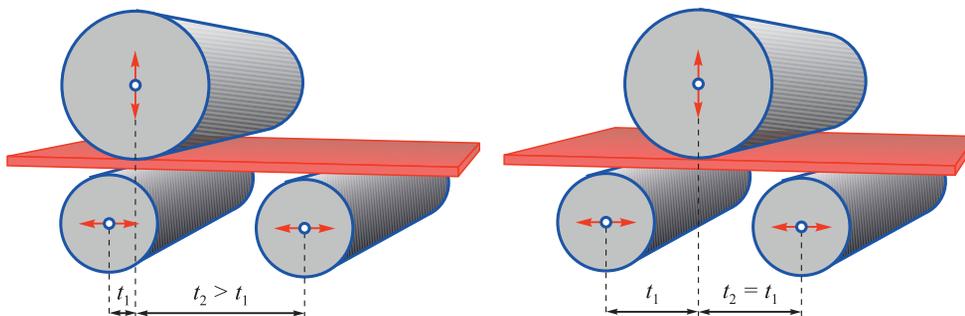


Рис. 3. Схема гибки стального листа на несимметричных трехвалковых вальцах

Fig. 3. Scheme of steel sheet bending at an asymmetrical three-roller rolls

тогового металла, с их помощью изготавливают трубы, желоба, элементы воздуховодов, обечайки, бочки, всевозможные кожухи [1 – 6, 18 – 24, 29 – 35].

Принцип работы листогибочных трехвалковых вальцов основан на противоположно направленном вращении валков, в результате которого происходит захват листового материала и его гибка по заданному радиусу. Для облегчения подачи листов и выемки изделий, согнутых в замкнутую окружность, листогибочные трехвалковые вальцы комплектуются съемным и регулируемым по прижиму передним валом.

В трехвалковых вальцах диаметр верхнего валка примерно в 1,5 раза больше диаметра нижних валков. В процессе формовки валки совершают реверсивное движение, при этом верхний валок может подниматься и опускаться для регулировки диаметра формируемой заготовки. При этом способе формовки крайние участки листа, длина которых равна половине расстояния между нижними валками, получают плоскими. Этот недостаток устраняется подгибкой концов на прессе или на валковом стане.

Рассмотрим математическую модель листогибочных трехвалковых вальцов. Пусть t_1 и t_2 – шаг между первым и вторым валками и шаг между вторым и третьим валками ($t_1 + t_2 = t$); H_i – величина обжатия нейтральной поверхности стального листа на i -ом валке; h – толщина стального листа; R_i – радиус i -го валка; $R_{i0} = R_i + h/2$; σ_T и E – предел текучести и модуль Юнга; Π_p и Π_c – модуль упрочнения стали при растяжении и сжатии; ρ_i и $\epsilon_i = 1/\rho_i$ – радиус кривизны и кривизна продольной нейтральной линии листа в точках ее касания с валками; φ_i – углы точек касания листа и валков ($i = 1, 2, 3$) (рис. 4).

Будем считать, что нижние валки имеют одинаковый диаметр ($R_1 = R_3$) и лежат на одном уровне ($H_1 = H_3 = 0$ м).

Коэффициент пружинения нейтральной линии листа (β) при радиусе кривизны ρ равен

$$\beta(\rho) = \frac{1}{(1 - \eta)(2\xi - 1)^2(\xi + 1)},$$

где $\xi = \frac{\rho\sigma_T}{hE}$; $\eta = \frac{\Pi_p + \Pi_c}{2E}$.

Введем три локальные прямоугольные декартовые системы координат $y - z$ в точках касания листа с валками вальцов. Оси z направим по касательной к поверхности валков слева направо, а оси y – перпендикулярно к оси z в сторону центров соответствующих валков. Будем аппроксимировать в этих системах координат продольную нейтральную линию листа (между соседними точками касания листа и валков) с помощью кубических полиномов вида $y(z) = az^2 - bz^3$ (метод Шинкина) (где a_i и b_i – коэффициенты кубических полиномов в i -ой системе координат).

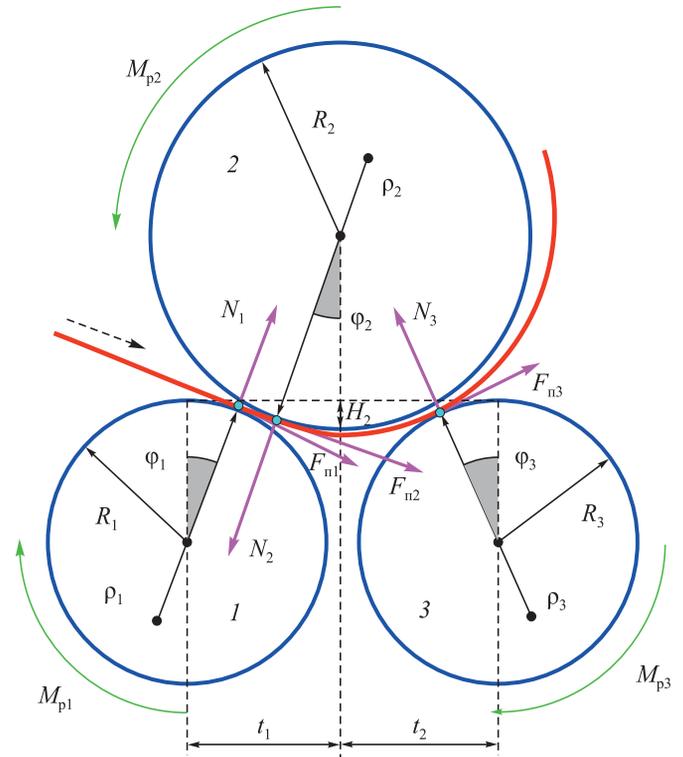


Рис. 4. Силы, действующие на лист при гибке на вальцах

Fig. 4. Forces and moments acting on the sheet under bending at the rolls

Составим уравнения для коэффициентов кубических полиномов, кривизны и радиусов кривизны нейтральной линии листа в точках его касания с валками:

первый и второй валки:

$$\begin{aligned} z_2 &= \left(\frac{t}{2} - R_{10} \sin \varphi_1 - R_{20} \sin \varphi_2 \right) \cos \varphi_1 + \\ &+ [H_2 - R_{10}(1 - \cos \varphi_1) - R_{20}(1 - \cos \varphi_2)] \sin \varphi_1; \\ y_2 &= - \left(\frac{t}{2} - R_{10} \sin \varphi_1 - R_{20} \sin \varphi_2 \right) \sin \varphi_1 + \\ &+ [H_2 - R_{10}(1 - \cos \varphi_1) - R_{20}(1 - \cos \varphi_2)] \cos \varphi_1; \\ a_1 &= \frac{3y_2 + \text{tg}(\varphi_1 - \varphi_2)z_2}{z_2^2}; \quad b_1 = \frac{2y_2 + \text{tg}(\varphi_1 - \varphi_2)z_2}{z_2^3}; \end{aligned}$$

$$\epsilon_{12} = 2a_1; \quad \rho_{12} = \frac{1}{2a_1};$$

$$\epsilon_{21} = \frac{2a_1 - 6b_1z_2}{\left[1 + (2a_1z_2 - 3b_1z_2^2)^2 \right]^{3/2}}; \quad \rho_{21} = \frac{1}{\epsilon_{21}};$$

второй и третий валки:

$$\begin{aligned} z_3 &= \left(\frac{t}{2} + R_{20} \sin \varphi_2 - R_{30} \sin \varphi_3 \right) \cos \varphi_2 - \\ &- [H_2 - R_{20}(1 - \cos \varphi_2) - R_{30}(1 - \cos \varphi_3)] \sin \varphi_2; \end{aligned}$$

$$y_3 = \left(\frac{t}{2} + R_{20} \sin \varphi_2 - R_{30} \sin \varphi_3 \right) \sin \varphi_2 + \\ + [H_2 - R_{20}(1 - \cos \varphi_2) - R_{30}(1 - \cos \varphi_3)] \cos \varphi_2; \\ a_2 = \frac{3y_3 - \operatorname{tg}(\varphi_2 + \varphi_3)z_3}{z_3^2}; \quad b_2 = \frac{2y_3 - \operatorname{tg}(\varphi_2 + \varphi_3)z_3}{z_3^3}; \\ \varepsilon_{23} = 2a_2; \quad \rho_2 = \rho_{23} = \frac{1}{2a_2}; \\ \varepsilon_{32} = \frac{2a_2 - 6b_2z_3}{\left[1 + (2a_2z_3 - 3b_2z_3^2) \right]^{3/2}}; \quad \rho_3 = \rho_{32} = \frac{1}{\varepsilon_{32}}.$$

Граничные условия задачи имеют вид

$$\rho_{12} = \rho_1; \quad \rho_{21} = -\rho_{23}; \quad \rho_{32} = \beta(\rho_{23})\rho_{23}.$$

Доля пластической деформации по толщине листа при гибке определяется по выражению

$$\eta = \begin{cases} 1 - \frac{2\sigma_T \rho}{Eh}, & \text{если } \rho \leq \frac{Eh}{2\sigma_T}; \\ 0, & \text{если } \rho > \frac{Eh}{2\sigma_T}. \end{cases}$$

Относительная деформация продольных поверхностных волокон листа равна

$$\eta_{\text{прв}} = \frac{h}{2|\rho|}.$$

При пластическом изгибе стального листа $\left(\rho < \rho_T = \frac{hE}{2\sigma_T} \right)$ изгибающий момент (M) в поперечном сечении листа определяется по зависимости [18 – 24]

$$M(\rho) = \frac{bh^2\sigma_T}{12} \left[3 - 4 \left(\frac{\sigma_T \rho}{Eh} \right)^2 \right] + \frac{bh^3(\Pi_p + \Pi_c)}{24\rho} \times \\ \times \left[1 - 2 \left(\frac{\sigma_T \rho}{Eh} \right) \right]^2 \left(1 + \frac{\sigma_T \rho}{Eh} \right),$$

а при упругом изгибе стального листа $\left(\rho \geq \rho_T = \frac{hE}{2\sigma_T} \right)$ изгибающий момент в поперечном сечении листа определяется следующей зависимостью [1 – 6, 18 – 20]:

$$M = \frac{bh^3 E}{12\rho}.$$

Пусть M_i – изгибающий момент стального листа в точках его касания с валками вальцов: $M_1 = 0$; $M_2 = M(\rho_2)$; $M_3 = 0$.

Для трубных высокопрочных сталей $\Pi_c \approx \Pi_p = \Pi$. Экстремальные остаточные напряжения в соответствии с работами [18 – 20] определяются по выражениям

$$\sigma_{\text{ост}}^1 = \sigma_T + \Pi(\varepsilon_{\text{max}} - \varepsilon_T) - 6 \left(\frac{M}{bh^2} \right); \\ \sigma_{\text{ост}}^2 = \sigma_T - 12 \left(\frac{M}{bh^2} \right) \frac{\sigma_T \rho}{Eh},$$

где $\varepsilon_T = E/\sigma_T$.

Проведем расчет силовых параметров листогибочных трехвалковых вальцов. Пусть N_i , M_{pi} и $F_{pi} = M_{pi}/R_i$ – реакция опоры, вращательный момент (передаваемый от редуктора) и подающее усилие (сила подачи) i -го вала ($i = 1, 2, 3$) соответственно.

Добавки к реакциям сил в точках касания листа с валками равны

$$\Delta N_2 = -N_1 \cos(\varphi_1 - \varphi_2) + F_{n1} \sin(\varphi_1 - \varphi_2);$$

$$\Delta F_{n2} = N_1 \sin(\varphi_1 - \varphi_2) + F_{n1} \cos(\varphi_1 - \varphi_2).$$

Нормальные реакции валков в точках касания с листом равны

$$N_1 = \frac{M_2 - F_{n1}y_2}{z_2};$$

$$N_2 = \frac{M_2 - \Delta N_2 z_3 - (F_{n2} + \Delta F_{n2})y_3}{z_3};$$

$$N_3 = \frac{M_2 + F_{n3}[-z_3 \sin(\varphi_2 + \varphi_3) + y_3 \cos(\varphi_2 + \varphi_3)]}{z_3 \cos(\varphi_2 + \varphi_3) + y_3 \sin(\varphi_2 + \varphi_3)}.$$

Вертикальная сила давления верхнего второго вала на стальной лист составляет

$$F_{\text{верх}} = N_2 \cos \varphi_2 + F_{n2} \sin \varphi_2,$$

а вертикальная сила давления нижних первого и третьего валков на стальной лист составляет

$$F_{\text{нижн}} = N_1 \cos \varphi_1 - F_{n1} \sin \varphi_1 + N_3 \cos \varphi_3 + F_{n3} \sin \varphi_3.$$

При решении системы уравнений при $t = 1,02$ м, $R_1 = 0,340$ м, $R_2 = 0,510$ м, $R_3 = 0,340$ м, $b = 1,8$ м, $h = 0,01$ м, $E = 2 \cdot 10^{11}$ Па, $\sigma_T = 500 \cdot 10^6$ Па, $H_2 = 0,131$ м и $\rho_1 = 2$ м получаем: $\rho_2 = 0,631$ м; $\rho_3 = 1,216$ м; $\varphi_1 = 26,08^\circ$; $\varphi_2 = -1,95^\circ$; $\varphi_3 = 26,52^\circ$; $M_2 = 22,889$ кН·м; $N_1 = 60,510$ кН; $N_2 = 112,671$ кН; $N_3 = 66,146$ кН; $F_{\text{нижн}} \approx F_{\text{верх}} = 112,583$ кН (рис. 5, 6).

Выводы. Предложен аналитический метод определения реакций валков, изгибающих моментов и остаточных напряжений в стенке стального листа при холодной гибке на листогибочных трехвалковых вальцах. Результаты исследований могут быть использованы на

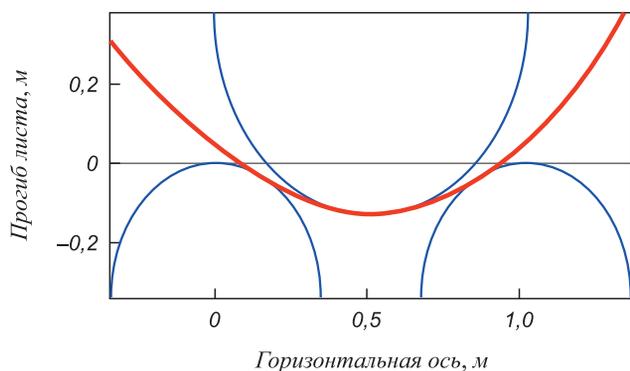


Рис. 5. Прогиб листа между тремя валками вальцов

Fig. 5. Deflection of the sheet between the three rollers of the rolls

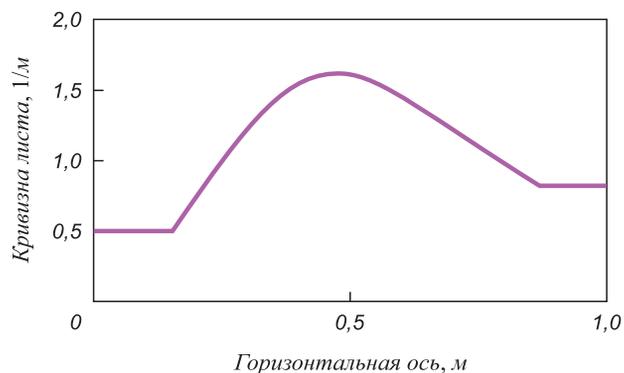


Рис. 6. Кривизна нейтральной линии листа при гибке на вальцах

Fig. 6. Curvature of the sheet's neutral line under bending at the rolls

металлургических заводах при производстве стальных труб большого и среднего диаметров для нефтегазовых магистральных трубопроводов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Banabic D. (Ed.). Multiscale modeling in sheet metal forming. – Heidelberg: Springer, 2016. – 405 p.
- Hingole R.S. Advances in metal forming. Expert system for metal forming. – Heidelberg: Springer, 2015. – 116 p.
- Davim J.P. (Ed.). Materials Forming and Machining. Research and Development. – Woodhead Publishing, 2015. – 202 p.
- Lenard J.G. (Ed.). Metal forming science and practice. – Oxford: Elsevier Science, 2002. – 378 p.
- Hu J., Marciniak Z., Duncan J. Mechanics of sheet metal forming. – Oxford – Boston: Butterworth-Heinemann, 2002. – 211 p.
- Calladine C.R. (Ed.). Plasticity for engineers. Theory and applications. – Woodhead Publishing, 2000. – 328 p.
- Belsky S.M., Mazur I.P., Lezhnev S.N., Panin E.A. A two-zone model of broadening during rolling // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 2. P. 180 – 185.
- Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2016. Vol. 51. No. 4. P. 371 – 378.
- Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B. etc. Temperature field of stripes under hot rolling // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 613 – 616.
- Muhin U., Koinov T., Belskiy S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production of hot-rolled strips // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2014. Vol. 49. No. 1. P. 65 – 70.
- Muhin U., Belskiy S., Koinov T. Study on the influence of the anti-bending force of working rolls on the widening in hot rolling of thin sheet // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2014. Vol. 49. No. 1. P. 77 – 81.
- Muhin U., Koinov T., Belskiy S., Makarov E. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2014. Vol. 49. No. 1. P. 60 – 64.
- Belskiy S.M., Mazur S.I., Mukhin Y.A., Goncharov A.I. Influence of the cross section of hot-rolled steel on the flatness of cold-rolled strip // Steel in Translation. 2013. Vol. 43. No. 5. P. 313 – 316.
- Belskiy S.M., Mukhin Y.A. Classification of regulation principles for strip flatness // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. No. 11. P. 1012 – 1015.
- Belskiy S.M., Mukhin Y.A. Hot strip rolling with local thickening // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. No. 5. P. 420 – 424.
- Belskiy S.M., Tret'yakov V.A., Baryshev V.V., Kudinov S.V. Investigation of slab width formation in roughing group of broad strip mill // Steel in Translation. 1998. Vol. 28. No. 1. P. 32 – 39.
- Коцарь С.Л., Третьяков В.А., Бельский С.М., Полякова Б.А., Савочкин А.Г. Экспериментальная проверка математических моделей прокатки с имитацией осевой сдвижки валков // Сталь. 1993. № 2. С. 53 – 55.
- Shinkin V.N., Kolikov A.P. Simulation of the shaping of blanks for large-diameter pipe // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 1. P. 61 – 66.
- Shinkin V.N., Kolikov A.P. Elastoplastic shaping of metal in an edge-bending press in the manufacture of large-diameter pipe // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 6. P. 528 – 531.
- Shinkin V.N., Kolikov A.P. Engineering calculations for processes involved in the production of large-diameter pipes by the SMS Meer technology // Metallurgist. 2012. Vol. 55. No. 11-12. P. 833 – 840.
- Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 1. Curvature of sheet // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 37 – 40.
- Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Message 2. Forces and moments // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 40 – 44.
- Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 11. P. 776 – 780.
- Shinkin V.N. Preliminary straightening of thick steel sheet in a seven-roller machine // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 12. P. 836 – 840.
- Ilichev V.G., Zalavin Ya.E. Improving the roller shaping of large-diameter pipe from strip // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 1. P. 54 – 57.
- Yusupov V.S., Kolobov A.V., Akopyan K.E. etc. Improving the production of electrowelded straight-seam pipe. Part 2 // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 12. P. 975 – 977.
- Yusupov V.S., Kolobov A.V., Akopyan K.E. etc. Improving the production of electrowelded straight-seam pipe. Part 1 // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 8. P. 598 – 604.
- Klyukvin M.B., Ordin V.G., Matrosov Yu.I. etc. Change in X80 steel plate mechanical properties during pipe manufacture // Metallurgist. 2012. Vol. 56. No. 7-8. P. 591 – 596.
- Shabalov I.P., Solov'ev D.M., Filippov G.A., Livanova O.V. Influence of UO shaping on the mechanical properties of large-diameter electrowelded pipe // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 4. P. 287 – 292.
- Manzhurin I.P., Sidorina E.A. Determination of the reduction in the thickness of strip during its shaping in the rolls of a roll-forming machine. Metallurgist // 2013. Vol. 56. No. 11-12. P. 941 – 945.
- Punin V.I., Kokhan L.S., Morozov Yu.A. Reduction of the length of strip rolled on roll-forming machines // Metallurgist. 2013. Vol. 56. No. 11-12. P. 938 – 940.

32. Barabash A.V., Gavril'chenko E.Yu., Gribkov E.P., Markov O.E. Straightening of sheet with correction of waviness // *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44. No. 12. P. 916 – 920.
33. Komkov N.A., Livanova O.V., Nikulin A.N., Filippov G.A. Manufacture of plane axisymmetric blanks by end rolling from round bar or thick-walled pipe // *Steel in Translation*. 2012. Vol. 42. No. 1. P. 73 – 77.
34. Mentyukov K.Yu., Bortsov A.N., Shabalov I.P., Mansyrev E.I. Study of the properties of the base metal of large-diameter pipes

- under alternating loading // *Metallurgist*. 2016. Vol. 60. No. 3-4. P. 397 – 404.
35. Shabalov I.P., Nastich S.Yu., Velikodnev V.Ya. etc. Effect of heating and deformation on properties of highly deformable pipe metal during cold bend manufacture // *Metallurgist*. 2017. Vol. 60. No. 9-10. P. 1070 – 1079.

Поступила 27 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 4, pp. 285–291.

CALCULATION OF PARAMETERS OF THE ASYMMETRICAL THREE-ROLLER SHEET-BENDING ROLLS IN STEEL PIPES PRODUCTION

V.N. Shinkin

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS),
Moscow, Russia

Abstract. To produce articles of various configuration from the metal sheet, a variety of devices are used. One of them is the sheet-bending rolls, which can be classified according to several characteristics: number of rollers (two-, three- and four-rollers), type of the drive (mechanical, pneumatic, electromechanical and hydraulic) and by mutual arrangement of the rollers (symmetrical and asymmetrical). The three-roller sheet-bending rolls are used for the manufacturing of cylindrical, oval and conical shapes by bending of sheet's metal. Using them, we produce pipes, gutters, air condition lines, shells, barrels and all kinds of covers. The working principle of the three-roller sheet-bending rolls is based on the oppositely directed rotation of the rollers, whereby the grip of the sheet material and bending by a given radius are taken place. To facilitate the sheet feeding and the extraction of products, bent into a closed circle, the three-roller sheet-bending rolls are equipped with the removable and adjustable to clamp front shaft. In the three-roller mill the upper roller's diameter is about 1.5 times larger than the lower rollers' diameter. In the process of forming, the rollers are making the reverse movement during which the upper roller may be raised and lowered to adjust the diameter of the moldable workpiece. In this shaping method the extreme small parts of the sheet remain flat. This defect is eliminated by the bending of billet's ends at the press or at the rolling mill. In this paper the mathematical method for determining the forces and bending moments at the cold bending of thick steel sheet on the three-roller sheet-bending rolls is proposed. The calculations allow us to determine the support reaction of rollers, residual stresses in the wall of the steel sheet, the proportion of plastic deformation on the sheet thickness and relative deformation of the longitudinal surface fibers of the sheet under bending depending on the rollers' radius, pitches between the rollers, magnitude of the sheet reduction by the upper roller, the sheet thickness, as well as the elastic modulus, the yield stress and the hardening modulus of sheet's steel. The research results can be used at the metallurgical and machine works in production of steel large-diameter pipes for main pipelines.

Keywords: steel sheet, three-roller sheet-bending rolls, curvature of sheet's surface, springback coefficient, elastoplastic continuous medium with linear hardening.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-285-291

REFERENCES

1. *Multiscale modeling in sheet metal forming*. Banabic D. ed. Heidelberg: Springer, 2016, 405 p.
2. Hingole R.S. *Advances in metal forming. Expert system for metal forming*. Heidelberg: Springer, 2015, 116 p.
3. *Materials forming and machining. Research and development*. Davim J.P. ed. Woodhead Publishing, 2015, 202 p.
4. *Metal forming science and practice*. Lenard J.G. ed. Oxford: Elsevier Science, 2002, 378 p.
5. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. *Mechanics of sheet metal forming*. Oxford – Boston: Butterworth-Heinemann, 2002, 211 p.
6. *Plasticity for engineers. Theory and applications*. Calladine C.R. ed. Woodhead Publishing, 2000, 328 p.
7. Belskiy S.M., Mazur I.P., Lezhnev S.N., Panin E.A. A two-zone model of browdening during rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 2, pp. 180–185.
8. Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016, vol. 51, no. 4, pp. 371–378.
9. Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B., Bakhaev K.V., Stoyakin A.O. Temperature field of stripes under hot rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 613–616.
10. Muhin U., Koinov T., Belskij S., Makarov E. Application of between-stand cooling in the production of hot-rolled strips. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2014, vol. 49, no. 1, pp. 65–70.
11. Muhin U., Belskij S., Koinov T. Study on the influence of the anti-bending force of working rolls on the widening in hot rolling of thin sheet. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2014, vol. 49, no. 1, pp. 77–81.
12. Muhin U., Koinov T., Belskij S., Makarov E., Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2014, vol. 49, no. 1, pp. 60–64.
13. Bel'skii S.M., Mazur S.I., Mukhin Y.A., Goncharov A.I. Influence of the cross section of hot-rolled steel on the flatness of cold-rolled strip. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 5, pp. 313–316.
14. Bel'skii S.M., Mukhin Y.A. Classification of regulation principles for strip flatness. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 11, pp. 1012–1015.
15. Bel'skii S.M., Mukhin Y.A. Hot strip rolling with local thickening. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 5, pp. 420–424.
16. Bel'skii S.M., Tret'yakov V.A., Baryshev V.V., Kudinov S.V. Investigation of slab width formation in roughing group of broad strip mill. *Steel in Translation*. 1998, vol. 28, no. 1, pp. 32–39.
17. Kotsar' S.L., Tret'yakov V.A., Bel'skij S.M., Polyakova B.A., Savochkin A.G. Experimental verification of mathematical models of rolling with axial roll shift simulation. *Stal'*. 1993, no. 2, pp. 53–55. (In Russ.).
18. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Simulation of the shaping of blanks for large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 1, pp. 61–66.
19. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Elastoplastic shaping of metal in an edge-bending press in the manufacture of large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 6, pp. 528–531.
20. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Engineering calculations for processes involved in the production of large-diameter pipes by the SMS Meer technology. *Metallurgist*. 2012, vol. 55, no. 11-12, pp. 833–840.

21. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 1. Curvature of sheet. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 37–40.
22. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 2. Forces and moments. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 40–44.
23. Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 11, pp. 776–780.
24. Shinkin V.N. Preliminary straightening of thick steel sheet in a seven-roller machine. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 12, pp. 836–840.
25. Il'ichev V.G., Zalavin Ya.E. Improving the roller shaping of large-diameter pipe from strip. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 1, pp. 54–57.
26. Yusupov V.S., Kolobov A.V., Akopyan K.E., Seleznev M.S., Sominin M. A. Improving the production of electrowelded straight-seam pipe. Part 2. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 12, pp. 975–977.
27. Yusupov V.S., Kolobov A.V., Akopyan K.E., Seleznev M.S., Sominin M. A. Improving the production of electrowelded straight-seam pipe. Part 1. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 8, pp. 598–604.
28. Klyukvin M.B., Ordin V.G., Matrosov Yu.I., Loskutov A. Yu., Zinchenko Yu.A., Kolyasnikova N.V., Levchenko V.I., Sagirov R.I., Kononov G.N. Change in X80 steel plate mechanical properties during pipe manufacture. *Metallurgist*. 2012, vol. 56, no. 7–8, pp. 591–596.
29. Shabalov I.P., Solov'ev D.M., Filippov G.A., Livanova O.V. Influence of UO shaping on the mechanical properties of large-diameter electrowelded pipe. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 4, pp. 287–292.
30. Manzhurin I.P., Sidorina E.A. Determination of the reduction in the thickness of strip during its shaping in the rolls of a roll-forming machine. *Metallurgist*. 2013, vol. 56, no. 11–12, pp. 941–945.
31. Punin V.I., Kokhan L.S., Morozov Yu.A. Reduction of the length of strip rolled on roll-forming machines. *Metallurgist*. 2013, vol. 56, no. 11–12, pp. 938–940.
32. Barabash A.V., Gavril'chenko E.Yu., Gribkov E.P., Markov O.E. Straightening of sheet with correction of waviness. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 12, pp. 916–920.
33. Komkov N.A., Livanova O.V., Nikulin A.N., Filippov G.A. Manufacture of plane axisymmetric blanks by end rolling from round bar or thick-walled pipe. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 1, pp. 73–77.
34. Mentyukov K.Yu., Bortsov A.N., Shabalov I.P., Mansyrev E.I. Study of the properties of the base metal of large-diameter pipes under alternating loading. *Metallurgist*. 2016, vol. 60, no. 3–4, pp. 397–404.
35. Shabalov I.P., Nastich S.Yu., Velikodnev V.Ya., Kalenskii V.S., Chegurov S.A., Bubnov M.A., Il'inskii V.I., Puiko A.V., Mezentssev P.S. Effect of heating and deformation on properties of highly deformable pipe metal during cold bend manufacture. *Metallurgist*. 2017, vol. 60, no. 9–10, pp. 1070–1079.

Information about the author:

V.N. Shinkin, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Physics (shinkin-korolev@yandex.ru)

Received March 27, 2017

УДК 621.791.92:620.03

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ В ЗАЩИТНОМ ГАЗЕ*

Баранникова С.А.^{1,2,3}, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор кафедры механики деформируемого твердого тела и строительной механики (bsa@ispms.tsc.ru)

Шляхова Г.В.², к.т.н., научный сотрудник (shgv@ispms.tsc.ru)

Зернин Е.А.⁴, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой сварочного производства (yuti_sp@bk.ru)

Кузнецов М.А.⁴, старший преподаватель кафедры сварочного производства (kuznechik_85@mail.ru)

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

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

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

⁴ Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
(652055, Россия, Кемеровская обл., Юрга, ул. Ленинградская, 26)

Аннотация. Проведены теоретические и экспериментальные исследования по определению оптимальной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе. Задача настоящего исследования – разработка методики по определению оптимальной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе при сварке плавящимся электродом в среде аргона. В экспериментальных исследованиях для подтверждения расчетов использовали нанопорошок молибдена, введение которого в сварочную ванну осуществляли через специальное устройство. Наплавку образцов проводили на экспериментальной установке, в состав которой входили сварочная головка ГСП-2, укомплектованная разработанным устройством, источник питания ВС-300Б. Для наплавки образцов из стали 12Х18Н10Т применяли сварочную проволоку 12Х18Н9Т diam. 1,2 мм. Для обеспечения качественного сварного соединения при сварке размеры дендритов должны стремиться к минимуму. Стабильный процесс сварки обуславливается переходом капле электродного металла с торца сварочной проволоки в сварочную ванну, следовательно, объем капли электродного металла также должен стремиться к минимуму. До начала оптимизации концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе было установлено влияние параметров режима сварки плавящимся электродом в среде аргона на микроструктуру наплавленного металла. Результаты исследований показали, что минимальный размер зерен наблюдается при силе тока 240 – 260 А и напряжении дуги 28 – 30 В. При этих режимах были проведены исследования по выбору оптимальной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе. Установлено, что оптимальная концентрация наноструктурированных порошков-модификаторов в защитном газе составляет 20 мг/м сварного шва. Установлено, что применение разной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе позволяет получать различную микроструктуру наплавленного металла. Наиболее слабоветвленные дендриты и равновесная структура по размеру дендритов достигается при концентрации наноструктурированного порошка в защитном газе 20 мг/м сварного шва. При добавлении наноструктурированных порошков-модификаторов в жидкую сварочную ванну происходит увеличение механических свойств сварных соединений по сравнению с процессом сварки без добавления напорошков-модификаторов при +20 °С на 7,5 %, при +500 °С на 6,5 %.

Ключевые слова: наноструктурированные порошки, оптимальная концентрация, защитный газ, многофакторное планирование, кристаллизация, сварочная ванна.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-292-297

В настоящее время широкое применение в металлургическом производстве нашли элементы-модификаторы [1 – 11], которые служат для изменения структуры и свойств обработанного ими металла или сплава.

Основную роль при формировании сварного соединения играют металлургические процессы, протекающие в расплавленном металле сварочной ванны, поэтому становится актуальным вопрос о применении модификаторов в сварочном производстве с целью

управления структурой и свойствами наплавленного металла [12].

При традиционных методах постановки эксперимента предусматривается фиксирование на принятых уровнях всех переменных факторов, кроме одного, значения которого определенным образом изменяются в заданном диапазоне его варьирования (однофакторный эксперимент). Это требует постановки очень большого числа опытов, многие из которых впоследствии оказываются ненужными, так как выполняются в далекой от оптимальной области. При этом считается, что тематические методы следует использовать только на

* Исследования проведены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2017 – 2020 гг.

последней стадии исследования при математической обработке их результатов [13].

При многофакторном оптимальном планировании экспериментов математические методы используются на всех стадиях научного исследования, в том числе при постановке задачи и построении плана выполнения совокупности экспериментов [14].

Одним из достоинств математического планирования многофакторных экспериментов является достаточно четкое последовательное распределение выполняемых операций [14].

Цель настоящей работы – разработка технологических основ применения наноструктурированных материалов в качестве модифицирующих добавок, позволяющих управлять процессом кристаллизации, прогнозировать структуру и получать сварные соединения с заданными свойствами.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи: разработать методику по определению оптимальной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе при сварке плавящимся электродом в среде аргона; установить влияние наноструктурированных порошков на структуру металла шва при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов; провести анализ размеров зерна металла шва при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов; получить оптимальную микроструктуру наплавленного металла при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов.

Введение нанопорошков в сварочную ванну осуществляли через специальное устройство [15], предназначенное для получения смеси аргона с нанопорошком. В этом устройстве осуществляется регулирование концентрации частиц нанопорошков в объеме защитного газа, подающегося в зону горения дуги, смесь образуется за счет инжектирования нанопорошка защитным газом.

В состав экспериментальной установки входили сварочная головка ГСП-2, укомплектованная специальным устройством [15], источник питания ВС-300Б. Для наплавки образцов из стали 12Х18Н10Т применяли сварочную проволоку 12Х18Н9Т диам. 1,2 мм.

Оптимизация концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе была проведена по следующим параметрам: s – толщина дендрита, мм; e – ширина дендрита, мм; v – объем капли электродного металла, мм³.

До начала оптимизации концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе было установлено влияние параметров режима сварки плавящимся электродом в среде аргона на микроструктуру наплавленного металла. Результаты исследований показали, что минимальный размер зерен наблюдается при силе тока 240 – 260 А и напряжении дуги 28 – 30 В (рис. 1). При этих режимах были проведены исследования по

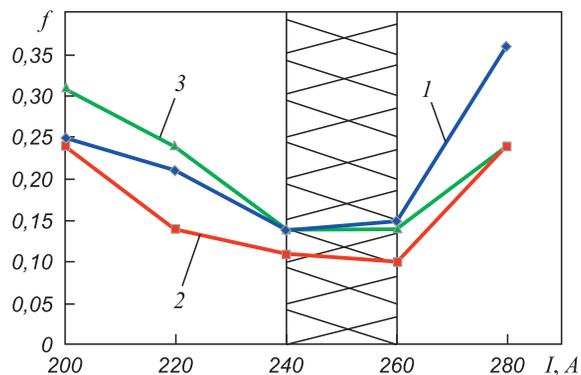


Рис. 1. Оптимальные режимы сварки при использовании наноструктурированных порошков вольфрама (1), оксида алюминия (2) и молибдена (3)

Fig. 1. Optimal welding modes using nanostructured powders of tungsten (1), aluminum oxide (2) and molybdenum (3)

выбору оптимальной концентрации наноструктурированных порошков (вольфрама (X), оксида алюминия (Y) и молибдена (Z)) в защитном газе.

Предварительно были проведены эксперименты, по которым определены границы изменения концентраций наноструктурированных порошков X, Y, Z (5 – 40 мг/м сварного шва), а также шаг изменения (5 мг/м сварного шва).

При планировании исследований была использована идея факторного планирования [16], главным условием которого является обеспечение ортогональности используемого «латинского (магического) квадрата» (факторный эксперимент) [17].

Были рассмотрены восемь значений концентраций X, Y, Z. Варианты факторов обозначены индексами 1 – 8. Варьирование факторов показано ниже:

X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	X_8
Y_1	Y_2	Y_3	Y_4	Y_5	Y_6	Y_7	Y_8
Z_1	Z_2	Z_3	Z_4	Z_5	Z_6	Z_7	Z_8

Далее были проведены эксперименты по влиянию концентрации наноструктурированных порошков-модификаторов на размеры дендритов и объем капли электродного металла.

Для нахождения оптимальной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе определяли безразмерную функцию f :

$$f = s_6 e_6 v_6,$$

где $s_6 = \frac{s_i}{s_c}$ и $e_6 = \frac{e_i}{e_c}$ – безразмерная толщина и ширина дендрита; $v_6 = \frac{v_i}{v_c}$ – безразмерный объем капли электродного металла; s_i и e_i – действительное значение толщины и ширины дендрита при i -ом эксперименте; e_c и s_c – системное значение толщины и ширины дендрита

(принимая для сварки без наноструктурированных порошков 1,5 и 21 мм соответственно); v_i – действительный объем капли электродного металла при i -ом эксперименте; v_c – системное значение объема капли электродного металла (принимая для сварки без наноструктурированных порошков 3 мм³).

Для обеспечения качественного сварного соединения при сварке значения параметров s и e должны стремиться к минимуму. Стабильный процесс сварки обуславливается переходом капель электродного металла с торца сварочной проволоки в сварочную ванну, следовательно, значение параметра v также должно стремиться к минимуму.

Таким образом, оптимальная концентрация наноструктурированных порошков в защитном газе будет при выполнении условия, что безразмерная функция f имеет минимальное значение (рис. 2):

$$F = s_6 e_6 v_6 \rightarrow \min.$$

Рассмотрим результаты экспериментальных исследований влияния введенных в сварочную ванну наноструктурированных элементов-модификаторов на микроструктуру наплавленного металла при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов.

В качестве элементов-модификаторов использовали наноструктурированные порошки оксида алюминия, вольфрама и молибдена, изготовленные в Институте физики высоких технологий Национального исследовательского Томского политехнического университета. Порошки получены по электровзрывной технологии, разработанной и реализованной в этом институте. Варианты наплавки образцов: 1 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения; 2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением молибдена в защитный газ; 3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением воль-

фрама в защитный газ; 4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением оксида алюминия Al₂O₃ в защитный газ. Режимы сварки для всех вариантов одинаковы.

Для исследования микроструктуры были изготовлены поперечные шлифы. Применяли механическую шлифовку, механическую полировку на алмазной пасте АСМ 10/7 НВЛ, химическое травление в концентрированной «царской водке» (75 % HCl + 25 % HNO₃). Исследования проводили методом оптической металлографии на микроскопе Neophot-21 с записью изображений при помощи цифровой камеры Genius VileCam.

Анализ результатов исследований показал, что наплавленный металл состоит из трех слоев, структура которых существенно различается [18]. Толщина слоев различна при разных вариантах наплавки.

Зона термического влияния во всех образцах четко не выявляется, но имеет одинаковую ширину. На границе сплавления происходит плавный переход от дендритной структуры наплавленного металла к полиэдрической зеренной структуре зоны термического влияния.

Непосредственно примыкающий к свободной поверхности слой можно охарактеризовать как слой с полиэдрической зеренной структурой, наряду с хаотически расположенными (неориентированными) дендритами наблюдаются полиэдрические зерна аустенита. Этот слой слабо выражен в образце 1, его толщина составляет 15 % от общей толщины наплавленного металла.

Наиболее ярко зеренный слой выражен в образцах 2 и 3: хорошо видны зерна полиэдрической морфологии, которые чередуются с островками коротких неориентированных дендритов. Толщина рассматриваемого слоя составляет более 30 % общей толщины наплавленного металла. В образце 4 полиэдрическая зеренная структура также наблюдается достаточно четко. Однако особенностью является то, что в зернах располагаются короткие и сильно разветвленные дендриты. Толщина слоя составляет 20 % от общей толщины.

Основной микроструктурной составляющей слоя являются сравнительно короткие, сильно разветвленные и не имеющие преимущественной ориентации дендриты. Этот слой слабо выражен в образце 1: его толщина составляет 28 % от общей. Такая же толщина такого слоя и в образце 3, но составляет она 26 %. Наиболее ярко слой неориентированных дендритов выражен в образцах 2 и 4. Следует отметить, что в образцах 1 и 3 дендриты образуют практически непрерывную сетку, а в образце 4 наблюдаются островки свободной поверхности, где выделить границы зерен не удастся. Толщина слоя неориентированных дендритов в образце 4 составляет 32 % от общей. Этот слой плавно переходит в слой ориентированных дендритов.

Ориентация длинных осей дендритов в рассматриваемом слое нормальна к границе сплавления: вдоль направления теплового потока в основной металл.

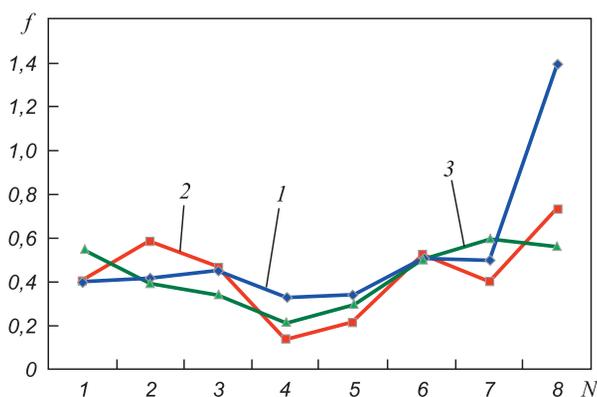


Рис. 2. Определение оптимальной концентрации наноструктурированных порошков-модификаторов вольфрама (1), оксида алюминия (2) и молибдена (3) в защитном газе (N – номер эксперимента)

Fig. 2. Determination of the optimal concentration of nanostructured powder-modifiers of tungsten (1), aluminum oxide (2) and molybdenum (3) in the shielding gas (N is the number of the experiment)

Слой ориентированных дендритов в образце 1 составляет 57 %, в образцах 2 и 3 – 43 %, в образце 4 – 45 % от общей толщины. Непосредственно перед границей сплавления строгая ориентация длинных осей дендритов снова нарушается и образуется еще один тонкий слой неориентированных дендритов толщиной около 20 мкм. Наиболее разветвленные дендриты наблюдаются в образце 1. Наиболее слабоветвленные дендриты наблюдаются в образце 4. Разность между дендритами по ширине и толщине составляет до 8 мкм.

Для подтверждения расчетов, описанных выше, в экспериментальных исследованиях использовали наноструктурированный порошок молибдена.

Образцы наплавляли по четырем различным вариантам: наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией порошка молибдена в защитном газе 10, 20, 30 и 40 мг/м сварного шва. Режимы сварки для всех вариантов одинаковы.

Исследование микроструктур проводили по методике, описанной в работах [18 – 20]. Микроструктура всех образцов состоит из разветвленных, не имеющих преимущественной ориентации дендритов. Этот слой слабо выражен в образце 4 (рис. 3, з). Наиболее ярко слой неориентированных дендритов выражен в образце 2 (рис. 3, в).

Наиболее разветвленные дендриты наблюдаются в образце 1 (рис. 3, а). Наиболее слабоветвленные дендриты наблюдаются в образце 2 (рис. 3, б).

Выводы. Установлено, что применение наноструктурированных порошков позволяет влиять на состав, свойства и структуру сварных соединений. На основе проведенного многофакторного эксперимента по влиянию различной концентрации наноструктурированных порошков-модификаторов в защитном газе на качество сварных соединений получена оптимальная концентрация X_4 , Y_4 и Z_4 . Минимальное значение безразмерной функции f получено при $N = 4$. Оптимальная концентрация различных наноструктурированных порошков-модификаторов в защитном газе составила 20 мг/м сварного шва. Микроструктура наплавленного металла изменяется, что доказывает влияние наноструктурированных элементов-модификаторов. В образце при концентрации наноструктурированного порошка молибдена 20 мг/м сварного шва наблюдаются слабоветвленные дендриты. Наиболее равновесная структура по размеру дендрита достигается при концентрации наноструктурированного порошка в защитном газе 20 мг/м сварного шва.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kivinema E.I., Olson D.L., Maltock D.K. Particulate-reinforced metal matrix composite as a weld deposit // *Welding J.* 1995. No. 3. P. 83 – 92.
2. Wu P., Du H.M., Chen X.L. etc. Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings // *Wear.* 2004. Vol. 257. No. 1-2. P. 142 – 147.

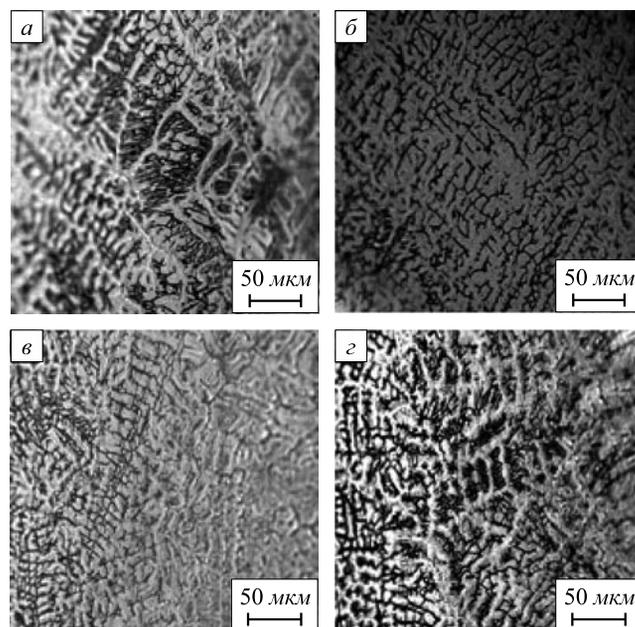


Рис. 3. Микроструктура слоя неориентированных дендритов образцов 1 – 4 (а – з)

Fig. 3. Microstructure of the layer of undirected dendrites in the samples 1 – 4 (a – z)

3. Комшуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В. и др. Исследование модифицирования металла нанопорошковыми инкуляторами в кристаллизаторе сортовой машины непрерывного литья заготовок. Теоретическое обоснование // *Изв. вуз. Черная металлургия.* 2008. № 8. С. 10 – 12.
4. Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Черепанов А.Н. и др. Модифицирование металла нанопорошковыми материалами для повышения качества слывовой непрерывнолитой заготовки // *Изв. вуз. Черная металлургия.* 2013. № 12. С. 8 – 11.
5. Shariff S.M., Pal T.K., Padmanabham G., Joshi S.V. Sliding wear behaviour of laser surface modified pearlitic rail steel // *Surf. Eng.* 2010. Vol. 26. P. 199 – 208.
6. Kaysser W. Surface modifications in aerospace applications // *Surf. Eng.* 2001. Vol. 17. P. 305 – 312.
7. Morks M.F., Fahim N.F., Kobayashi A. Microstructure, corrosion behavior, and microhardness of plasma-sprayed WNi composite coatings // *J. Manuf. Process.* 2008. Vol. 10. P. 6 – 11.
8. Vayena O., Doumanidis C., Ranganathan R., Ando T. Welding methods for production of MMC coatings using particulate-cored wire precursors // *J. Manuf. Process.* 2005. Vol. 7. P. 130 – 139.
9. Wu Z.H. Empirical modeling for processing parameters' effects on coating properties in plasma spraying process // *J. Manuf. Process.* 2015. Vol. 19. P. 1 – 13.
10. Tong X., Li F.H., Kuang M. etc. Effects of WC particle size on the wear resistance of laser surface alloyed medium carbon steel // *Appl. Surf. Sci.* 2012. Vol. 258. P. 3214 – 3220.
11. Kou S. *Welding metallurgy.* – New Jersey: John Wiley & Sons. 2003. – 480 p.
12. Sokolov G.N., Lysak I.V., Troshkov A.S. etc. Modification of weld metal structure by WC nanoparticles // *Metal Science and Heat Treatment.* 2009. No. 6. P. 41 – 47.
13. Березовский Б.М. Математические модели дуговой сварки. В 7 т. Том 1. Математическое моделирование и информационные технологии, модели сварочной дуги и формирования шва. – Челябинск: изд. ЮУрГУ, 2002. – 85 с.
14. Pavlov N.V., Krukov A.V., Zernin E.A. Determinate-statistical model of weld configuration // *Welding and diagnostics.* 2011. No. 6. P. 31 – 35.

15. Статистические методы в инженерных исследованиях / Под ред. Г.К. Круга. – М.: Высшая школа, 1983. – 216 с.
16. Налимов В.В., Чернова Н.А. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов. – М.: Наука, 1965. – 340 с.
17. Brunov O.G., Fed'ko V.T., Solodskii S.A. Transfer of electrode metal in welding with the pulsed feed of welding wire // *Welding International*. 2007. Vol. 21. No. 1. P. 50 – 54.
18. Kuznetsov M.A., Zhuravkov S.P., Zernin E.A. etc. Influence of nanostructured powder modifiers on the structure of a welding bead // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 872. P. 118 – 122.
19. Kuznetsov M.A., Barannikova S.A., Zernin E.A. etc. Methods for defining the concentration of nanostructured powders in protective gas and its effect on the microstructure of deposit metal // *Applied Mechanics and Materials*. 2015. Vol. 770. P. 28 – 33.
20. Кузнецов М.А., Шляхова Г.В., Лунев А.Г. и др. Влияние на микроструктуру наплавленного металла наноструктурированных порошков Al_2O_3 в защитном газе // *Изв. вуз. Физика*. 2015. Т. 58. № 6-2. С. 163 – 167.

Поступила 9 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 4, pp. 292–297.

METHOD OF DETERMINING THE OPTIMAL CONCENTRATION OF NANOSTRUCTURED POWDERS IN SHIELDING GAS

S.A. Barannikova^{1,2,3}, G.V. Shlyakhova², E.A. Zernin⁴, M.A. Kuznetsov⁴

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-292-297

REFERENCES

¹National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

³Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

⁴Yurga Technological Institute of National Research Tomsk Polytechnic University, Yurga, Russia

Abstract. The paper presents the theoretical and experimental studies to determine the optimal concentration of nanostructured powders in the shielding gas. The objective of this study is the development of a definition technique for optimal concentration of nanostructured powders in the shielding gas during welding by consumable electrode in the argon medium. Molybdenum nanopowder (NP Mo) was used to confirm the calculations used in the experimental studies. The injection of the powder into the weld bath was carried out through the special device. The surfacing of samples was carried out in a pilot plant, which consisted of a welding head GSP-2 with the developed device, the power supply had rated current of 300 A. For surfacing of steel samples (austenitic steel with chemical composition: C – 0.12 %, Cr – 18 %, Ni – 10 %, Ti – 1 %) the welding wire with diameter of 1.2 mm was used (chemical composition: C – 0.12 %, Cr – 18 %, Ni – 9 %, Ti – 1 %). To ensure the quality of the welded joint during welding, the dimension parameters of dendrites should tend to a minimum. A stable welding process is caused by the transition of electrode metal droplets from the end of the welding wire into the weld bath. Therefore, the volume of the electrode metal droplet should also tend to a minimum. Before the start of the optimization of nanostructured powders concentration in the shielding gas, the effect of welding mode parameters by consumable electrode in the argon medium on the microstructure of the weld metal was established. The results of the investigations have shown that the minimum grain size is observed at a current strength of 240 – 260 A and arc voltage of 28 – 30 V. In these modes, the studies were conducted to select the optimum concentration of nanostructured powders in the shielding gas. It was found that the optimum concentration of nanostructured powders-modifiers in the shielding gas is 20 mg/m of the welded joint. It was established that the use of different concentrations of nanostructured powders in the shielding gas makes it possible to obtain a different microstructure of the weld metal. The most lightly branched dendrites and the equilibrium structure according to the dendrites size are achieved at a concentration of nanostructured powder in the shielding gas of 20 mg/m of the weld. When adding nanostructured powders-modifiers to a liquid weld bath, the mechanical properties of the welded joints increase as compared to the welding process, without the addition of a powder-modifier at +20 °C by 7.5 %, at +500 °C by 6.5 %.

Keywords: nanostructured powders, optimal concentration, shielding gas, multifactorial planning, crystallization, weld bath.

1. Kivinema E.I., Olson D.L., Maltock D.K. Particulate-reinforced metal matrix composite as a weld deposit. *Welding J.* 1995, no. 3, pp. 83–92.
2. Wu P., Du H.M., Chen X.L., Li Z.Q., Bai H.L., Jiang E.Y. Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings. *Wear*. 2004, vol. 257, no. 1-2, pp. 142–147.
3. Komshukov V.P., Cherepanov A.N., Protopopov E.V., Foigt D.B., Ganzer L.A. Investigation of metal modification by nanopowder inoculators in a mold of a continuous casting machine. Theoretical justification. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 8, pp. 10–12. (In Russ.).
4. Protopopov E.V., Seleznev Yu.A., Cherepanov A.N., Foigt D.V., Aizatulov R.S., Ganzer L.A. Metal modification with nanopowder materials for the quality of slab continuous casting improvement. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 12, pp. 8–11. (In Russ.).
5. Shariff S.M., Pal T.K., Padmanabham G., Joshi S.V. Sliding wear behavior of laser surface modified pearlitic rail steel. *Surf. Eng.* 2010, vol. 26, pp. 199–208.
6. Kaysser W. Surface modifications in aerospace applications. *Surf. Eng.* 2001, vol. 17, pp. 305–312.
7. Morks M.F., Fahim N.F., Kobayashi A. Microstructure, corrosion behavior, and microhardness of plasma-sprayed WNi composite coatings. *J. Manuf. Process*. 2008, vol. 10, pp. 6–11.
8. Vayena O., Doumanidis C., Ranganathan R., Ando T. Welding methods for production of MMC coatings using particulate-cored wire precursors. *J. Manuf. Process*. 2005. vol. 7, pp. 130–139.
9. Wu Z.H. Empirical modeling for processing parameters' effects on coating properties in plasma spraying process. *J. Manuf. Process*. 2015, vol. 19, pp. 1–13.
10. Tong X., Li F.H., Kuang M., Ma W.Y., Chen X.C., Liu M. Effects of WC particle size on the wear resistance of laser surface alloyed medium carbon steel. *Appl. Surf. Sci.* 2012, vol. 258, pp. 3214–3220.
11. Kou S. *Welding metallurgy*. New Jersey: John Wiley & Sons. 2003, 480 p.
12. Sokolov G.N., Lysak I.V., Troshkov A.S., Zorin I.V., Goremykina S.S., Samokhin A.V., Alekseev N.V., Tsvetkov Yu.V. Modification of weld metal structure by WC nanoparticles. *Metal Science and Heat Treatment*. 2009, no. 6, pp. 41–47.
13. Berezovskii B.M. *Matematicheskie modeli dugovoi svarki. V 7 t. Tom 1. Matematicheskoe modelirovanie i informatsionnye tekhnologii, modeli svarchoi dugi i formirovaniya shva* [Mathematical models of arc welding. In 7 vols. Vol. 1. Mathematical modeling and information technologies, welding arc models and weld formation]. Chelyabinsk: izd. YuUrGU, 2002, 85 p. (In Russ.).

14. Pavlov N.V., Krukov A.V., Zernin E.A. Determinate-statistical model of weld configuration. *Welding and diagnostics*. 2011, no. 6, pp. 31–35.
15. *Statisticheskie metody v inzhenernykh issledovaniyakh* [Statistical methods in engineering research]. Krug G.K. ed. Moscow: Vysshaya shkola, 1983, 216 p. (In Russ.).
16. Nalimov V.V., Chernova N.A. *Statisticheskie metody planirovaniya ekstremal'nykh eksperimentov* [Statistical methods for planning the extreme experiments]. Moscow: Nauka, 1965, 340 p. (In Russ.).
17. Brunov O.G., Fed'ko V.T., Solodskii S.A. Transfer of electrode metal in welding with the pulsed feed of welding wire. *Welding International*. 2007, vol. 21, no. 1, pp. 50–54.
18. Kuznetsov M.A., Zhuravkov S.P., Zernin E.A., Kolmogorov D.E., Yarovskiy N.A. Influence of nanostructured powder modifiers on the structure of a welding bead. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 872, pp. 118–122.
19. Kuznetsov M.A., Barannikova S.A., Zernin E.A., Filonov A.V., Kartcev D.S. Methods for defining the concentration of nanostructured powders in protective gas and its effect on the microstructure of deposit metal. *Applied Mechanics and Materials*. 2015, vol. 770, pp. 28–33.
20. Kuznetsov M.A., Shlyakhova G.V., Lunev A.G., Barannikova S.A., Zernin E.A. Effect of nanostructured Al_2O_3 powders in the shielding gas on the microstructure of the weld metal of. *Izv. vuz. Fizika*. 2015, vol. 58, no. 6-2, pp. 163–167. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed within the frame of the Program of Fundamental Research of the Russian State Academies of Sciences for 2017 – 2020.

Information about the authors:

S.A. Barannikova, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Professor of the Chair “Mechanics of Strained Solids and Construction Mechanics” (bsa@ispms.tsc.ru)

G.V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate (shgv@ispms.tsc.ru)

E.A. Zernin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Welding Production (yuti_sp@bk.ru)

M.A. Kuznetsov, Senior Lecturer of the Chair of Welding Production (kyznechik_85@mail.ru)

Received March 9, 2017

УДК 538.911

**МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ****Полетаев Г.М.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой высшей математики
и математического моделирования (gmpoletaev@mail.ru)**Новоселова Д.В.¹, к.ф.-м.н., докторант кафедры высшей математики
и математического моделирования (dmitdarya@mail.ru)**Зоря И.В.², к.т.н., директор архитектурно-строительного института (zorya.i@mail.ru)**Старостенков М.Д.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики (genphys@mail.ru)*¹ Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
(656038, Россия, Барнаул, пр. Ленина, 46)² Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. С помощью метода молекулярной динамики проведено исследование структурных трансформаций в нанокристаллическом никеле, содержащем границы наклона $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, под действием деформации. Нанокристаллический никель создавали в модели путем кристаллизации из жидкого состояния расчетного блока в форме пластины толщиной 1,5 – 2,0 нм, содержащей специально введенные кристаллические затравки – цилиндрические кристаллические области с неподвижно зафиксированными атомами. При создании расчетного блока цилиндрические области с кристаллической структурой поворачивали на случайные либо заданные углы вокруг центральной оси цилиндров. Это делалось для того, чтобы конечные кристаллические зерна имели по завершении кристаллизации между собой границы наклона. Взаимодействия атомов никеля друг с другом описывали с помощью многочастичных потенциалов Клери-Розато, построенных в модели сильной связи. Деформацию сжатия или растяжения задавали путем изменения межатомных расстояний вдоль заданной оси. Основное внимание уделяли изучению механизма пластической деформации с участием границ зерен и тройных стыков. Решали следующие вопросы: что преимущественно является инициатором пластических сдвигов: поверхность или граница; имеются ли проявления самоорганизации в этом случае; генерируются ли дислокации или механизм пластической деформации в случае нанокристаллической структуры в основном связан с зернограничным проскальзыванием. В настоящей работе в результате моделирования было выяснено, что пластическая деформация при размере зерен порядка нескольких нанометров осуществляется преимущественно посредством зернограничного проскальзывания без образования дислокаций и внутризеренного скольжения, причем зернограничное проскальзывание в некоторых случаях сопровождается вращением зерен. Смещения атомов в процессе пластической деформации в рассматриваемых материалах в первую очередь формировались от свободных поверхностей: при растяжении атомные смещения, как правило, были направлены от поверхности в глубь поликристалла, при сжатии – наоборот, в сторону поверхности. В результате воздействия деформации процесс рекристаллизации протекал в моделируемом нанокристаллическом никеле интенсивнее, интенсивнее также в этом случае мигрировали дефекты и избыточный свободный объем к границам раздела (границам зерен и свободной поверхности).

Ключевые слова: молекулярная динамика, граница зерен, граница наклона, тройной стык, свободный объем, деформация, зернограничное проскальзывание.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-298-303

В последнее время большое внимание уделяется материалам с очень малым размером зерен – ультрамелкозернистым материалам. К ним относятся субмикроструктурные материалы со средним размером зерен около 100 нм и нанокристаллические с размером зерен порядка нескольких десятков нанометров. Повышенный интерес к ним связан с их уникальными физико-механическими свойствами: более высокими, чем у обычных поликристаллов, прочностью и пластичностью; уникальными тепловыми и магнитными свойствами; относительно

высоким коэффициентом самодиффузии и т.д. [1 – 4]. Малый размер зерен обуславливает большую развитость и протяженность межзеренных границ раздела. В нанокристаллических материалах с размером зерен от 10 до 100 нм на границы раздела приходится от 10 до 50 % вещества (при толщине границ, равной 0,5 – 1,5 нм) [1, 5], что свидетельствует о существенной роли границ зерен и тройных стыков в большинстве процессов и явлений в этих материалах.

Тройной стык зерен представляет собой линейный дефект, вдоль которого сопрягаются три границы зерен. Согласно экспериментальным данным диффузия в области тройного стыка границ зерен протекает значительно интенсивнее, чем вдоль самих границ [3, 6, 7], а его структура является сравнительно более

* Исследование выполнено в рамках научного проекта № 166 программы Министерства образования и науки РФ «Формирование государственных заданий высшим учебным заведениям в части проведения научно-исследовательских работ» и при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-190182 p_a.

«рыхлой» [1] (даже с включениями аморфной фазы [8]), то есть с более высоким содержанием свободного объема по сравнению с образующими этот стык границами зерен. В работе [9] с помощью компьютерного моделирования ранее было показано, что избыточный свободный объем образуется в стыках преимущественно в процессе кристаллизации в результате «запирания» плотности жидкой фазы при встрече трех фронтов кристаллизации и, как следствие, концентрирования избыточного свободного объема в тройном стыке после затвердевания. Накопление вектора Бюргера при зернограничном проскальзывании и образование в стыке дислокационного или дисклинационного комплекса в работе [9] представлялось второстепенной причиной.

Границы зерен оказывают существенное влияние на такие важные процессы, происходящие в поликристаллах, как ползучесть и сверхпластичность. В настоящее время установлено, что ползучесть осуществляется при коррелированном действии зернограничного проскальзывания (ЗПП) и внутриверного скольжения (ВЗС) [10]. Под ЗПП принято понимать смещение одного зерна относительно другого вдоль общей поверхности границы; ВЗС обычно происходит в плотноупакованных плоскостях и в некоторых случаях наблюдается совместно с ЗПП. Другим эффектом, определяющую роль в котором играют границы зерен, является структурная сверхпластичность. Сверхпластичность – явление аномально высокой пластичности металлов и сплавов, проявляющееся при создании в них ультрамелкозернистой структуры и деформации в определенном температурно-скоростном диапазоне [11].

В работах [12, 13] М.Ю. Гуткин и И.А. Овидько выделили следующие механизмы, обуславливающие пластичность ультрамелкозернистых металлов: диффузия по границам зерен, диффузия по тройным стыкам, ротационная пластическая деформация зерен (вращение зерен), ЗПП. Ведущим механизмом, обеспечивающим ползучесть и сверхпластичность, является, по мнению многих исследователей, зернограничное проскальзывание.

Настоящая работа посвящена исследованию с помощью метода молекулярной динамики структурных трансформаций в нанокристаллическом никеле, содержащем границы наклона $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, под действием деформации.

Моделирование проводили с помощью метода молекулярной динамики. Нанокристаллический никель создавали в модели путем кристаллизации расчетного блока в форме пластины (один из размеров расчетного блока задавали сравнительно небольшим – около 1,5 – 2,0 нм), содержащем специально введенные кристаллические затравки (зародыши) – цилиндрические кристаллические области с неподвижно зафиксированными атомами. Кристаллические затравки использовали по причине сложности моделирования кристаллиза-

ции в молекулярно-динамической модели из жидкого состояния при типичных для этого метода скоростях охлаждения. Дело в том, что для формирования кристаллической структуры из жидкого состояния требуются очень малые, по меркам молекулярной динамики, скорости охлаждения – примерно 10^{12} К/с [14]. При обычных ($10^{15} - 10^{16}$ К/с) скоростях охлаждения, используемых в молекулярной динамике, при затвердевании из жидкого состояния образуется аморфная структура [14]. При создании расчетного блока цилиндрические области с кристаллической структурой поворачивали на случайные либо заданные углы вокруг центральной оси цилиндров; это делали для того, чтобы конечные кристаллические зерна имели по завершении кристаллизации между собой границы наклона.

На рис. 1 показан пример расчетного блока, содержащего четыре кристаллические затравки. Расчетные блоки содержали 20 – 30 тысяч атомов. Толщина расчетных блоков вдоль оси Z составляла 4 – 5 параметров решетки (15 – 20 Å). Рассматривали расчетные блоки, плоскость XY которых соответствовала кристаллографическим плоскостям (111) и (100). Граничные условия вдоль осей X и Z задавали периодические, вдоль оси Y – свободные, чтобы расчетный блок имел возможность менять объем в процессе кристаллизации и изменения температуры.

Взаимодействия атомов никеля друг с другом описывали многочастичным потенциалом Клери-Розато [15], который хорошо зарекомендовал себя в ряде расчетов структурно-энергетических характеристик металлов, выполненных методом молекулярной динамики [16 – 20]. Шаг интегрирования по времени в ме-

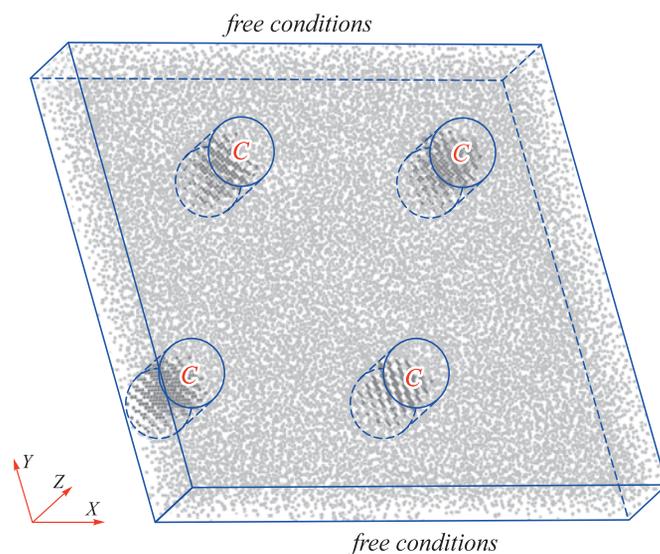


Рис. 1. Пример расчетного блока для моделирования кристаллизации (кристаллические затравки (кристаллические зародыши) выделены в виде цилиндрических областей и отмечены буквой «С»)

Fig. 1. An example of the calculation block for crystallization modeling (crystalline seeds (crystalline embryos) are identified in the form of cylindrical zones and marked with the letter “C”)

тоде молекулярной динамики равен 5 фс. Температуру в модели задавали через начальные скорости атомов согласно распределению Максвелла.

Кристаллизацию в молекулярно-динамической модели проводили по следующей схеме. Сначала расчетный блок плавил путем нагревания до температуры 3000 К. Затем постепенно охлаждали, при этом температура ступенчато изменялась от 1500 до 800 К. При каждой температуре расчет проводили от нескольких десятков до нескольких сотен пикосекунд. При задании той или иной температуры все межатомные расстояния в расчетном блоке изменялись в соответствии с коэффициентом теплового расширения. Полученные таким образом нанокристаллические структуры являлись стартовыми для проведения исследований структурной трансформации в условиях деформации (рис. 2, а, 3, а).

Деформацию сжатия или растяжения задавали путем изменения межатомных расстояний вдоль оси X (рис. 1). Использование движущихся «зажимов» в этом случае невозможно, поскольку они подразумевают наложение жестких граничных условий, оказывающих значительное влияние на формирование структуры вблизи них. Основное внимание уделяли изучению механизма пластической деформации с участием границ

зерен и тройных стыков. Решали следующие вопросы: что преимущественно является инициатором пластических сдвигов – поверхность или граница; имеются ли проявления самоорганизации в этом случае; генерируются ли дислокации (то есть внутризеренное скольжение) или механизм пластической деформации в случае нанокристаллической структуры в основном связан с зернограничным проскальзыванием.

На рис. 2 приведены изображения расчетного блока с ориентацией XY (111) после деформации растяжения и сжатия, а также соответствующие картины смещений атомов в процессе структурной трансформации. На рис. 3 приведены аналогичные изображения для ориентации XY (100). Деформацию сжатия и растяжения задавали достаточной для инициации пластических трансформаций в моделируемом поликристалле; 3 % в случаях, представленных на рис. 2 и 3. Деформацию проводили при начальной температуре 0 К. В течение структурных трансформаций, обусловленных пластической деформацией, температура повышалась. Изображения (рис. 2, 3) получены после заключительного охлаждения.

В процессе пластической деформации в связи с очень малым размером кристаллических зерен образования дислокаций и внутризеренного скольжения не

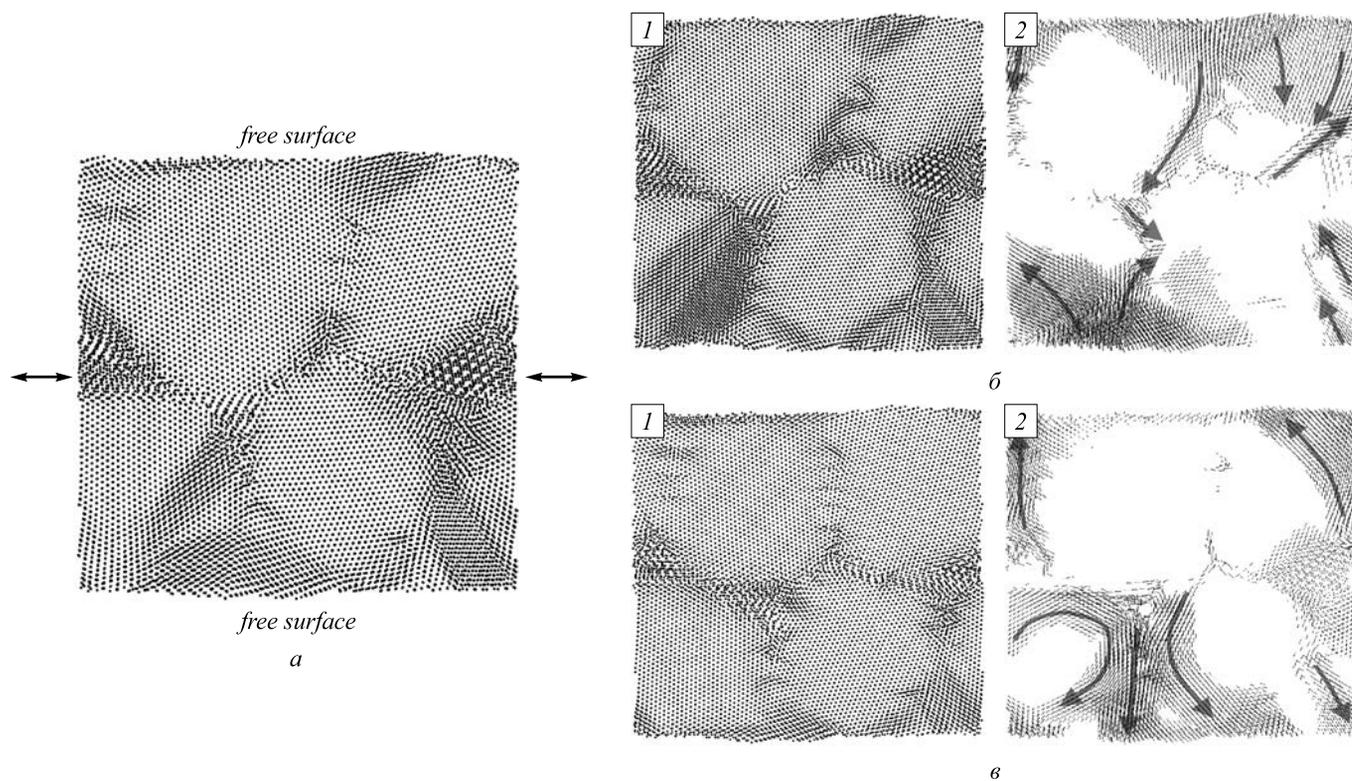


Рис. 2. Изображения расчетного блока (1) в плоскости XY и соответствующие картины атомных смещений (2) (показаны только смещения больше 1,3 Å) после компьютерного эксперимента в течение 30 пс (плоскость XY соответствует ориентации (111)): а – стартовая структура; б – при деформации растяжения 3 %; в – при деформации сжатия 3 %

Fig. 2. Images of the calculation block (1) in XY plane and corresponding patterns of atomic displacements (2) (only displacements larger than 1.3 Å are shown) after the computer experiment during 30 ps (the XY plane corresponds to the orientation (111)): а – starting structure; б – with a tensile deformation of 3 %; в – with a compression deformation of 3 %

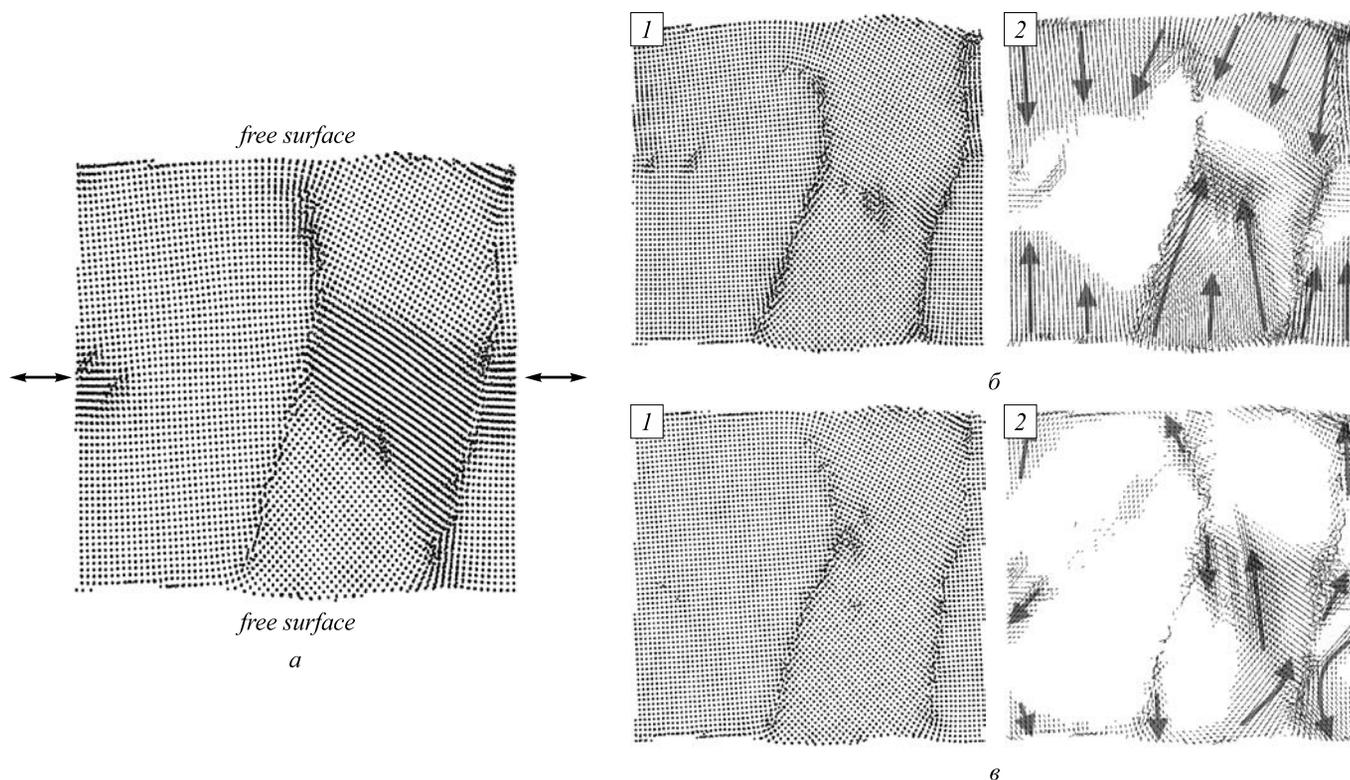


Рис. 3. Изображения расчетного блока (1) в плоскости XY и соответствующие картины атомных смещений (2) (показаны только смещения больше $1,3 \text{ \AA}$) после компьютерного эксперимента в течение 20 пс (плоскость XY соответствует ориентации (100)): a – стартовая структура; b – при деформации растяжения 3 %; v – при деформации сжатия 3 %

Fig. 3. Images of the calculation block (1) in XY plane and corresponding patterns of atomic displacements (2) (only displacements greater than 1.3 \AA are shown) after the computer experiment during 20 ps (the XY plane corresponds to the orientation (100)): a – starting structure; b – with a tensile deformation of 3 %; v – with a compression deformation of 3 %

наблюдали. Пластическая деформация в рассматриваемых поликристаллах осуществлялась преимущественно посредством зернограничного проскальзывания. Этот результат согласуется с экспериментальными результатами, касающимися явления сверхпластичности в ультрамелкозернистых материалах [9]. Кроме того, на полученных картинах атомных смещений присутствуют все механизмы, обуславливающие, согласно работам М.Ю. Гуткина и И.А. Овидько [10, 11], пластичность ультрамелкозернистых материалов: зернограничное проскальзывание, диффузия по границам зерен и тройным стыкам, ротационная пластическая деформация зерен (вращение зерен).

При непосредственном наблюдении атомных смещений в процессе компьютерного эксперимента было выяснено, что смещения атомов в первую очередь возникали от свободных поверхностей. Причем в случае растяжения смещения были направлены от поверхности в глубь расчетного блока, в случае сжатия – наоборот, в сторону поверхности.

В результате воздействия деформации процесс рекристаллизации протекал в рассматриваемых расчетных блоках интенсивнее: на рис. 2, b , v , 3, b , v видно, что вследствие деформации количество различных дефектов, ширина границ и связанная с ними доля сво-

бодного объема стали меньше, особенно в результате деформации сжатия. По всей видимости, при сжатии структурные трансформации приводят к тому, что часть свободного объема вытесняется на свободную поверхность. Но даже при этом, как видно (например, на рис. 2, v), свободного объема по-прежнему больше в области тройного стыка, чем в границах зерен. Причина образования сравнительно высокой доли свободного объема в тройных стыках при кристаллизации заключается, как было показано в работах [5 – 7], в «запирании» плотности жидкой фазы при встрече трех фронтов кристаллизации и, как следствие, концентрирования избыточного свободного объема в тройном стыке после затвердевания.

Выводы. Пластическая деформация в рассмотренном нанокристаллическом никеле (при размерах зерен порядка нескольких нанометров), содержащем границы наклона $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, осуществляется преимущественно посредством зернограничного проскальзывания без образования дислокаций и внутризеренного скольжения, причем в некоторых случаях зернограничное проскальзывание может сопровождать вращение зерен. Смещения атомов в процессе пластической деформации в первую очередь возникали от свободных поверхностей: при растяжении атомные смещения были

направлены от поверхности в глубь расчетного блока, при сжатии – наоборот, в сторону поверхности. В результате воздействия деформации процесс рекристаллизации протекал в моделируемом нанокристаллическом никеле интенсивнее, интенсивнее также в этом случае мигрировали дефекты и избыточный свободный объем к границам раздела (границам зерен и свободной поверхности).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Gusev A.I. Effects of the nanocrystalline state in solids // *Physics-Uspekh*. 1998. Vol. 41. P. 49 – 76.
- Мулюков Р.Р. Структура и свойства субмикроструктурных металлов, полученных интенсивной пластической деформацией. Автореф. дис. доктора физ.-мат. наук. – М., 1996. – 34 с.
- Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. P. 5743 – 5774.
- Andrievskii R.A. Thermal stability of nanomaterials // *Russian chemistry reviews*. 2002. Vol. 71. P. 853 – 866.
- Zhou Y., Erb U., Aust K.T., Palumbo G. The effects of triple junctions and grain boundaries on hardness and Young's modulus in nanostructured Ni-P // *Scripta Materialia*. 2003. Vol. 48. P. 825 – 830.
- Bokstein B.S., Rodin A.O., Straumal B.B. Diffusion Controlled Grain Triple Junctions Wetting in Metals // *Defect and Diffusion Forum*. 2011. Vol. 309-310. P. 231 – 238.
- Palumbo G., Aust K.T. A coincident axial direction (CAD) approach to the structure of triple junctions in polycrystalline materials // *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1990. Vol. 24. P. 1771 – 1776.
- Rodriguez P., Sundararaman D., Divakar R., Raghunathan V.S. Structure of grain boundaries in nanocrystalline and quasicrystalline materials // *Chemistry for Sustainable Development*. 2000. Vol. 8. P. 69 – 72.
- Poletaev G.M., Novoselova D.V., Kaygorodova V.M. The causes of formation of the triple junctions of grain boundaries containing excess free volume in fcc metals at crystallization // *Solid State Phenomena*. 2016. Vol. 249. P. 3 – 8.
- Розенберг В.М. Ползучесть металлов. – М: Металлургия, 1967. – 276 с.
- Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 216 с.
- Гуткин М.Ю., Овидько И.А. Предел текучести и пластическая деформация нанокристаллических материалов // *Успехи механики*. 2003. № 1. С. 68 – 125.
- Gutkin M.Yu., Ovidko I.A., Skiba N.V. Grain boundary sliding and lattice dislocation emission in nanocrystalline materials under plastic deformation // *Physics of the Solid State*. 2005. Vol. 47. P. 1662 – 1674.
- Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.
- Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // *Physical Review B*. 1993. Vol. 48. P. 22 – 33.
- Poletaev G.M., Starostenkov M.D., Dmitriev S.V. Interatomic potentials in the systems Pd-H and Ni-H // *Materials Physics and Mechanics*. 2016. Vol. 27. № 1. P. 53 – 59.
- Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Structural transformations of stacking fault tetrahedra upon the absorption of point defects // *Technical Physics Letters*. 2009. Vol. 35. P. 1 – 4.
- Poletaev G.M., Dmitrienko D.V., Diabdenkov V.V., Mikrukov V.R., Starostenkov M.D. Molecular dynamics investigation of the diffusion permeability of triple junctions of tilt and mixed-type boundaries in nickel // *Physics of the Solid State*. 2013. Vol. 55. № 9. P. 1920 – 1924.
- Gafner S.L., Redel L.V., Gafner Yu.Ya. Simulation of the processes of structuring of copper nanoclusters in terms of the tight-binding potential // *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2009. Vol. 108. P. 784 – 799.
- Samsonov V.M., Kharechkin S.S., Gafner S.L., Redel L.V., Gafner Yu.Ya., Golovenko Zh.B. On structural transitions in nanoparticles // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2010. Vol. 74. P. 673 – 676.

Поступила 31 октября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 4, pp. 298–303.

MOLECULAR-DYNAMIC STUDY OF NANOCRYSTALLINE DEFORMATION OF NICKEL

G.M. Poletaev¹, D.V. Novoselova¹, I.V. Zorya², M.D. Starostenkov¹

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

²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The study of structural transformations in nanocrystalline nickel, containing <111> and <100> edge boundaries, under the effect of deformation was carried out using the method of molecular dynamics. Nanocrystalline nickel was created in the model by crystallization from a liquid state of the computational block in a plate shape of 1.5 – 2.0 nm thickness, containing specifically introduced crystal seeds – cylindrical crystalline areas with the fixed motionless atoms. When creating the computational block, the cylindrical areas with a crystalline structure were rotated to random or predetermined angles around the central axis of cylinders. It was done so that the final crystal grains after crystallization had edge boundaries between each other. Interactions of nickel atoms were described with the help of many-body potential of Cleri-Rosato, constructed in the tight-binding model. Deformation of the compression or tension was set by changing the interatomic distances along a given axis. The main attention was paid to studying the mechanism of plastic deformation with the participation of grain boundaries and triple junctions. The following questions considered: what is the

preferably initiator of the plastic shears: surface or boundary; whether there are manifestations of self-organization in this case; whether the dislocations are generated or mechanism of plastic deformation in the case of nanocrystalline structure is mainly due to grain boundary sliding. In the present study, as a result of the computer simulation it was found that the plastic deformation with the grain size of several nm is performed mainly by the grain boundary sliding without the formation of dislocations and intragrain slip. Herewith the grain boundary sliding in some cases accompanies the grain rotation. Displacements of atoms in the plastic deformation process in these materials were formed primarily from free surfaces: at the tension atomic displacements usually were directed from the surface into the polycrystal, at compression, conversely, toward the surface. As a result of the deformation the recrystallization process proceeded in the simulated nanocrystalline Ni more intensively, defects and excess free volume intensively migrated to the interfaces (grain boundaries and free surfaces).

Keywords: molecular dynamics, grain boundary, edge boundary, triple junction, free volume, deformation, grain boundary sliding.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-298-303

REFERENCES

- Gusev A.I. Effects of the nanocrystalline state in solids. *Physics-Uspekh*. 1998, vol. 41, pp. 49–76.

2. Mulyukov R.R. *Struktura i svoistva submikrokristallicheskih metallov, poluchennykh intensivnoi plasticheskoi deformatsiei: Avtoref. diss.d-ra fiz.-mat. nauk* [Structure and properties of submicrocrystalline metals obtained by intense plastic deformation: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Moscow, 1996, 34 p. (In Russ.).
3. Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys. *Acta Materialia*. 2003, vol. 51, pp. 5743–5774.
4. Andrievskii R.A. Thermal stability of nanomaterials. *Russian Chemistry Reviews*. 2002, vol. 71, pp. 853–866.
5. Zhou Y., Erb U., Aust K.T., Palumbo G. The effects of triple junctions and grain boundaries on hardness and Young's modulus in nanostructured Ni–P. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 48, pp. 825–830.
6. Bokstein B.S., Rodin A.O., Straumal B.B. Diffusion Controlled Grain Triple Junctions Wetting in Metals. *Defect and Diffusion Forum*. 2011, vol. 309-310, pp. 231–238.
7. Palumbo G., Aust K.T. A coincident axial direction (CAD) approach to the structure of triple junctions in polycrystalline materials. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1990, vol. 24, pp. 1771–1776.
8. Rodriguez P., Sundararaman D., Divakar R., Raghunathan V.S. Structure of grain boundaries in nanocrystalline and quasicrystalline materials. *Chemistry for Sustainable Development*. 2000, vol. 8, pp. 69–72.
9. Poletaev G.M., Novoselova D.V., Kaygorodova V.M. The causes of formation of the triple junctions of grain boundaries containing excess free volume in fcc metals at crystallization. *Solid State Phenomena*. 2016, vol. 249, pp. 3–8.
10. Rozenberg V.M. *Polzuchest' metallov* [Creep of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 276 p. (In Russ.).
11. Kaibyshev O.A., Valiev R.Z. *Granitsy zeren i svoistva metallov* [Boundaries of grains and properties of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 216 p. (In Russ.).
12. Gutkin M.Yu., Ovid'ko I.A. Yield strength and plastic deformation of nanocrystalline materials. *Uspekhi mekhaniki*. 2003, no. 1, pp. 68–125. (In Russ.).
13. Gutkin M.Yu., Ovidko I.A., Skiba N.V. Grain boundary sliding and lattice dislocation emission in nanocrystalline materials under plastic deformation. *Physics of the Solid State*. 2005, vol. 47, pp. 1662–1674.
14. Sudzuki K., Fudzimori Kh., Khasimoto K. *Amorfnye metally* [Amorphous metals]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 328 p. (In Russ.).
15. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys. *Physical Review B*. 1993, vol. 48, pp. 22–33.
16. Poletaev G.M., Starostenkov M.D., Dmitriev S.V. Interatomic potentials in the systems Pd-H and Ni-H. *Materials Physics and Mechanics*. 2016, vol. 27, no. 1, pp. 53–59.
17. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Structural transformations of stacking fault tetrahedra upon the absorption of point defects. *Technical Physics Letters*. 2009, vol. 35, pp. 1–4.
18. Poletaev G.M., Dmitrienko D.V., Diabdenkov V.V., Mikrukov V.R., Starostenkov M.D. Molecular dynamics investigation of the diffusion permeability of triple junctions of tilt and mixed-type boundaries in nickel. *Physics of the Solid State*. 2013, vol. 55, no. 9, pp. 1920–1924.
19. Gafner S.L., Redel L.V., Gafner Yu.Ya. Simulation of the processes of structuring of copper nanoclusters in terms of the tight-binding potential. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2009, vol. 108, pp. 784–799.
20. Samsonov V.M., Kharechkin S.S., Gafner S.L., Redel L.V., Gafner Yu.Ya., Golovenko Zh.B. On structural transitions in nanoparticles. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2010, vol. 74, pp. 673–676.

Acknowledgements. The research was carried out within the framework of the scientific project No. 166 of the program of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation “Formation of government assignments to higher educational institutions for conducting scientific research” and with the financial support of the RFBR grant No. 16-48-190182 p_a.

Information about the authors:

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

D.V. Novoselova, Cand. Sci. (Phys.-math.), Doctoral of the Chair of Advanced Mathematics and Mathematical Modeling (dmitdarya@mail.ru)

I.V. Zorya, Cand. Sci. (Eng.), Director of the Institute of Architecture and Construction (zorya.i@mail.ru)

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

Received October 31, 2016

НАНОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ, ОБЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ*

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

Иванов Ю.Ф.^{2,3}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

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

Коновалов С.В.⁴, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой технологии металлов
и авиационного материаловедения (ksv@ssau.ru)

Тересов А.Д.^{2,3}, ведущий электроник (tad514@sibmail.com)

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

² Институт сильноточной электроники СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

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

⁴ Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева
(443086, Россия, Самара, Московское ш., 34)

Аннотация. Для обоснованного выбора материала покрытий, соответствующих условиям эксплуатации изделий и режимов последующей электронно-пучковой обработки, исследованы нанотвердость, модуль Юнга и дефектная субструктура слоя, наплавленного на мартенситную низкоуглеродистую сталь Hardox 450 высокоуглеродистыми порошковыми проволоками диам. 1,6 мм различного химического состава (содержащими такие элементы, как ванадий, хром, ниобий, вольфрам, марганец, кремний, никель, бор), и дополнительно двухкратно облученного импульсным электронным пучком. Формирование наплавленного слоя на поверхность стали осуществляли в среде защитного газа, содержащем 98 % Ar, 2 % CO₂, при сварочном токе 250 – 300 А и напряжении на дуге 30 – 35 В. Модифицирование наплавленного слоя осуществляли путем облучения поверхности наплавленного слоя высокоинтенсивным электронным пучком в режиме плавления и высокоскоростной кристаллизации. Нагрузка на индентор составляла 50 мН. Определение нанотвердости и модуля Юнга проводили в 30 произвольно выбранных точках модифицированной поверхности наплавки. Дефектную структуру поверхности модифицированной электронным пучком наплавки изучали методами сканирующей электронной микроскопии. Выявлено кратное увеличение нанотвердости и модуля Юнга наплавленного слоя при электронно-пучковой обработке относительно материала основы. Выявлено, что максимальный упрочняющий эффект наблюдается при наплавке порошковой проволокой, содержащей 4,5 % бора. Показано, что на поверхности наплавки, сформированной проволокой, в элементный состав которой входит 4,5 % бора, и дополнительно облученной интенсивным импульсным электронным пучком, формируются системы микротрещин. Исследования наплавов, сформированных порошковыми проволоками, не содержащими бор, после импульсной обработки электронным пучком показали отсутствие микротрещин на модифицированной поверхности. Повышение прочностных свойств модифицированного электронным пучком наплавленного слоя обусловлено формированием структуры, размеры кристаллитов которой изменяются от десятых долей микрометра до единиц микрометра, и содержащей включения вторых фаз (бориды, карбиды, карбобориды). Установлен значительный разброс значений нанотвердости и модуля Юнга, что обусловлено, очевидно, неоднородным распределением упрочняющих фаз.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, нанотвердость, электронно-пучковая обработка, модуль Юнга, низкоуглеродистая сталь.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-304-309

Детали машин и механизмов во многих случаях работают в условиях интенсивного износа. Продлить срок их полезного использования можно путем наплавки на поверхности трения слоев металла, обладающих повышенными свойствами [1, 2]. Формирование в поверхностном слое структурно-фазового состояния субмикро- и наноразмерной областей позволяет существенным образом изменять физико-механические

свойства не только тонкого поверхностного слоя, но детали в целом [3]. К настоящему моменту разработан целый ряд перспективных способов модифицирования поверхности металлов, сплавов, керамических и металлокерамических материалов, основанных на использовании концентрированных потоков энергии и обеспечивающих высокие физико-механические характеристики материалов [4 – 15].

Одним из перспективных способов модифицирования структуры поверхностного слоя стальных изделий с

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-00065).

целью повышения их эксплуатационных характеристик в настоящее время является комплексная обработка, которая включает наплавку композиционными покрытиями, упрочненными частицами карбидов, боридов и других высокомодульных и высокотвердых фаз, и последующую электронно-пучковую обработку. Использование импульсных электронных пучков в качестве средства модификации металлов и сплавов приводит к существенному изменению структурно-фазового состояния поверхностных слоев и, как следствие, к увеличению коррозионной стойкости, износостойкости, микротвердости, усталостной долговечности, недостижимых при традиционных методах поверхностной обработки [11 – 16].

Как правило, при обработке поверхности металлических материалов интенсивным электронным пучком максимальные прочностные характеристики достигаются в сравнительно тонком (единицы микрометров) поверхностном слое. Для адекватной аттестации механических свойств таких поверхностей широко используются методы индентирования. Однако следует отметить, что значения микротвердости становятся выше при уменьшении нагрузки на индентор, что наиболее резко проявляется при малых нагрузках [16, 17].

Целью настоящей работы является анализ механических свойств слоя, сформированного на стали Hardox 450 электроконтактной наплавкой проволокой различного элементного состава и дополнительно облученного интенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала основы использовали сталь марки Hardox 450 со следующим химическим составом: 0,19 – 0,26 % C; 70 % Si; 1,60 % Mn; 0,25 % Cr; 0,25 % Ni; 0,25 % Mo; 0,004 % B; 0,025 % P; 0,010 % S (по массе) (остальное железо).

Сталь Hardox 450 характеризуется низким содержанием легирующих элементов, вследствие чего она хорошо сваривается и обрабатывается. Путем специальной системы закалки листов (суть которой заключается в быстром охлаждении прокатанного листа без последующего отпуска) формируется мелкозернистая структура стали и достигается ее высокая твердость. Благодаря этому сталь эффективно противостоит большинству видов износа.

Формирование наплавленного слоя осуществляли порошковыми проволоками диам. 1,6 мм, химический состав которых приведен ниже:

Марка проволоки	C	V	Cr	Nb	W	Mn	Si	Ni	B
ПП-1	0,7	–	–	–	–	2,0	1,0	2,0	4,5
ПП-2	1,4	1,0	7,0	8,0	1,2	–	–	–	–
ПП-3	1,3	–	7,0	8,5	1,4	0,9	1,1	–	–

П р и м е ч а н и е. Остальное – железо.

Формирование наплавленного слоя на поверхность стали осуществляли в среде защитного газа, содержащем 98 % Ar, 2 % CO₂, при сварочном токе 250 – 300 А и напряжении на дуге 30 – 35 В. Модифицирование наплавленного слоя осуществляли путем облучения поверхности наплавленного слоя высокоинтенсивным электронным пучком как и в работе [14] в режиме плавления и высокоскоростной кристаллизации. Режим облучения следующий: на первом этапе плотность энергии пучка электронов в импульсе – 30 Дж/см²; длительность импульсов – 200 мкс; количество импульсов – 20; на втором этапе плотность энергии в импульсе – 30 Дж/см²; длительность импульсов – 50 мкс; количество импульсов – 1. Режимы облучения были выбраны исходя из результатов расчета температурного поля, формирующегося в поверхностном слое материала при облучении в одноимпульсном режиме. Механические испытания модифицированной поверхности: определение нанотвердости и модуля Юнга (ультрамикротвердомер Shimadzu DUN-211S; алмазный индентор в виде пирамиды Берковича). В ряде работ показано, что минимальной нагрузкой при наноиндентировании, когда эффект масштабной зависимости твердости (эффект малых нагрузок) существенно снижен, является нагрузка 50 мН [16 – 18]; в настоящей работе нагрузка на индентор составляла 50 мН. Нанотвердость и модуль Юнга рассчитывали по методике Оливера и Фара [19]. Определение этих характеристик материала осуществляли в 30 произвольно выбранных точках модифицированной поверхности наплавки. Дефектную структуру поверхности модифицированной электронным пучком наплавки изучали методами сканирующей (сканирующий электронный микроскоп «SEM-515 Philips») электронной микроскопии.

Средние значения (усреднение проводили по 30 выполненным измерениям) нанотвердости $\langle H \rangle$ и модуля Юнга $\langle E \rangle$ поверхностного слоя наплавленного металла, облученного интенсивным импульсным электронным пучком, приведены ниже (через косую приведено среднеквадратическое отклонение измеряемой величины):

Марка проволоки	$\langle H \rangle$, ГПа	$\langle E \rangle$, ГПа
ПП-1	20,83/2,53	347,7/26,6
ПП-2	6,17/1,48	221,3/29,0
ПП-3	13,0/2,2	260,3/33,1

Анализ результатов показывает, что наибольшей твердостью обладает металл наплавки, сформированной проволокой марки ПП-1, характерным отличием которой от двух других проволок является легирование бором. Известно, что борированные слои, сформированные на поверхности стали, обладают исключительно высокой твердостью и высоким сопротивлением абразивному износу вследствие образования на поверхности высокотвердых боридов железа FeB и Fe₂B [20 – 22].

Однофазные боридные слои должны охрупчивать сталь в меньшей мере, чем двухфазные. Микротвердость боридов FeB и Fe₂B в двухфазном боридном слое на армко-железе (при нагрузке на инденторе 0,98 Н) составляет 19 200 – 20 600 и 13 500 – 14 200 МПа соответственно. Микротвердость борида Fe₂B в однофазном боридном слое несколько выше, чем в двухфазном, и составляет 13 700 – 16 200 МПа. Увеличение содержания углерода в стали снижает твердость борида FeB и практически не влияет на твердость борида Fe₂B. Молибден, вольфрам, марганец и хром повышают твердость FeB в двухфазном боридном слое среднеуглеродистой стали; никель, алюминий и медь снижают твердость борида FeB [20 – 22].

Отрицательным свойством борированных слоев является их высокая хрупкость [20 – 22]. Действительно, выполненные в настоящей работе исследования поверхности наплавки, сформированной проволокой марки ПП-1, в элементный состав которой входит 4,5 % бора (по массе), и дополнительно облученной интенсивным импульсным электронным пучком, выявили формирование на поверхности облучения системы микротрещин, характерное изображение которых приведено на рис. 1, а. Для сравнения на рис. 1, б приведено изображение поверхности слоя, наплавленного на сталь Hardox 450 проволокой марки ПП-2, в составе которой бор отсутствует. Отчетливо видно, что дополнительная обработка наплавленного слоя интенсивным импульсным электронным пучком не привела к формированию микротрещин на модифицированной поверхности наплавки.

Средние значения величины не всегда адекватно отражают свойства материала, тем более, если материал является многофазным и многослойным, что особенно характерно для наплавленных слоев, облученных интенсивным импульсным электронным пучком. На рис. 2 приведены распределения нанотвердости и модуля Юнга поверхности слоев после комплексной обработки. Независимо от элементного состава наплавочной

проволоки сформированные на стали слои характеризуются значительным разбросом величин и нанотвердости (рис. 2, а – в), и модуля Юнга (рис. 2, г – е). Наиболее существенный разброс выявлен для наплавки, сформированной проволокой марки ПП-2; наименее существенный – слой, сформированный проволокой марки ПП-1.

Очевидно, что прочностные характеристики стали определяются состоянием дефектной субструктуры материала. На рис. 3 приведены характерные электронно-микроскопические изображения поверхности наплавки, сформированной на стали Hardox 450 наплавочной проволокой марки ПП-2 и дополнительно облученной интенсивным импульсным электронным пучком.

Поверхностный слой наплавленного металла имеет структуру, размеры кристаллитов которой изменяются от десятых долей микрометра до единиц микрометра. Следует ожидать, что при исследовании дефектной субструктуры стали приборами с большим, чем сканирующая электронная микроскопия, разрешением, можно будет выявить структурные элементы (частицы карбидной фазы) нанометрового размерного диапазона, что обусловлено сверхвысокими скоростями охлаждения поверхностного слоя материала, облученного интенсивным импульсным электронным пучком микросекундной (50 мкс) длительности воздействия.

Выводы. Выполнены исследования нанотвердости, модуля Юнга и дефектной субструктуры наплавленного на низкоуглеродистую сталь слоя, сформированного проволоками разного химического состава и дополнительно модифицированного путем облучения интенсивным импульсным электронным пучком двухступенчатым методом. Показано, что электронно-пучковая обработка сопровождается кратным увеличением нанотвердости и модуля Юнга поверхностного модифицированного слоя относительно основы (сталь Hardox 450). Установлено, что повышение прочностных свойств модифицированного электронным пучком наплавленного слоя обусловлено формированием суб-

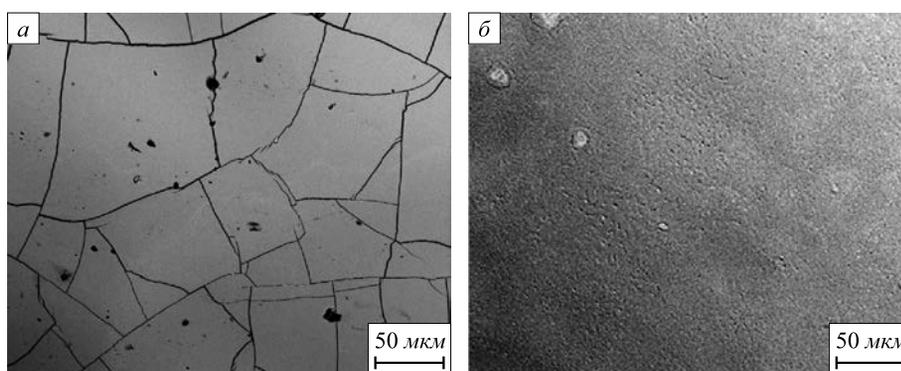


Рис. 1. Структура поверхности наплавленного на сталь Hardox 450 слоя после облучения электронным пучком при использовании наплавочной проволоки марки ПП-1 (а) и марки ПП-2 (б) (сканирующая электронная микроскопия)

Fig. 1. Surface structure of the layer surfaced on Hardox 450 steel after irradiation with an electron beam using the welding wire of PP-1 grade (a) and PP-2 grade (b) (scanning electron microscopy)

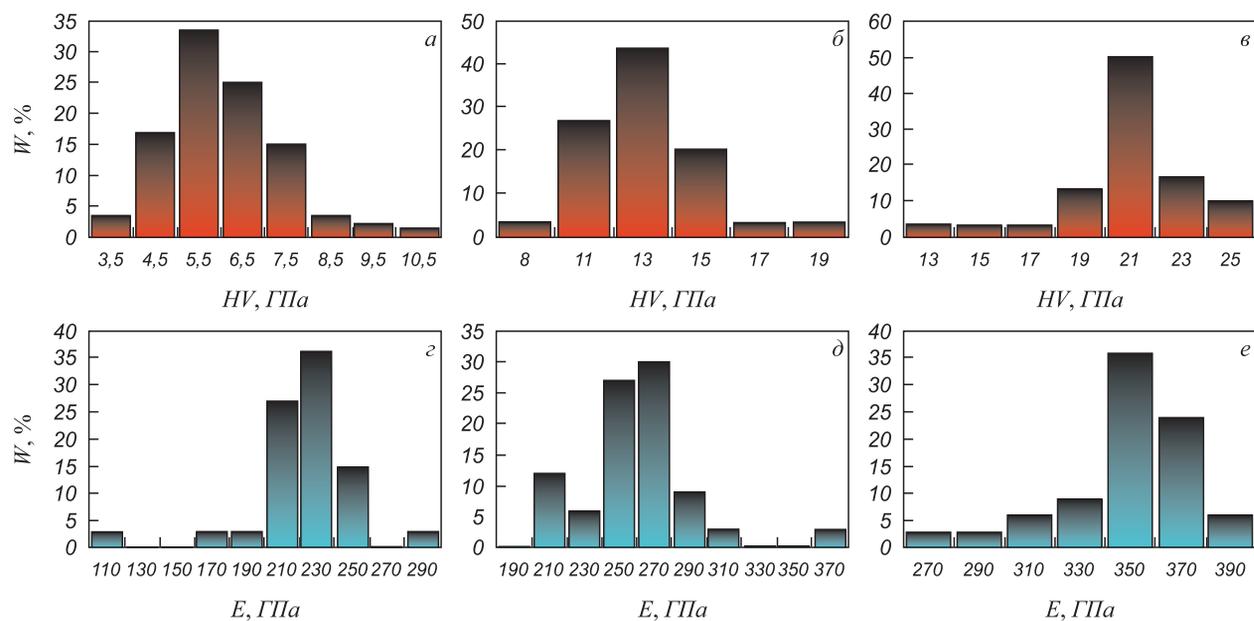


Рис. 2. Распределение нанотвердости (а – в) и модуля Юнга (г – е) по величине для наплавки, сформированной на стали Hardox 450 и дополнительно облученной электронным пучком:
 а, г – слой сформирован наплавочной проволокой марки ПП-2; б, д – слой сформирован наплавочной проволокой марки ПП-3; в, е – слой сформирован наплавочной проволокой марки ПП-1 ($W = N_i/N$ – относительная частота; N_i – количество измерений данного размерного класса; N – общее количество измерений)

Fig. 2. The distribution of nanohardness (а – в) and Young elastic modulus (г – е) by the volume surfacing formed on Hardox 450 steel and additionally irradiated by electron beam:
 а, г – the layer is formed by the welding wire of PP-2 grade; б, д – the layer is formed by welding wire of PP-3 grade; в, е – the layer is formed by the welding wire of PP-1 grade ($W = N_i/N$ – relative frequency, N_i – the number of measurements of the given dimension class, N – the total number of measurements)

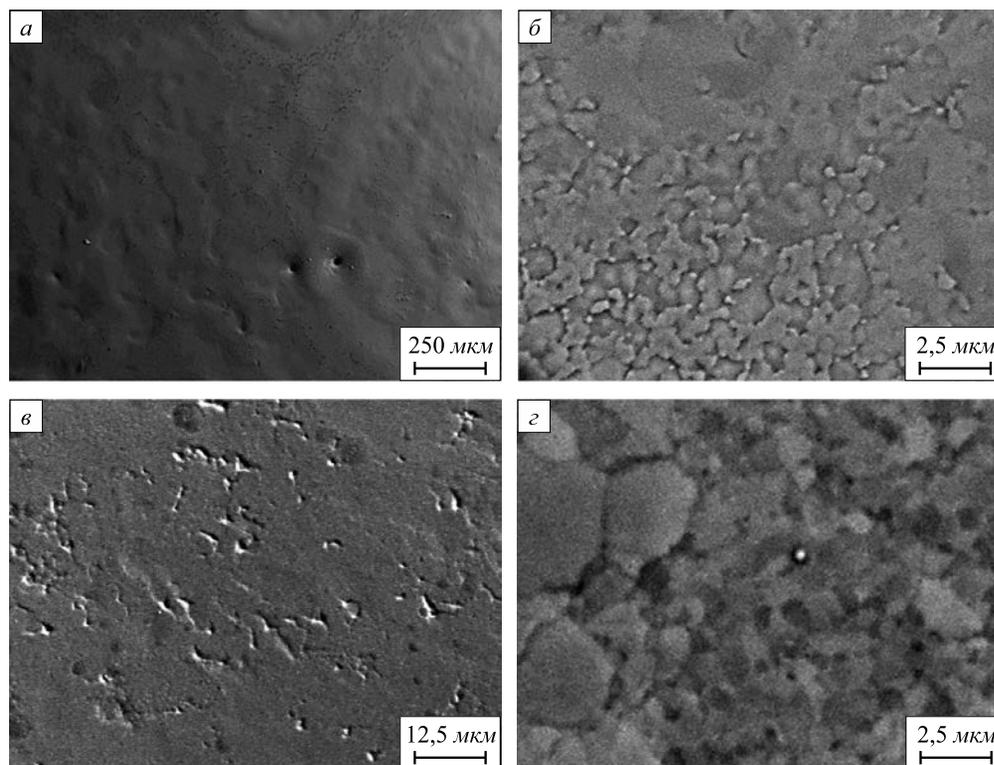


Рис. 3. Структура поверхности наплавленного слоя после облучения электронным пучком при использовании проволоки марки ПП-2 (сканирующая электронная микроскопия)

Fig. 3. Surface structure of the deposited layer after irradiation with an electron beam using wire of PP-2 grade (scanning electron microscopy)

микроразмерной структуры, упрочнение которой вызвано закалочным эффектом и наличием включений вторых фаз (бориды, карбобориды, карбиды). Выявлено, что максимальный упрочняющий эффект наплавленно-го слоя наблюдается при легировании материала бором. Одновременно с этим легирование наплавленного слоя бором приводит к его охрупчиванию. Показано, что формирующаяся структура характеризуется существенным разбросом значений нанотвердости и модуля Юнга, что, очевидно, обусловлено неоднородным распределением упрочняющих фаз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Черноиванов В.И., Голубев И.Г. Восстановление деталей машин (Состояние и перспективы). – М.: ФГНУ «Росинформагротех», 2010. – 376 с.
2. Жиркин Ю.В. Надежность, эксплуатация и ремонт металлургических машин. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2002. – 330 с.
3. Наноинженерия поверхности. Формирование неравновесных состояний в поверхностных слоях материалов методами электронно-ионно-плазменных технологий / Отв. ред. Н.З. Ляхов, С.Г. Псахье. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2008. – 276 с.
4. Konovalov S., Kormyshev V., Gromov V., Ivanov Yu. Metallographic examination of forming improved mechanical properties via surfacing of steel HARDOX 450 with flux cored wire // Materials Science Forum. 2016. Vol. 870. P. 159 – 162.
5. Гришунин В.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 10. С. 82 – 88.
6. Yun H., Li J., Chen H.B., Lin C.-J. A study on the N-, S- and Cl-modified nano-TiO₂ coatings for corrosion protection of stainless steel // Electrochimica Acta. 2007. Vol. 52. P. 6679 – 6685.
7. Cho T.Y., Yoon J.H., Cho J.Y. etc. Surface properties and tensile bond strength of HVOF thermal spray coatings of WC-Co powder onto the surface of 420J2 steel and the bond coats of Ni, NiCr, and Ni/NiCr // Surface and Coatings Technology. 2009. Vol. 203. P. 3250 – 3253.
8. Jiang P., He X.L., Li X.X. etc. Wear resistance of a laser surface alloyed Ti-6Al-4V alloy // Surface and Coatings Technology. 2000. Vol. 130. P. 24 – 28.
9. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов: Учебник / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин и др. – М.: Крутой стол, 2001. – 528 с.
10. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк и др. – М.: изд. МГУ, 2005. – 640 с.
11. Walker J.C., Murray J.W., Niea M. etc. The effect of large-area pulsed electron beam melting on the corrosion and microstructure of a Ti6Al4V alloy // Applied Surface Science. 2014. Vol. 311. P. 534 – 540.
12. Gao Yu-kui. Influence of pulsed electron beam treatment on microstructure and properties of TA15 titanium alloy // Applied Surface Science. 2013. Vol. 264. P. 633 – 635.
13. Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A. etc. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum // Materials Science and Engineering A. 2013. Vol. 578. P. 310 – 317.
14. Райков С.В., Капралов Е.В., Ващук Е.С. и др. Структура поверхностного слоя износостойкой наплавки, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2015. № 9. С. 75 – 80.
15. Ivanov Y., Alsaraeva K., Gromov V. etc. Evolution of Al-19.4Si alloy surface structure after electron beam treatment and high cycle fatigue // Materials Science and Technology (United Kingdom). 2015. Vol. 31 (13a). P. 1523 – 1529.
16. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. 1992. Vol. 7. No. 6. P. 1564 – 1583.
17. Milman Yu.V., Golubenko A.A., Dub S.N. Indentation size effect in nanohardness // Acta Materialia. 2011. Vol. 59 (20). P. 7480 – 7487.
18. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. – М.: Машиностроение, 2007. – 496 с.
19. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. – М.: Машиностроение, 2009. – 312 с.
20. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. – М.: Атомиздат, 1975. – 376 с.
21. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник / Под ред. Л.С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
22. Елагина О.Ю. Технологические методы повышения износостойкости деталей машин. Учеб. пособие для вузов. – М.: Логос, 2009. – 488 с.

Поступила 10 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 4, PP. 304–309.

SURFACE NANOHARDNESS OF WEAR RESISTANT SURFACING IRRADIATED BY ELECTRON BEAM

V.E. Kormyshev¹, Yu.F. Ivanov^{2,3}, V.E. Gromov¹, S.V. Konovalov⁴, A.D. Teresov^{2,3}

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

³National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

⁴Samara University, Samara, Russia

Abstract. The nanohardness, Young elastic modulus and defect substructure of the layer surfaced on the low carbon martensite Hardox 450 steel by the high carbon power wires with diameter of 1.6 mm of different chemical composition (containing such elements as V, Cr, Nb, W, Mn, Si, Ni, B) and two times additionally irradiated by the pulse electron beam were studied for the purpose of substantiated selection of coating material corresponding to the product operation conditions and the modes of subsequent electron beam treatment. The formation

of the fused layer on the steel surface was carried out in the shielding gas medium containing 98 % Ar, 2 % CO₂, with a welding current of 250 – 300 A and a voltage on the arc of 30 – 35 V. Modification of the deposited layer was carried out by irradiating the surface of the deposited layer by a high-intensity electron beam in the mode of melting and high-speed crystallization. The load on the inductor was 50 mN. Determination of the nanohardness and Young elastic modulus was carried out at 30 arbitrarily chosen points of the modified surface. The defect structure of the surface modified by of an electron beam of the surfacing was studied by scanning electron microscopy. A multiple increase in nanohardness and Young elastic modulus of the welded layer was revealed during electron-beam treatment according to the base material. It was found that the maximum hardening effect is observed at surfacing by a flux-cored wire containing 4.5 % of boron. It is shown that on the weld deposit surface formed by the wire with 4.5% of boron and additionally irradiated with an intense pulsed electron beam, the

formation of a microcrack system on the surface of irradiation was revealed. Investigations of weld deposits, formed by non-boron-containing powder wires, have shown the absence of microcracks on the modified surface after pulsed electron beam treatment. The increase in the strength properties of the deposited layer modified by the electron beam is due to the formation of structures which crystallite sizes vary from tenths of a micrometer to one micrometer and contain second phases (borides, carbides, carboborides). A significant spread of the values of the nanohardness and the Young elastic modulus was established, which was apparently due to the inhomogeneous distribution of the strengthening phases.

Keywords: surfacing, flux cored wire, nanohardness, electron beam treatment, Young elastic modulus, low carbon steel.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-304-309

REFERENCES

- Chernoivanov V.I., Golubev I.G. *Vosstanovlenie detalei mashin (Sostoyaniye i perspektivy)* [Restoration of machine parts (Status and prospects)]. Moscow: FGNU "Rosinformagrotekh", 2010, 376 p. (In Russ.).
- Zhirkin Yu.V. *Nadezhnost', ekspluatatsiya i remont metallurgicheskikh mashin* [Reliability, maintenance and repair of metallurgical machines]. Magnitogorsk: MG TU, 2002, 213 p. (In Russ.).
- Nanoinzheneriya poverkhnosti. Formirovaniye neravnovesnykh sostoyaniy v poverkhnostnykh sloyakh materialov metodami elektronno-ionno-plazmennyykh tekhnologii* [Nanoengineering of surface. Formation of non-equilibrium states in the surface layers of materials by means of electron-ion-plasma technologies]. Lyakhov N.Z., Psakh'e S.G. eds. Novosibirsk: Izd-vo SO RAN, 2008, 276 p. (In Russ.).
- Konovalev S., Kormyshev V., Gromov V., Ivanov Yu. Metallographic examination of forming improved mechanical properties via surfacing of steel HARDOX 450 with flux cored wire. *Materials Science Forum*. 2016, vol. 870, pp. 159–162.
- Grishunin V.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D., Konovalev S.V. Evolution of the phase composition and defect substructure of rail steel subjected to high-intensity electron-beam treatment. *Journal of Surface Investigation*. 2013, vol. 7, no. 5, pp. 990–995.
- Yun H., Li J., Chen H.B., Lin C.-J. A study on the N-, S- and Cl-modified nano-TiO₂ coatings for corrosion protection of stainless steel. *Electrochimica Acta*. 2007, vol. 52, pp. 6679–6685.
- Cho T.Y., Yoon J.H., Cho J.Y., Joo Y.K., Kang J.H., Zhang S., Gon Chun H., Hwang S.Y., Kwon S.C. Surface properties and tensile bond strength of HVOF thermal spray coatings of WC-Co powder onto the surface of 420J2 steel and the bond coats of Ni, NiCr, and Ni/NiCr. *Surface and Coatings Technology*. 2009, vol. 203, pp. 3250–3253.
- Jiang P., He X.L., Li X.X., Yu L.G., Wang H.M. Wear resistance of a laser surface alloyed Ti-6Al-4V alloy. *Surface and Coatings Technology*. 2000, vol. 130, pp. 24–28.
- Gribkov V.A., Grigor'ev F.I., Kalin B.A. etc. *Perspektivnyye radiatsionno-puchkovyye tekhnologii obrabotki materialov: uchebnyk* [Perspective radiation-beam technologies of material processing: Textbook]. Moscow: Izdatel'stvo MGU, 2001, 528 p. (In Russ.).
- Kadyrzhyanov K.K., Komarov F.F., Pogrebnyak A.D. etc. *Ionno-luchevaya i ionno-plazmennaya modifikatsiya materialov* [Ion-beam and ion-plasma modification of materials]. Moscow: izd. MGU, 2005, 640 p. (In Russ.).
- Walker J.C., Murray J.W., Niea M., Cook R.B., Clare A.T. The effect of large-area pulsed electron beam melting on the corrosion and microstructure of a Ti6Al4V alloy. *Applied Surface Science*. 2014, vol. 311, pp. 534–540.
- Gao Yu-kui. Influence of pulsed electron beam treatment on microstructure and properties of TA15 titanium alloy. *Applied Surface Science*. 2013, vol. 264, pp. 633–635.
- Golkovski M.G., Bataev I.A., Bataev A.A., Ruktuev A.A., Zhuravina T.V., Kuksanov N.K., Salimov R.A., Bataev V.A. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum. *Materials Science and Engineering A*. 2013, vol. 578, pp. 310–317.
- Raikov S.V., Kapralov E.V., Vashchuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D., Sosnin K.V. Structure of the surface layer of a wear-resistant coating after treatment with a high-intensity electron beam. *Journal of Surface Investigation*. 2015, vol. 9, no. 5, pp. 934–938.
- Ivanov Y., Alsaravaeva K., Gromov V., Konovalev S., Semina O. Evolution of Al-19.4Si alloy surface structure after electron beam treatment and high cycle fatigue. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2015, vol. 31 (13a), pp. 1523–1529.
- Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 1992, vol. 7, no. 6, pp. 1564–1583.
- Milman Yu.V., Golubenko A.A., Dub S.N. Indentation size effect in nanohardness. *Acta Materialia*. 2011, vol. 59 (20), pp. 7480–7487.
- Golovin Yu.I. *Vvedeniye v nanotekhniku* [Introduction to nanotechnologies]. Moscow: Mashinostroeniye, 2007, 496 p. (In Russ.).
- Golovin Yu.I. *Nanoindentirovaniye i ego vozmozhnosti* [Nanoindentation and its capabilities]. Moscow: Mashinostroeniye, 2009, 312 p. (In Russ.).
- Samsonov G.V., Serebryakova T.I., Neronov V.A. *Boridy* [Borides]. Moscow: Atomizdat, 1975, 376 p. (In Russ.).
- Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemical heat treatment of metals and alloys]. Lyakhovich L.S. ed. Moscow: Metallurgiya, 1981, 424 p. (In Russ.).
- Elagina O.Yu. *Tekhnologicheskiye metody povysheniya iznoso-stoikosti detalei mashin* [Technological methods of improving the wear resistance of machine parts]. Moscow: Logos, 2009, 488 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The research was financially supported by the Russian Scientific Foundation (project No. 15-19-00065).

Information about the authors:

V.E. Kormyshev, Engineer of the Chair of Science named after V.M. Finkel (8923923000@mail.ru)

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yuf55@mail.ru)

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

S.V. Konovalev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials (ksv@ssau.ru)

A.D. Teresov, Leading Electronic Engineer of the Laboratory of Low-temperature Plasma (tad514@sibmail.com)

Received March 10, 2017

СИСТЕМАТИЗАЦИЯ ПОЛИТЕРМ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

Тягунов А.Г., к.т.н., заведующий кафедрой «Полиграфия» (adi8@yandex.ru)

Барышев Е.Е., д.т.н., заведующий кафедрой «Безопасность жизнедеятельности» (barysh@planet-a.ru)

Тягунов Г.В., д.т.н., профессор кафедры «Безопасность жизнедеятельности» (g.v.tyagunov@urfu.ru)

Мушников В.С., к.т.н., доцент кафедры «Безопасность жизнедеятельности» (mushnikov@hotmail.com)

Цепелев В.С., д.т.н., профессор кафедры «Безопасность жизнедеятельности» (v.s.tsepelev@urfu.ru)

Уральский Федеральный Университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина

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

Аннотация. Выполнен анализ результатов исследований температурных зависимостей кинематической вязкости, удельного электросопротивления, поверхностного натяжения и плотности жидких сталей и сплавов при нагреве и последующем охлаждении. Выявленные характерные особенности послужили основой систематизации политерм физических свойств сталей и сплавов. Установлено, что при нагреве до определенных критических температур в структуре расплава происходят изменения. Как следствие, политермы охлаждения приобретают иной вид, более приближенный к равновесным классическим закономерностям, и не совпадают с политермами нагрева. Ветвление температурных зависимостей физических свойств или гистерезис политерм является необратимым только при нагреве до температур не ниже критических. При несоблюдении этих условий возможен частичный или полный возврат к первичной структуре расплава, что оказывает влияние на величину гистерезиса политерм. Величина гистерезиса наряду с данными о свойствах является качественной характеристикой отклонений структуры расплава от равновесного и микрооднородного состояния. При этом равномерность распределения атомов легирующих элементов по микрогруппировкам или кластерам свидетельствует о равновесности структуры, а равномерность распределения кластеров, отличающихся строением по объему расплава, отражает его структурную микрооднородность. В процессе изучения свойств многокомпонентных металлических материалов обнаружено, что после плавления изменение свойств расплава при изотермической выдержке представляет собой типичную картину затухающих колебаний. С повышением температуры режим затухания приближается к аperiодическому, а время релаксации уменьшается. Процессы, ответственные за кинетику изотермического изменения свойств расплава, протекают на микроуровне. Неравновесный промышленный металл обычно содержит включения, унаследованные от исходных материалов, в виде нерастворившихся частиц графита в чугуне, ассоциации и агрегации типа карбидов, нитридов и т.п. Приведение такого расплава в равновесие требует длительного времени, обычно превышающего время диффузионного перемещения атомов в пределах областей неравновесности. Чем сложнее в химическом и структурном отношении твердый металл, тем дальше от равновесия отстоит полученный из него расплав. В такой системе новые корреляции формируются и распадаются наиболее интенсивно. При этом протекают кооперативные процессы взаимодействия новых пространственных и временных структур с унаследованными от исходных материалов, что и отражается осциллирующими зависимостями свойств металлических расплавов. Информация о состоянии расплава перед затвердеванием позволяет научно обосновать температурные и временные режимы выплавки сталей и сплавов. Такая подготовка расплава оказывает влияние на его способность к переохлаждению, скорость кристаллизации, формирование упрочняющих фаз и эвтектик, ливкацию элементов, структуру дендритов и зональное строение отливок, а в целом – на качество металлопродукции и эффективность производства.

Ключевые слова: жидкая сталь, сплав, термовременная обработка, кинематическая вязкость, поверхностное натяжение, удельное электросопротивление, плотность, гистерезис.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-310-317

Современное машиностроение предъявляет постоянно растущие требования к металлическим материалам, в том числе к сталям [1, 2]. Наиболее точными являются сведения о качественных показателях металлопродукции при выполнении исследований специальными методами. В частности, изучение локального распределения атомов, их химическая идентификация, создание трехмерной карты атомов твердого металла успешно осуществляются методами атомно-зондовой томографии, а также специальными методами интерпретации и анализа данных. Более подробную информацию об особенностях таких исследований можно найти в книгах [3 – 7] и статьях [8 – 11]. Однако ис-

пользование такого подхода весьма затруднено в связи с нешироким распространением такого оборудования, продолжительностью подготовки и проведения анализа и другими причинами.

Кроме того известно, что строение и свойства сталей и сплавов зависят не только от их химического состава, но и от технологических особенностей выплавки; соответственно, требуется проведение исследований металла в жидком и твердом состояниях, а также поиск корреляционных зависимостей между ними. В частности, нагрев до определенных критических температур влияет на строение металлического расплава перед затвердеванием. В свою очередь строение расплава оказыва-

ет существенное влияние на характер затвердевания металла и свойства металлических изделий. Доказано, что термовременная обработка жидкого металла способствует переходу расплава в равновесное состояние и уменьшению структурной и химической неоднородностей твердого металла [12 – 16]. Результаты исследований свидетельствуют о целесообразности научного обоснования температурных режимов и осуществляемых технологических операций в процессе выплавки сталей и сплавов. Основанием для таких разработок служат результаты изучения температурных зависимостей кинематической вязкости (ν), поверхностного натяжения (σ), удельного электросопротивления (ρ), плотности (d) и других свойств, а также данные исследований структуры и свойств твердого металла, полученные в процессе промышленных испытаний [13 – 15, 17 – 19].

В настоящей работе проведен анализ имеющихся экспериментальных данных с целью систематизации характера политерм физических свойств металлических расплавов. При этом обращаем внимание на особенности изменений физических свойств жидких сталей и сплавов при нагреве и охлаждении, вид которых многообразен, а политермы значительно отличаются от известных классических зависимостей для чистых металлов.

Политермы кинематической вязкости

Температурные зависимости кинематической вязкости разделены на группы (рис. 1).

Кинематическая вязкость сплавов с ростом температуры уменьшается по экспоненте (рис. 1, а). К этой группе сплавов относятся металлические жидкости, находящиеся в равновесном состоянии, а также расплавы с устойчивой метастабильной структурой [20 – 22].

Вторая группа сплавов – сплавы, на политермах которых наблюдается горизонтальный или близкий к нему участок (рис. 1, б). Такие зависимости характерны, в частности, для большинства расплавов Fe–Ni и Fe–Co. Положение аномальной температуры ($t_{ан}$) на политермах вязкости зависит от содержания третьих элементов. К этой же группе относятся высокоуглеродистые сложнолегированные стали [20]: политермы вязкости таких сталей характеризуются резким увеличением значений в узком температурном интервале (рис. 1, в).

На рис. 1, г представлены политермы вязкости, которые можно описать двумя типами зависимостей: в низкотемпературной области функция $\nu(t)$ имеет линейный вид, а в высокотемпературной – экспоненциальный. Температурные зависимости вязкости, полученные в процессе охлаждения расплава, имеют, как правило, экспоненциальный вид.

Температуры ($t_{ан}$) аномальных изменений вязкости и температуры перехода расплава в равновесное состояние ($t_{к}$) (то есть критические температуры) зависят от

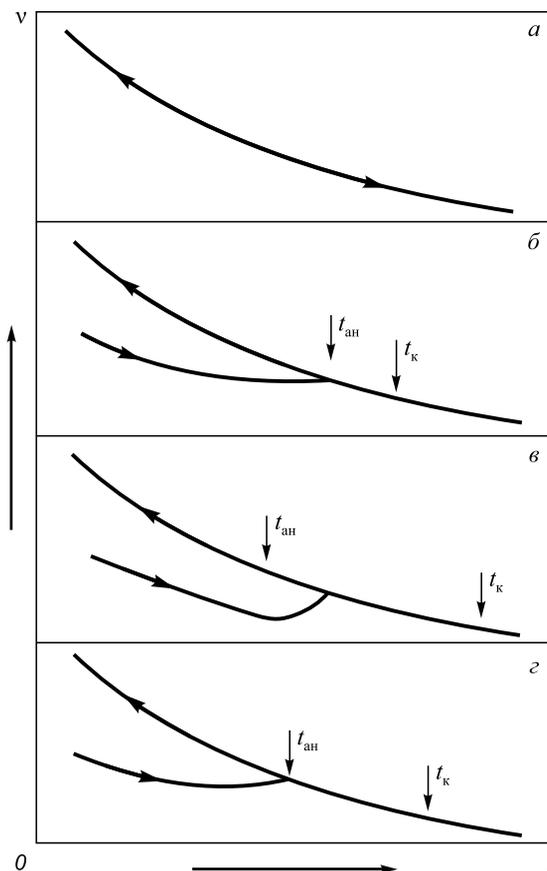


Рис. 1. Типичные политермы кинематической вязкости жидких сталей и сплавов

Fig. 1. Typical polytherms of kinematic viscosity of liquid steels and alloys

состава сплава [2]. По этому признаку изученные стали и сплавы можно разделить на три группы.

Стали первой группы содержат менее 0,1 % С (по массе). Кроме того, для таких материалов характерна высокая концентрация хрома. Переход в равновесное состояние осуществляется при температурах ≥ 1800 °С. Политермы вязкости при нагреве низкоуглеродистых сталей имеют экспоненциальный характер без аномалий.

Во вторую группу включены стали, содержащие углерод в пределах 0,1 – 0,4 % (по массе). На политермах вязкости в процессе нагрева, как правило, наблюдаются аномалии в области 1600 – 1660 °С. Температуры перехода сталей этой группы в равновесное состояние находятся в пределах 1710 – 1760 °С.

К третьей группе относятся высокоуглеродистые сложнолегированные стали. Аномальные отклонения на политермах проявляются при температурах 1520 – 1580 °С. Превышение температуры $t_{к}$ над $t_{ан}$, как правило, составляет не более 80 °С. Чем выше содержание углерода в сталях, тем ярче проявляются аномалии, а температура их проявления снижается.

Таким образом, анализ экспериментальных данных позволил выявить существенную роль углерода

в формировании структуры жидкой стали [13]. Среди основных легирующих элементов следует выделить хром, который в сочетании с углеродом оказывает различное влияние на вид политерм вязкости и величину характерных температур. Вид политерм зависит также от содержания кислорода и азота. Так, при повышении концентрации этих элементов критическая температура увеличивается. Определенное влияние на особенности политерм физических свойств расплавов оказывают условия сплавления компонентов, то есть различные металлургические факторы [13, 17].

Политермы поверхностного натяжения

Анализ политерм поверхностного натяжения жидких промышленных расплавов позволил разделить их на три группы.

К первой группе (рис. 2, *a*) можно отнести металлы, поверхностное натяжение которых линейно снижается с ростом температуры, а политермы охлаждения совпадают с политермами нагрева. Это характерно для чистых металлов, простых однофазных сплавов (типа X20H80) и для некоторых легированных неэвтектических сталей, подвергнутых термовременной обработке в жидком состоянии. Снижение σ таких расплавов свидетельствует об уменьшении средней энергии взаимо-

действия между структурными единицами расплава с ростом температуры.

Поверхностное натяжение жидких металлов второй группы (рис. 2, *б*) возрастает с ростом температуры. Охлаждение расплава сопровождается снижением его поверхностного натяжения. Такой вид политерм наблюдается у большинства промышленных расплавов, нагретых до температур ниже критической. Повышение σ с ростом температуры связано с разрушением поверхностно-активных ассоциаций вокруг примесных атомов. Сильные межчастичные связи, обеспечивающие устойчивость этих ассоциаций при сравнительно низких температурах, с ее повышением перестают быть только внутренними связями. Они действуют между новыми, меньшими по размеру структурными единицами расплава, что и вызывает рост поверхностного натяжения.

При нагреве расплава до температуры ниже t_k и последующем охлаждении исходная неравновесная структура расплава полностью восстанавливается, гистерезис σ отсутствует.

Рост поверхностного натяжения промышленных расплавов отмечен также для некоторых сталей и сплавов, выплавленных в режиме термовременной обработки. Отсутствие гистерезиса σ свидетельствует о равновесности жидкого металла. Положительный знак коэффициента $d\sigma/dt$ обусловлен разрушением кластеров или микрогруппировок вокруг примесных атомов, которые восстанавливаются при последующем охлаждении и определяются только химическим составом металла независимо от типа шихтовых материалов.

Политермы σ расплавов третьей группы (рис. 2, *в*) характерны для металлов с исходным неравновесным состоянием расплава. Равновесие в этих системах достигается при нагреве до критических температур. Последующее охлаждение приводит к тому, что равновесная ветвь политерм охлаждения лежит выше неравновесной ветви нагрева. Знак температурного коэффициента σ политермы охлаждения зависит от состава и структуры расплава. Для простых низкоуглеродистых сталей, имеющих в твердом состоянии перед плавлением однофазную структуру, поверхностное натяжение растет при охлаждении расплава от t_k , что свидетельствует о высокой степени равноосности и однородности металла после термовременной обработки (рис. 2, *в*, 1). Не исключено, что и в этом случае вокруг примесных атомов формируются сложные микрогруппировки, однако в целом преобладает процесс повышения средней энергии связи между структурными единицами расплава по мере его охлаждения.

Для высокоуглеродистых эвтектических материалов, склонных к образованию карбидов в твердом состоянии [23], поверхностное натяжение расплава при охлаждении от t_k снижается, хотя ветвь охлаждения располагается выше ветви нагрева (рис. 2, *в*, 2). По-видимому, в расплавах такого типа при их охлаждении из

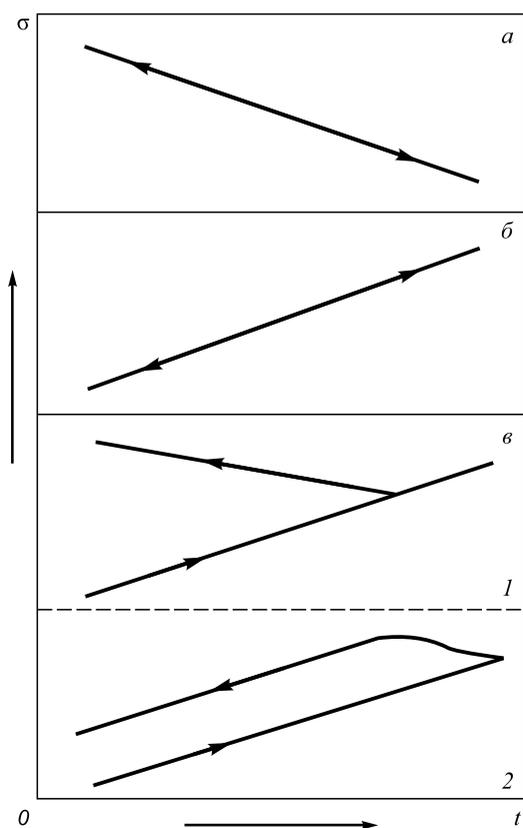


Рис. 2. Политермы поверхностного натяжения жидких промышленных металлов

Fig. 2. Polytherms of surface tension of liquid industrial metals

равновесного состояния высокие концентрации углерода и карбидообразующих элементов способствуют формированию поверхностно-активных комплексов, однако их размер и состав существенно отличаются от исходных, а распределение по микрообъемам расплава более равномерно.

Таким образом, гистерезис политерм поверхностного натяжения промышленных расплавов связан с исходной неравновесной структурой жидкого металла вблизи температуры плавления, обусловленной наличием в нем элементов ближнего порядка шихтовых материалов. Процесс перехода системы в равновесное наиболее разупорядоченное состояние носит кооперативный или ассоциативный характер и происходит с низкими скоростями, а расплав устойчиво сохраняет неравновесную метастабильную структуру. В процессе измерения σ такого расплава после соответствующей изотермической выдержки в системе устанавливается термодинамическое равновесие, отвечающее метастабильной структуре расплава при заданных внешних условиях системы. Об этом свидетельствует стабилизация значений σ и совпадение политерм нагрева и охлаждения при $t_{\max} < t_{\kappa}$. Нагрев стали до критических температур приводит к необратимым изменениям структуры расплава, что при прежних термодинамических условиях системы обеспечивает более высокие значения σ равновесного расплава.

Политермы удельного электросопротивления

Температурные зависимости удельного электросопротивления (ρ) различных групп сталей и сплавов в обобщенном виде приведены на рис. 3.

Линейный вид функции $\rho(t)$ чистых металлов и низколегированных сталей и сплавов определяется дебаевскими закономерностями (рис. 3, а). С ростом температуры амплитуда колебаний атомов возрастает, и хотя ее величина не превышает межатомных расстояний, рассеяние электронов проводимости увеличивается, электросопротивление повышается. Политермы электросопротивления при нагреве и охлаждении совпадают, величина температурного коэффициента $d\rho/dt$ в основном определяется составом образцов [2].

Политермы электросопротивления (рис. 3, б) характеризуются изменением коэффициента $d\rho/dt$ при некоторых аномальных температурах. В процессе охлаждения линейная зависимость $\rho(t)$ сохраняется во всем температурном интервале изменений. Наблюдается гистерезис политерм, а его величина зависит от состава металла, технологической предыстории и, наряду с данными о физических свойствах, является характеристикой структурного состояния легированных сталей и сплавов.

Характерный вид политерм электросопротивления многокомпонентных и многофазных сталей и сплавов, структура которых состоит не только из металлических

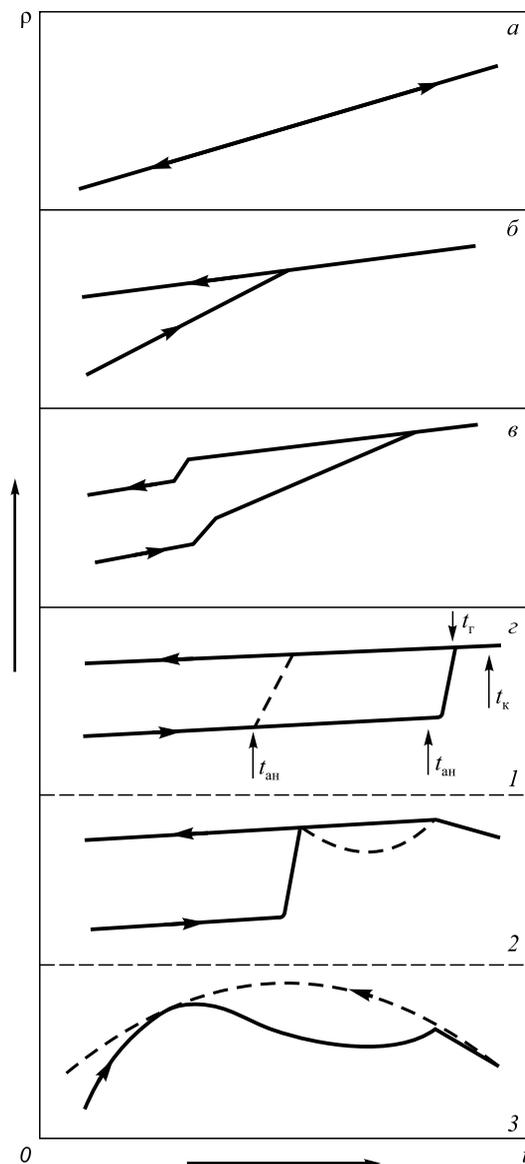


Рис. 3. Типичные политермы удельного электросопротивления сталей и сплавов

Fig. 3. Typical polytherms of resistivity of steels and alloys

фаз, а содержит также карбиды, нитриды, эвтектики и другие композиции, приведен на рис. 3, в. Отличительными особенностями температурных зависимостей являются резкое и существенное изменение коэффициента $d\rho/dt$ и большая величина гистерезиса.

Наибольшее разнообразие свойственно функции $\rho(t)$ жаропрочных никелевых сплавов (рис. 3, з). Для большинства изученных композиций сигмовидная форма этой зависимости определяется уровнем легированности [14]. В сплавах, содержащих 70 – 78 % Ni (по массе) (например, X20N80, ЭИ435 и др.) резкое увеличение электросопротивления наблюдается при $t_{\text{ан}} \geq 1730$ °С в узком температурном интервале $t_{\text{ан}} - t_{\text{г}}$ (где $t_{\text{г}}$ – температура гистерезиса; критическая температура $t_{\text{к}}$ находится в интервале 1800 – 1830 °С) (рис. 3, з, I). Повышение концентрации легирующих элементов при-

водит к сокращению температурного интервала термической устойчивости первичной структуры расплава $\Delta t_{\text{упс}} = t_{\text{ан}} \div t_{\text{пл}}$, увеличению температурного интервала структурных изменений $\Delta t_{\text{си}} = t_{\text{г}} \div t_{\text{ан}}$ (штриховая линия на рис. 3, з, 1) и уменьшению $t_{\text{к}}$.

При нагреве сплавов, содержащих более 50 % (по объему) γ' -фазы, в интервале 1780 – 1830 °С наблюдается изменение знака коэффициента dp/dt (рис. 3, з, 2).

Введение в жаропрочные сплавы углерода способствует понижению $t_{\text{ан}}$ и появлению отклонения на поллитермах электросопротивления в виде вогнутости при содержании 0,05 – 0,18 % С (по массе) (штриховая линия на рис. 3, з, 2). Дальнейшее увеличение содержания углерода повышает значимость карбидного упрочнения при формировании структуры и свойств жаропрочных сплавов, а поллитермы электросопротивления меняют свой вид от сигмообразных к куполообразным с особенностями в высокотемпературной области (например, сплавы ВКЛС) (рис. 3, з, 3).

Таким образом, экспериментальные данные показывают, что наблюдаемые изменения электросопротивления в интервале температур $t_{\text{пл}} - t_{\text{ан}}$ соответствуют известным дебаевским закономерностям и связаны в силу различных причин со среднеквадратичным смещением атомов U^2 , которое описывается фактором Дебая-Валлера (f'). При нагреве сплавов величина U^2 возрастает, а значение f' уменьшается.

В температурном интервале интенсивных структурных изменений атомы, наряду с обычными колебаниями около положения равновесия, совершают скачки на расстояния, сопоставимые с параметром ближнего порядка в кластере. Наличие таких дополнительных движений увеличивает среднеквадратичное смещение атомов, уменьшает значение фактора Дебая-Валлера и способствует возрастанию диффузионной подвижности атомов и атомных сегрегаций, не меняя межатомного взаимодействия. Величина эффекта возрастания среднеквадратичных смещений атомов зависит от различных факторов, в частности, от состава сплава, типа и параметра ближнего упорядочения, от времени жизни кластеров и частоты их возникновения.

В результате структурных изменений, заканчивающихся при критических температурах, состав разного типа кластеров приближается к равновесному, а их распределение по объему становится более однородным. Такое состояние расплава тоже описывается дебаевским приближением, то есть среднеквадратичное смещение атомов U^2 зависит только от температуры и практически плавно снижается в процессе охлаждения до температур затвердевания.

Политермы плотности

Плотность как физическая характеристика относится к статическим величинам и определяется типом и параметрами кристаллической решетки вещества, но

плотность промышленных сталей и сплавов зависит также от количества растворяемых фаз (в частности, газов).

Большая часть известных экспериментальных данных по плотности металлических расплавов получена методом «лежащей капли», то есть путем определения геометрических параметров принудительно сформированной капли жидкого металла на специальной подложке. Метод широко известен и многократно описан в статьях, учебниках и монографиях.

Другой и более эффективной является методика изучения плотности, позволяющая регистрировать изменение интенсивности гамма-излучения, проходящего через образец. Непрерывность измерений и высокая чувствительность метода, а также возможность дискретного изменения состава исследуемого образца в процессе эксперимента позволяют решать многофакторные физико-химические задачи. В частности, удалось установить период структурной релаксации (τ_p) сталей и сплавов и связанный с этим характер изменения функции $d(\tau)$. Результаты исследований представлены на рис. 4.

Период структурной релаксации τ_p высокохромистых сталей типа X18, X25, X28 составляет 2,5 ч (рис. 4, I, а). Для хромоникелевых сталей типа X18N10T, X23N18 и других (рис. 4, I, б), а также быстрорежущих сталей типа P6M5, легированных вольфрамом и молибденом (рис. 4, I, в), τ_p составляет 3,0 – 3,5 ч.

Температурные зависимости плотности расплавов отличаются разнообразием. Часть наиболее характерных представлена на рис. 4, II. Поллитермы линейного вида, совпадающие при нагреве и охлаждении, присущи чистым металлам, некоторым сплавам и большинству нелегированных сталей (рис. 4, II, а).

Сложные по составу стали и сплавы отличаются нелинейной температурной зависимостью плотности и характеризуются гистерезисом поллитерм после нагрева выше определенных критических температур ($t_{\text{к}}$) (рис. 4, II, б). При этом коэффициент линейного расширения многофазных сплавов, содержащих в твердом состоянии эвтектики, эвтектоиды и другие соединения, может быть ниже, чем при нагреве (рис. 4, II, в).

На основании многочисленных исследований плотности и анализа других экспериментальных данных П.С. Попелем сформулирована концепция метастабильной микрогетерогенности эвтектических расплавов [24, 25]. Одно из трех основных положений концепции состоит в том, что микрогетерогенность жидкого металла, наблюдаемая после плавления эвтектических сплавов, обусловлена длительным существованием микрообластей, химический состав которых унаследован от гетерогенного исходного слитка. Дисперсность микрообластей позволяет рассматривать расплав как микрогетерогенную систему, состоящую из дисперсной и дисперсионной фаз. Гистерезис поллитерм физических свойств связан с необратимым разрушением

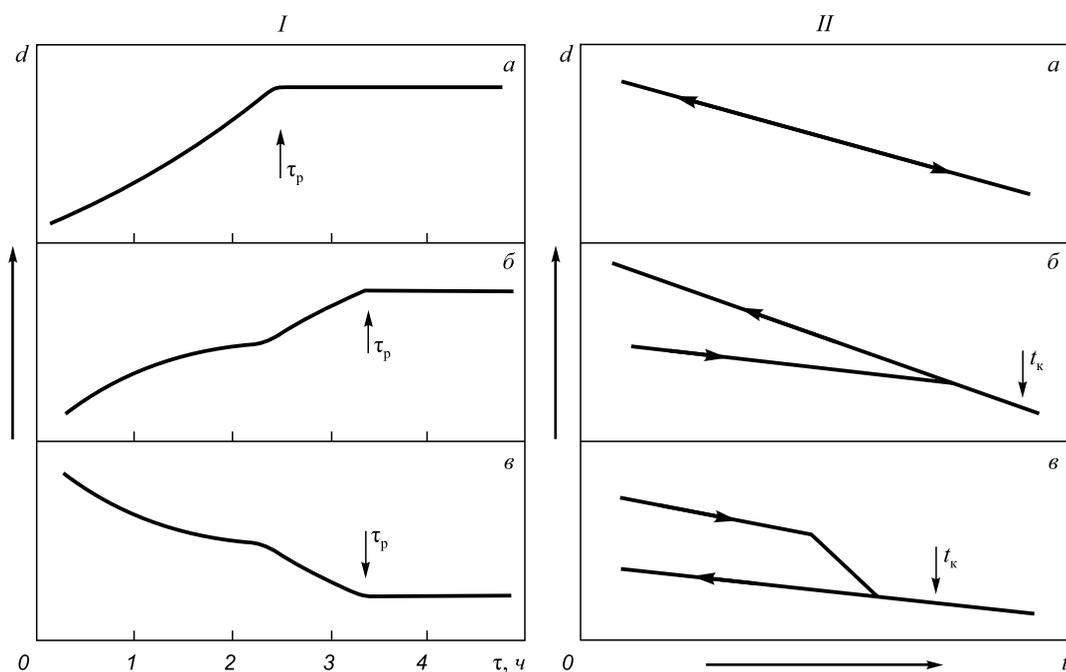

 Рис. 4. Временные (I) и температурные (II) зависимости плотности (d) металлических расплавов

 Fig. 4. Time (I) and temperature (II) density dependencies (d) of metallic melts

микрогетерогенной структуры и переходом системы в состояние истинного раствора при гомогенизирующей термической обработке расплава (рис. 5).

Таким образом, наблюдаемые отклонения физических свойств промышленных расплавов от классических закономерностей свидетельствуют о неравновесном и микронеоднородном состоянии. Информация о возможной структурной релаксации позволяет научно обосновать температурные и временные режимы выплавки сталей и сплавов. Эффективность технологии с термовременной обработкой расплава подтверждает-

ся повышением качества твердого металла, экономией легирующих элементов и получением оригинальных по составу металлических композиций, производство которых по традиционным технологиям невозможно [14, 15, 26].

Выводы. Определены температуры аномальных изменений физических свойств и температуры перехода расплава в равновесное состояние. Установлен гистерезис политерм физических свойств промышленных расплавов, связанный с исходной неравновесной структурой жидкого металла вблизи температуры плавления. После изотермической выдержки в системе устанавливается термодинамическое равновесие. Наблюдаемые отклонения физических свойств промышленных расплавов от классических закономерностей свидетельствуют о неравновесном и микронеоднородном состоянии этих расплавов. Информация о возможной структурной релаксации позволяет научно обосновать температурные и временные режимы выплавки сталей и сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Еланский Г.Н., Минчевский Б.В., Кальменев А.А. Основы производства и обработки металлов. – М.: изд. МГВМИ, 2005. – 416 с.
2. Еланский Г.Н. Сталь и периодическая система элементов Д.И. Менделеева. – М.: изд. МГВМИ, 2011. – 196 с.
3. Tsong T.T. Atom-probe field ion microscope. – Cambridge: UK, Cambridge University Press, 1990. – 320 p.
4. Miller M., Cerezo A., Hetherington M., Smith G. Atom-probe field ion microscope. Vol. 52 of Monographs on the physics and chemistry of materials. – Oxford: Oxford University Press, 1996. – 280 p.
5. Miller M. Atom-probe tomography. – New York: Springer, 2000. – 350 p.

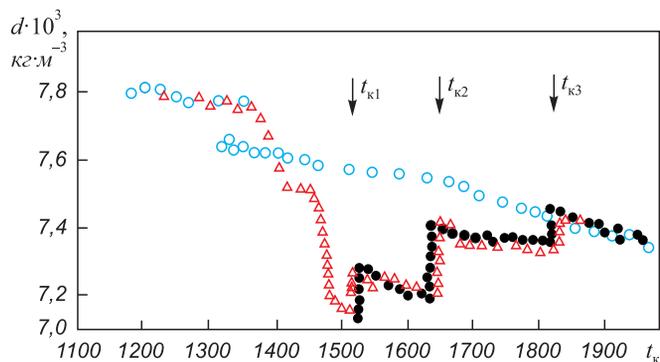


Рис. 5. Температурные зависимости плотности d сплава Ni – 22,5 % В при нагреве после плавления (●), последующем охлаждении (○) и повторном нагреве после кристаллизации образца (Δ) [25] (стрелками показаны критические температуры, при которых наблюдается нестабильность плотности)

Fig. 5. Temperature density dependences d of alloy Ni – 22.5 % B at the heating after melting (●), followed by cooling, (○) and reheating after sample crystallization (Δ) [25] (the arrows indicate the critical temperatures at which the density instability occurs)

6. Michael K. Miller, Richard G. Forbes atom-probe tomography the local electrode atom-probe. – New York: Springer, 2014. – 423 p.
7. Larson D.J., Prosa T.J., Ulfing R.M. etc. Local electrode atom-probe tomography a user's guide. – New York, NY: Springer, 2013. – 318 p.
8. Kellogg G.L. Measurement of activation energies for field evaporation of tungsten ions as a function of electric field // Phys. Rev. B. 1984. Vol. 29. No. 8. P. 4304 – 4312.
9. Wada M. On the thermally activated field evaporation of Surface atoms // Surf. Sci. 1984. Vol. 145. P. 451 – 465.
10. Menand A., Blavette D. Temperature dependence of iridium field evaporation rate // J. Phys. 1986. Vol. 47. No. C7. P. 17 – 20.
11. Saxey D.W. Correlated ion analysis and the interpretation of atom probe mass spectra // Ultramicroscope. 2011. Vol. 111. No. 6. P. 473 – 479.
12. Шабурова Н.А. Теория и практика использования внешних воздействий для обработки расплавов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2013. Т. 13. № 1. С. 85 – 90.
13. Свойства металлических расплавов: Сборник / В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум и др. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2008. Ч. 1. – 358 с.; Ч. 2. – 383 с.
14. Барышев Е.Е., Тягунов А.Г., Степанова Н.Н. Влияние структуры расплава на свойства жаропрочных никелевых сплавов в твердом состоянии. – Екатеринбург: УрО РАН, 2010. – 198 с.
15. Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Жидкий металл. Порошки. – Екатеринбург: изд. УМЦ УПИ, 2014. – 192 с.
16. Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Физико-химические и структурные характеристики жаропрочных никелевых сплавов // Металлы. 2001. № 2. С. 63 – 73.
17. Еланский Г.Н., Еланский Д.Г. Строение и свойства металлических расплавов. – М.: изд. МГВМИ, 2006. – 228 с.
18. Зуев М.В., Бурмасов С.П., Степанов А.И. и др. Совершенствование технологии современного сталеплавильного производст-
ва на основе закономерностей формирования металлических расплавов // Сталь. 2013. № 2. С. 27 – 29.
19. Полищук А.Д., Полищук Д.А. – В кн.: Комплексное оценивание в системных исследованиях: Сборник. Т. 1. – Болгария, Варна, 2013. С. 368 – 370.
20. Колотухин Э.В. Совершенствование технологии выплавки и повышения качества жаропрочных сплавов на основе исследований их удельного электросопротивления. – В кн.: Свойства металлических расплавов: Сборник. Ч. 2. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. С. 113 – 122.
21. Peijie Li., Cuangdao Mi., Okhapkin A.V. etc. Micro-mechanism for the evolution of viscosity versus temperature in magnesium-aluminum alloy mltls // Procedia. 2012. Vol. 27. P. 871 – 879.
22. Beltyukov A.L., Menshikova S.G., Ladyanov V.I. The viscosity of binary Al-Fe melts in the Al-rich area // Journal of Non-Crystalline Solids. 2015. Vol. 410. P. 1 – 6.
23. Третьякова Е.Е. Оптимизация технологии выплавки и улучшение качества хромистых сталей на основе исследований поверхностного натяжения их расплавов. Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. – Свердловск: УПИ, 1986. – 23 с.
24. Попель П.С. Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и ее влияние на структуру сплава после затвердевания // Расплавы. 2005. № 1. С. 22 – 48.
25. Popel P.S., Chikova O.A., Matveev V.M. Metastable colloidal stats of liquid metallic solutions // High Temperature Materials and Processes. 1995. Vol. 14. No. 4. P. 219 – 234.
26. Brodova I.G., Popel P.S., Eskin G.I. Liquid metal processing: applications to aluminium alloy production. – London and New York: Taylor & Francis, 2002. – 269 p.

Поступила 4 апреля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 4, pp. 310–317.

SYSTEMATIZATION OF PHYSICAL PROPERTIES POLYTHERMS OF METALLIC MELTS

A.G. Tyagunov, E.E. Baryshev, G.V. Tyagunov, V.S. Mushnikov, V.S. Tsepelev

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

Abstract. The analysis of the research results of temperature dependences of the kinematic viscosity, electrical resistivity, surface tension and density of liquid steels and alloys during heating and the subsequent cooling was performed. The identified characteristics formed the basis for systematization of physical properties polytherms of steels and alloys. It was established that the changes occur in the melt structure during heating up to certain critical temperatures. As a result, the cooling polytherms acquire a different view, more close to equilibrium classical patterns and do not coincide with heating polytherms. The branching of the temperature dependences of the physical properties or hysteresis of polytherms is irreversible only when heating up to a temperature not lower than the critical ones. If these conditions are not met the partial or full return to the primary structure of melt can occur and it has an impact on the value of the polytherms hysteresis. Therefore, the hysteresis value, along with the data on the properties, is a qualitative characteristic of the melt structure and its deviations from the equilibrium and micro homogeneous state. The uniformity of distribution of alloying elements atoms into micro groups or clusters indicates the equilibrium of the structure and uniformity of clusters distribution, different in structure in the melt volume, reflects its structural micro-homogeneity. In the process of studying the properties of multicomponent metal materials it was found that after melting the change of melt properties at isothermal holding is a typical pattern of damped oscillations. With the increase of temperature the

damping mode approaches the aperiodic one, and the relaxation time decreases. The processes responsible for kinetics of isothermal change in the melt properties occur at the micro level. Non-equilibrium industrial metal typically contains inclusions from the initial materials in the form of undissolved particles of graphite in the cast iron, association and aggregation of carbides, nitrides, etc. Bringing such melt into equilibrium state requires a lot of time, normally much more than for the diffusion transfer of atoms within the disbalanced zones. The more complex is the chemical and structural interactions of solid metal, the greater is the separation between the equilibrium and the obtained melt. In such system the new correlations are formed and broken most intensely. In this case the cooperative processes of interaction of new spatial and temporal structures with inherited from the initial materials take place occur, which is reflected by oscillating dependences of the properties of metal melts. The information about the state of the melt prior to solidification enables a scientific foundation for temperature and time regimes of smelting of steel and alloys. Such melt preparation affects its capacity for supercooling, the crystallization rate and the formation of eutectic reinforcing phases, elements segregation, dendrites structure and zonal structure of castings, and in general – the quality and efficiency of steel production.

Keywords: molten steel, alloy, thermo-time treatment, kinematic viscosity, surface tension, electrical resistivity, density, hysteresis.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-310-317

REFERENCES

1. Elanskii G.N., Minchevskii B.V., Kal'menev A.A. *Osnovy proizvodstva i obrabotki metallov* [Fundamentals of production and

- processing of metals]. Moscow: izd. MGVTI, 2005, 416 p. (In Russ.).
2. Elanskii G.N. *Stal' i periodicheskaya sistema elementov D.I. Mendeleeva* [Steel and Periodic table of the elements of D.I. Mendeleev]. Moscow: izd. MGVTI, 2011, 196 p. (In Russ.).
 3. Tsong T.T. *Atom-probe field ion microscope*. Cambridge: UK, Cambridge University Press, 1990, 320 p.
 4. Miller M., Cerezo A., Hetherington M., Smith G. Atom-probe field ion microscope. Vol. 52. *Monographs on the physics and chemistry of materials*. Oxford: Oxford University Press, 1996, 280 p.
 5. Miller M. *Atom-probe tomography*. New York: Springer, 2000, 350 p.
 6. Michael K. Miller, Richard G. *Forbes atom-probe tomography the local electrode atom-probe*. New York: Springer, 2014, 423 p.
 7. Larson D.J., Prosa T.J., Ulfig R.M., Geiser B.P., Kelly T.F. *Local electrode atom-probe tomography a user's guide*. New York: Springer, 2013, 318 p.
 8. Kellogg G.L. Measurement of activation energies for field evaporation of tungsten ions as a function of electric field. *Phys. Rev. B*. 1984, vol. 29, no. 8, pp. 4304–4312.
 9. Wada M. On the thermally activated field evaporation of Surface atoms. *Surf. Sci.* 1984, vol. 145, pp. 451–465.
 10. Menand A., Blavette D. Temperature dependence of iridium field evaporation rate. *J. Phys.* 1986, vol. 47, no. C7, pp. 17–20.
 11. Saxey D.W. Correlated ion analysis and the interpretation of atom probe mass spectra. *Ultramicroscope*. 2011, vol. 111, no. 6, pp. 473–479.
 12. Shaburova N.A. Theory and practice of using external actions for melts processing. *Vestnik YuUrGU. Seriya "Metallurgiya"*. 2013, vol. 13, no. 1, pp. 85–90. (In Russ.).
 13. Tsepelev V.S., Konashkov V.V., Baum B.A., Tyagunov G.V., Baryshev E.E. *Svoistva metallicheskih rasplavov: sbornik* [The properties of metallic melts: Collection]. Ekaterinburg: izd. UGTU-UPI, 2008, part 1, 358 p.; part 2, 383 p. (In Russ.).
 14. Baryshev E.E., Tyagunov A.G., Stepanova N.N. *Vliyanie struktury rasplava na svoistva zharoprochnykh nikelovykh splavov v tverdom sostoyanii* [Effect of melt structure on the properties of heat resisting nickel alloys in the solid state]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2010, 198 p. (In Russ.).
 15. Tyagunov G.V., Baryshev E.E., Tsepelev V.S. *Zhidkii metall. Poroshki* [Liquid metal. Powders]. Ekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2014, 192 p. (In Russ.).
 16. Petrushin N.V., Svetlov I.L. Physico-chemical and structural parameters of high-temperature nickel alloys. *Metally*. 2001, no. 2, pp. 63–73. (In Russ.).
 17. Elanskii G.N., Elanskii D.G. *Stroenie i svoistva metallicheskih rasplavov* [Structure and properties of metal melts]. Moscow: MGVTI, 2006, 228 p. (In Russ.).
 18. Zuev M.V., Burmasov S.P., Stepanov A.I., Gudov A.G., Murzin A.V., Zheltukhin E.G. Improvement in steel smelting by studying melt behavior. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 2, pp. 106–109.
 19. Polishchuk A.D., Polishchuk D.A. In: *Kompleksnoe otsenivanie v sistemnykh issledovaniyakh: Sbornik. T. 1*. [Complex estimation in system research: Coll. Vol. 1]. Bulgaria, Varna: 2013, pp. 368–370. (In Russ.).
 20. Kolotukhin E.V. Improvement of the technology of smelting and improvement of the quality of high-temperature alloys on the basis of studies of their electrical resistivity. In: *Svoistva metallicheskih rasplavov: Sbornik. Ch. 2* [The properties of metallic melts: Collection. Part 2]. Ekaterinburg: UGTU-UPI, 2008, pp. 113–122. (In Russ.).
 21. Peijie Li., Cuangdao Mi., Okhapkin A.V., Konstantinova N.Y., Sabirzianov A.A., Popel P.S. Micro-mechanism for the evolution of viscosity versus temperature in magnesium-aluminum alloy mltls. *Procedia*. 2012, vol. 27, pp. 871–879.
 22. Beltyukov A.L., Menshikova S.G., Ladyanov V.I. The viscosity of binary Al-Fe melts in the Al-rich area. *Jurnal of Non-Crystalline Solids*. 2015, vol. 410, pp. 1–6.
 23. Tret'yakova E.E. *Optimizatsiya tekhnologii vyplavki i uluchshenie kachestva khromistykh staley na osnove issledovaniy poverkhnostnogo natyazheniya ikh rasplavov. Avtoref. diss. ... kand. tekhn. nauk* [Optimization technology of smelting and improvement of the quality of chromium steels on the basis of studies of the surface tension of their melts. Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Sverdlovsk: UPI, 1986, 23 p. (In Russ.).
 24. Popel' P.S. Metastable micro-heterogeneity of melts in systems with eutectic and monotectic and its effect on the alloy structure after solidification. *Rasplavy*. 2005, no. 1, pp. 22–48. (In Russ.).
 25. Popel P.S., Chikova O.A., Matveev V.M. Metastable colloidal states of liquid metallic solutions. *High Temperature Materials and Processes*. 1995, vol. 14, no. 4, pp. 219–234.
 26. Brodova I.G., Popel P.S., Eskin G.I. *Liquid metal processing: applications to aluminium alloy production*. London, New York: Taylor & Francis, 2002, 269 p.

Information about the authors:

A.G. Tyagunov, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Chair "Polygraphy" (adi8@yandex.ru)

E.E. Baryshev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Leading Researcher, Head of the Chair of Life Safety (barysh@planet-a.ru)

G.V. Tyagunov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Life Safety (g.v.tyagunov@urfu.ru)

V.S. Mushnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Life Safety (mushnikov@hotmail.com)

V.S. Tsepelev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Life Safety (v.s.tsepelev@urfu.ru)

Received April 4, 2016

УДК 621.791:624

НАПЛАВКА ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ СИСТЕМ С–Si–Mn–Mo–V–В И С–Si–Mn–Cr–Mo–V ДЕТАЛЕЙ ГОРНОРУДНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Гусев А.И., аспирант кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (allxx85@mail.ru)

Кибко Н.В., к.т.н., старший преподаватель кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (krivicheva_nv@mail.ru)

Попова М.В., д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (m.popova@rdtc.ru)

Козырев Н.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

Осетковский И.В., магистрант кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» (dadlic@mail.ru)

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

Аннотация. Разработан новый состав порошковых проволок на базе систем легирования С–Si–Mn–Mo–V–В и С–Si–Mn–Cr–Mo–V, представленных сталями типа 40ГМФР и 40Х3Г2МФ. Исследовано влияние легирующих элементов в составе порошковых проволок систем С–Si–Mn–Mo–V–В и С–Si–Mn–Cr–Mo–V на размер игл мартенсита, величину первичного зерна аустенита и загрязненность наплавленного слоя неметаллическими включениями. Определено влияние структуры на твердость и износостойкость наплавленного металла. Показано, что увеличение содержания углерода и легирующих элементов, в частности хрома, в составе наплавляемой стали способствует получению структуры со среднеуглеродистым мелкоигльчатым мартенситом и незначительной объемной долей δ -феррита. Обеспечивает уменьшение размера первичного зерна аустенита и снижение степени загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями. Установленное улучшение структуры оказывает влияние на повышение твердости до 22 % и снижение скорости истирания наплавленного слоя до 34 %. Химический состав образцов, наплавленных порошковой проволокой системы С–Si–Mn–Mo–V–В, характеризуется более низким содержанием углерода и легирующих элементов, по сравнению со сталью типа 40Х3Г2МФ, что обуславливает образование в структуре после наплавки низкоуглеродистого мартенсита. Установлено, что значительное увеличение содержания углерода, марганца, хрома, ванадия и молибдена в составе наплавляемой стали типа 40ГМФР обеспечивает получение структуры с мелкоигльчатым и среднеигльчатым мартенситом, уменьшает размер первичного зерна аустенита и снижает уровень загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями, в частности силикатами недеформирующимися. Изменения микроструктуры сопровождаются повышением твердости до 16 % и снижением скорости истирания наплавленного слоя до 20 %. В результате сравнительного анализа двух изучаемых систем порошковых проволок установлено, что эффективнее для наплавки горнорудного оборудования использовать проволоку системы С–Si–Mn–Cr–Mo–V, так как содержание и соотношение легирующих элементов в стали типа 40Х3Г2МФ способствует получению дисперсной мартенситной структуры с незначительной объемной долей δ -феррита, что обеспечивает высокую твердость и износостойкость наплавленного слоя.

Ключевые слова: порошковые проволоки, наплавка, микроструктура, твердость, износостойкость, легирующий элемент.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-318-323

Электродуговая наплавка порошковой проволокой занимает важное место в реновации деталей машин и механизмов в горнодобывающей промышленности. Выбор марки порошковой проволоки проводится с учетом условий эксплуатации восстанавливаемой детали и ее конструктивных особенностей [1 – 9]. Для защиты бункеров и желобов, применяемых для транспортировки горной массы и других абразивных веществ, в настоящее время используются наплавочные проволоки, соответствующие системам С–Si–Mn–Mo–V–В и С–Si–Mn–Cr–Mo–V, которые представлены сталями типа 40ГМФР и 40Х3Г2МФ [10 – 16].

В рамках развития направления по совершенствованию составов наплавочных материалов на базе вышеуказанных систем легирования разработан новый состав порошковых проволок. Изготовление проволоки осуществляли на лабораторной машине по методикам, приведенным в работах [17, 18]. Диаметр полученной проволоки составляет 5 мм, оболочка выполнена из стальной ленты СтЗпс. В качестве наполнителя использовали порошкообразные материалы и применяли углеродфторсодержащую пыль газоочистки алюминиевого производства со следующим химическим составом: 21 – 46 % Al_2O_3 ; 18 – 27 % F; 8 – 15 % Na_2O ;

Химический состав исследуемых образцов

Table 1. Chemical composition of the test samples

Образец	Массовая доля элементов, %								
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni	Co	B
1	0,19	0,52	0,74	2,79	0,14	0,26	0,17	0	0,001
2	0,22	0,62	0,35	2,78	0,02	0,25	0,09	0,04	0,001
3	0,27	0,68	0,49	4,61	0,01	0,42	0,36	0,03	0,001
4	0,43	0,84	0,37	7,04	0,03	0,49	0,42	0,06	0,001
5	0,16	0,32	0,62	0,25	0,19	0,11	0	0	0,003
6	0,10	0,45	0,15	0,23	0,11	0,10	0,08	0	0,003
7	0,23	0,66	0,25	0,95	0,29	0,35	0,34	0	0,003

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 – 0,9 % MgO ; 0,09 – 0,19 % S ; 0,10 – 0,18 % P . Наплавку изготовленной проволокой проводили под флюсом АН-26С на пластины из стали марки Ст3. Химический состав исследуемых наплавленных образцов определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Химический состав наплавленных слоев приведен в табл. 1: образцы 1 – 4 наплавлены проволокой из стали типа 40Х3Г2МФ, образцы 5 – 7 – проволокой из стали типа 40ГМФР. Наплавку проводили с использованием сварочного трактора АСАВ-1250 при следующем режиме: $I = 450$ А, $U = 30$ В, $V = 10$ м/ч. Износостойкость образцов исследовали на машине 2070 СМТ-1 в режиме: нагрузка 30 мА, частота вращения 20 об/мин. Твердость образцов измеряли с помощью твердомера МЕТ-ДУ.

Металлографические исследования микрошлифов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 100 – 1000 крат после травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Балл мартенсита оценивали сопоставлением структуры с эталонами соответствующих шкал и размеров игл мартенсита с данными таблицы № 6 ГОСТ 8233-56 [19]. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений осуществляли в соответствии с ГОСТ 1778 – 70 [20]. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639 – 82 [21].

С помощью металлографических исследований установлено, что структура образца 1 представляет собой среднеуглеродистый мелкоигльчатый (балл 3, 4) мартенсит в первичных зернах аустенита, по границам которых находятся незамкнутые тонкие прослойки, предположительно состоящие из δ -феррита (рис. 1, а). Мартенсит имеет вид темных игл с четкими границами, их размеры не превышают 6 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует баллам 5 и 4 (табл. 2).

В результате изучения характера неметаллических включений образца 1 отмечена значительная степень его загрязненности, в частности силикатами недеформирующимися и оксидами точечными (табл. 2).

При исследовании свойств наплавленного слоя установлено, что его твердость составляет 44 HRC, а скорость истирания – $3 \cdot 10^{-5}$ г/об (табл. 3) [22].

Структура образца 2 представлена среднеуглеродистым мелкоигльчатым мартенситом (балл 4) с участками троостита, располагающегося внутри бывших зерен аустенита (рис. 1, б). Размер игл мартенсита не превышает 6 мкм. Величина первичного зерна аустенита соответствует баллам 5 и 6 (табл. 2). Однако в данном случае появление в структуре троостита сопровождается незначительным увеличением скорости истирания наплавленного слоя до $4 \cdot 10^{-5}$ г/об. и снижением его твердости до 36 HRC (см. табл. 3).

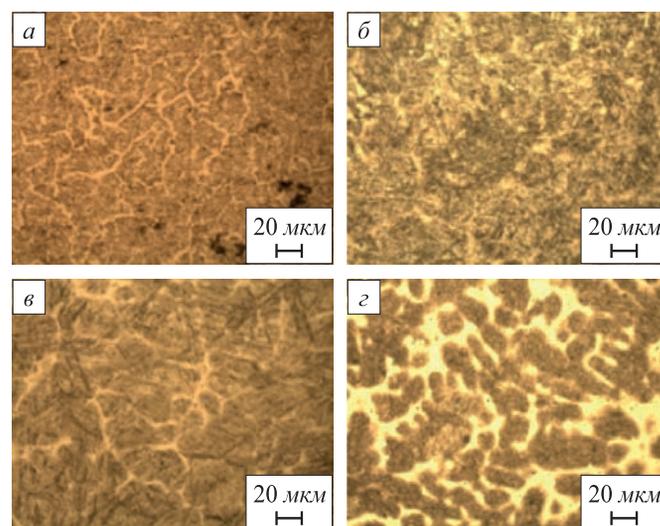


Рис. 1. Структура исследуемых образцов из стали 40Х3Г2МФ:
а – г – образцы 1 – 4

Fig. 1. Structure of the test samples of steel 40Kh3G2MF:
а – г – samples 1 – 4

Характеристики неметаллических включений и структуры исследуемых образцов

Table 2. Characteristics of nonmetallic inclusions and structure of the test samples

Образец	Загрязненность неметаллическими включениями, балл		Величина зерна аустенита, балл
	Силикаты недеформирующиеся	Оксиды точеные	
1	4б, 5б	2а, 3а	5, 4
2	2а, 1б, 3а	2а, 1а, 3а	5, 6
3	2б, 3б, 4б	1а, 2а	6, 7
4	1а, 1б	1а	8, 7
5	3б, 5б	1а	5, 6
6	1а, 1б, 2б, 3а	1а	5, 6
7	2а, 3б, 4б	1а, 2а	6, 7

Результаты испытания на износостойкость

Table 3. Results of the wear test

Образец	Масса образца в начале испытания, г	Масса образца после испытания, г	Потеря массы образца, г/%	Количество оборотов	Скорость истирания, г/об.	Твердость HRC
1	132,768	132,573	0,195/ 0,260	6214	0,00003	44
2	185,2525	185,036	0,216/0,117	4954	0,00004	36
3	152,968	152,769	0,199/0,130	4790	0,00004	48
4	194,091	193,975	0,116/0,060	4671	0,00002	56
5	130,281	129,398	0,883/ 1,150	5760	0,00015	37
6	155,142	154,580	0,562/0,360	5133	0,00010	28
7	100,890	100,319	0,571/0,560	4590	0,00012	44

Сравнительный анализ загрязненности неметаллическими включениями образцов 1 и 2 показал, что степень загрязненности последнего гораздо ниже (табл. 2). В данном случае наблюдается меньшее количество неметаллических включений, и они имеют меньший размер.

Увеличение содержания углерода с 0,19 до 0,27 % и марганца с 0,52 до 0,68 % при одновременном значительном повышении количества хрома, молибдена и никеля в составе наплавляемой стали (образец 3) обеспечивает получение структуры, состоящей из среднеигльчатого (балл 6) и крупноигльчатого (в основном балл 7 и реже балл 8) мартенсита в бывших зернах аустенита. Размер игл мартенсита в структуре этого образца больше, чем у предыдущих образцов и составляет 6 – 19 мкм. По границам первичного аустенитного зерна располагаются тонкие прослойки, состоящие из δ-феррита, интерметаллидов типа σ-фазы (рис. 1, в). Величина первичного зерна аустенита в структуре образца 3 по шкале зернистости меньше, чем в структуре образцов 1 и 2, и соответствует баллам 6 и 7 (табл. 2). Степень загрязненности неметаллическими включениями образца 3 ниже, чем образца 1 (табл. 2).

Увеличение содержания углерода и легирующих элементов в наплавленном слое обеспечивает измельчение зерна аустенита по сравнению с образцами 1 и 2. Это способствует повышению твердости до 48 HRC, но практически не влияет на абразивный износ. Скорость истирания образца 3 составляет $4 \cdot 10^{-5}$ г/об. (табл. 3).

В химическом составе наплавленного слоя образца 4 присутствует наиболее высокое содержание углерода и легирующих элементов, в частности хрома (7 %). В результате металлографических исследований установлено, что структура образца 4 представляет собой среднеуглеродистый мелкоигльчатый мартенсит (балл 3, 4), формирующийся внутри четко выраженных границ первичного аустенитного зерна. Между зернами аустенита располагаются протяженные участки, состоящие из δ-феррита и интерметаллидов типа σ-фазы. Мартенсит в структуре образца 4 имеет более дисперсное строение, чем в структуре образца 3. Размер игл мартенсита не превышает 6 мкм. Наплавленный слой характеризуется четко выраженной дендритной структурой. В образце 4 по сравнению с предыдущими образцами наблюдается увеличение количества остаточного аустенита (рис. 1, з).

В результате сравнения величины первичного зерна аустенита изученных образцов, наплавленных порошковой проволокой из стали типа 40X3Г2МФ, установлено, что образец 4 имеет меньший размер этого зерна, что по шкале зернистости соответствует баллам 8 и 7 (табл. 2). Уровень загрязненности неметаллическими включениями у образца 4 также наименьший. Получение структуры с мелкоигльчатым мартенситом, уменьшение размера зерна и снижение уровня загрязненности наплавленного слоя неметаллическими включениями способствуют получению более высоких значений твердости до 56 HRC и снижению скорости истирания наплавленного слоя до $2 \cdot 10^{-5}$ г/об. по сравнению с остальными образцами из стали типа 40X3Г2МФ (табл. 3).

Химический состав образцов 5–7, наплавленных сталью типа 40ГМФР, характеризуется более низким содержанием углерода (0,10–0,28 %) и легирующих элементов, чем образцов 1–4, наплавленных сталью типа 40X3Г2МФ. В результате после наплавки образуется низкоуглеродистый мартенсит, что обуславливает снижение твердости и особенно износостойкости (табл. 3) исследуемого образца.

Установлено, что структура образца 5 также, как и образца 1, представляет собой мелкоигльчатый (балл 4) мартенсит в первичных зернах аустенита. По границам зерен аустенита располагаются тонкие прослойки δ -феррита (рис. 2, а). Размер игл мартенсита не превышает 6 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует баллам 5 и 6 (табл. 2).

При исследовании загрязненности образца 5 неметаллическими включениями обнаружены силикаты недеформирующиеся балла 3б и 5б и оксиды точечные балла 1а (табл. 2).

Таким образом, сравнительный анализ образцов 1 и 5 показал, что последний имеет более мелкозернистую структуру и в меньшей степени загрязнен неметаллическими включениями. Однако полученные характеристики структуры наплавленного слоя не обеспечивают снижение абразивного износа. Скорость истирания наплавленного слоя в образце 5 значительно выше, чем ($15 \cdot 10^{-5}$ г/об.) у образца 1 ($3 \cdot 10^{-5}$ г/об.)

(табл. 3). К тому же твердость наплавленной стали типа 40ГМФР (образец 5) ниже по сравнению с твердостью стали типа 40X3Г2МФ (образец 1).

Металлографический анализ показал, что структура образца 6 с более высоким содержанием марганца и меньшим количеством остальных легирующих элементов по сравнению со структурой образца 5 состоит из среднеигльчатого мартенсита (балла 5, 6) с размером игл 4–12 мкм в бывших зернах аустенита, по границам которых располагаются тонкие прослойки δ -феррита (рис. 2, б). Размер первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует баллам 5 и 6 (табл. 2).

В результате оценки загрязненности образца 6 неметаллическими включениями установлено, что этот параметр в данном случае ниже, такового же образца 5 (табл. 2). Получение таких характеристик неметаллических включений, по-видимому, оказывает влияние на снижение скорости истирания наплавленного слоя до значений $10 \cdot 10^{-5}$ г/об., однако при этом уменьшается его твердость до 28 HRC (табл. 3).

Значительное увеличение содержания углерода, марганца, хрома, ванадия и молибдена в составе наплавленной стали по сравнению с остальными образцами, наплавленными порошковой проволокой из стали типа 40ГМФР, способствует получению структуры, состоящей из мелкоигльчатого (балл 4) и среднеигльчатого (балл 5) мартенсита (рис. 2, в). Размер игл мартенсита не превышает 8 мкм. В этом случае величина первичного зерна аустенита меньше, чем у остальных образцов, наплавленных порошковой проволокой системы С–Si–Mn–Mo–V–B, и соответствует по шкале зернистости баллам 6, 7.

Степень загрязненности неметаллическими включениями образца 7, в частности силикатами недеформирующимися, ниже по сравнению с образцом 5 (табл. 2).

Установленное улучшение структуры, заключающееся в получении меньших размеров первичного зерна аустенита и уменьшении степени загрязненности неметаллическими включениями, оказывает влияние на снижение скорости истирания наплавленного слоя до значений $12 \cdot 10^{-5}$ г/об. и повышение значений его твердости до 44 HRC (табл. 3).

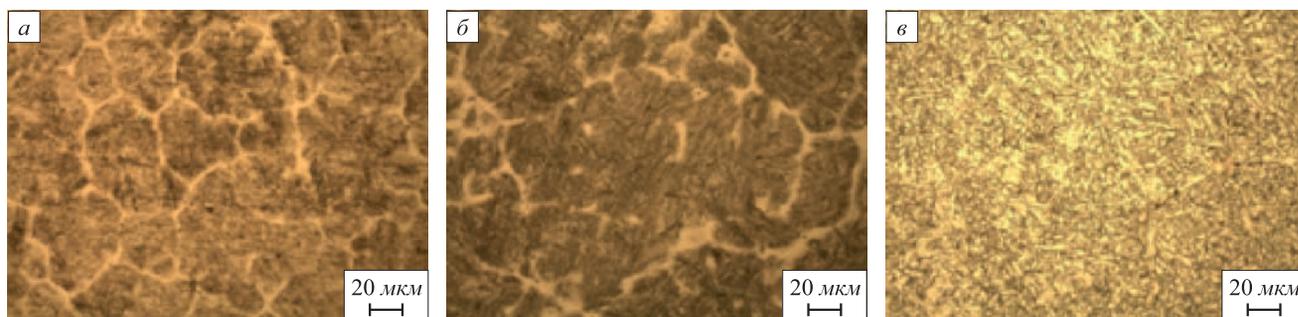


Рис. 2. Структура исследуемых образцов 5 (а), 6 (б), 7 (в) из стали 40ГМФР

Fig. 2. Structure of the test samples 5 (a), 6 (b), 7 (v) of steel 40GMFR

В результате сравнительного анализа двух исследуемых марок сталей установлено, что размер первичного зерна аустенита в структуре образцов, наплавленных порошковой проволокой из стали типа 40X3Г2МФ, находится в пределах баллов 4 – 8, а образцов с наплавленным слоем из стали 40ГМФР – 3 – 7. Средняя твердость наплавленного слоя из более легированной стали типа 40X3Г2МФ и скорость истирания составляют 46 HRC и $3 \cdot 10^{-5}$ г/об. соответственно, а у наплавленного слоя из стали типа 40ГМФР эти значения составляют 41 HRC и $10 \cdot 10^{-5}$ г/об. Следовательно, образцы, наплавленные проволокой из стали 40X3Г2МФ по сравнению с образцами, наплавленными проволокой из стали типа 40ГМФР, имеют меньший размер зерна аустенита, более высокие значения твердости и меньшую скорость истирания.

Выводы. Повышение содержания легирующих элементов в наплавленном слое из стали типа 40X3Г2МФ способствует измельчению первичного зерна аустенита, повышению его твердости до 56 HRC и снижению скорости истирания этого слоя до $2 \cdot 10^{-5}$ г/об. Уменьшение содержания углерода и легирующих элементов в наплавленном слое из стали типа 40ГМФР приводит к формированию более крупного первичного зерна аустенита (по сравнению с более легированной сталью типа 40X3Г2МФ), снижению твердости наплавленного слоя до 44 HRC и увеличению абразивного износа до $12 \cdot 10^{-5}$ г/об. В результате сравнительного анализа установлено, что для наплавки бункеров и желобов эффективнее использовать порошковую проволоку системы C–Si–Mn–Cr–Mo–V по сравнению с проволокой на основе системы C–Si–Mn–Mo–V–B. Содержание и соотношение легирующих элементов в первой стали позволяет стабильно получать дисперсную мартенситную структуру с незначительной объемной долей δ -феррита, что обеспечивает высокую твердость и износостойкость наплавленного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б.Е. Патона. – М.: Металлургия, 1974. – 768 с.
2. Толстов И.А., Коротков В.А. Справочник по наплавке. – Челябинск: Металлургия, 1990. – 384 с.
3. Patricio F. Mendez, Nairn Barnes, Kurtis Bell, Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood / Welding processes for wear resistant overlays // J. of Manufacturing Processes. 2014. № 16. P. 4 – 25.
4. Грабин В.Ф. Металловедение сварки плавлением. – Киев: Наукова думка, 1982. – 416 с.

5. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrasive deposits against abrasion // Weld Int. 2009. Vol. 23. P. 706 – 716.
6. Бармин Л.Н., Гусев В.П. Разработка износостойких наплавочных материалов и процессов их наплавки. – В кн.: Современные способы наплавки и их применение. – Киев: изд. ИЭС им. Е.О. Патона, 1982. С. 40 – 47.
7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits // J. Mater Process Technol. 2005. Vol. 164-165. P. 1056 – 1061.
8. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys // J Alloys Compd. 2010. Vol. 505. P. 598 – 603.
9. Хасуи А. Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1995. – 240 с.
10. Сварочные материалы для дуговой сварки / Б.П. Конищев, С.Л. Курланов, Н.Н. Потапов, В.Д. Ходаков. – М.: Машиностроение, 1998. – 544 с.
11. Kirchgaßner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact // Wear. 2008. Vol. 265. P. 772 – 779.
12. Morisada Y., Fujii H., Mizuno T., Abe G., Nagaoka T., Fukusumi M. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing // Surf Coat Technol. 2010. Vol. 204. P. 2459 – 2464.
13. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry // Wear. 2007. Vol. 263. P. 99 – 110.
14. Influence of Filler Metals in Welding Wires on the Phase and Chemical Composition of Weld Metal / N.A. Kozyrev, I.V. Osetkovskiy, O.A. Kozyreva, E.A. Zernin, D.S. Kartsev // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2016. Vol. 125. P. 1 – 7.
15. Есилов В.Д., Мичурин И.К. Способ изготовления герметичной сварочной проволоки // Сварочное производство. 2002. № 2. С. 32 – 34.
16. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying // Surf Coat Technol. 2009. Vol. 203. P. 3638 – 3646.
17. Походня И.К. Производство порошковой проволоки. – Киев: Высшая школа, 1980. – 230 с.
18. Штоколов С.А., Мойсов Л.П. Новое оборудование для производства порошковых проволок // Сварочное производство. 2002. № 7. С. 39 – 41.
19. ГОСТ 8233 – 56. Сталь. Эталоны микроструктуры. Введ. 01.07.57. – М.: Изд-во стандартов, 2004. – 12 с.
20. ГОСТ 1778 – 70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. Введ. 01.01.72. – М.: Стандартиформ, 2011. – 32 с.
21. ГОСТ 5639 – 82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Введ. 01.01.83. – М.: Изд-во стандартов, 2003. – 21 с.
22. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Popova M.V., Osetkovskiy I.V. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1 – 9.

Поступила 27 октября 2016 г.

SURFACING OF DETAILS OF MINING EQUIPMENT BY POWDER WIRES OF C–Si–Mn–Mo–V–B AND C–Si–Mn–Cr–Mo–V SYSTEMS

A.I. Gusev, N.V. Kibko, M.V. Popova, N.A. Kozyrev., I.V. Osetkovskii

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. A new composition of the powder wires based on the C–Si–Mn–Mo–V–B and C–Si–Mn–Cr–Mo–V doping systems represented by steels 40GMFR and 40Kh3G2MF was developed. The influence of alloying elements in the composition of

C–Si–Mn–Mo–V–B and C–Si–Mn–Cr–Mo–V powder wires on the size of the martensite needles was studied, as well as the primary austenite grain size and the contamination of the weld layer with non-metallic inclusions. The influence of the structure on the strength and durability of the deposited metal was defined. It is shown that an increase in the content of carbon and alloying elements, in particular chromium, in the composition of the welded steel contributes to the formation of a structure with a medium-carbon fine-grained martensite and a small volume fraction of δ -ferrite. It provides reduction in size of the primary austenite grain and decrease in the contamination degree of the deposited layer with non-metallic inclusions. The established improvement in the structure affects the hardness increase up to 22 % and the decrease in the abrasion rate of the deposited layer up to 34 %. The chemical composition of samples welded with a flux-cored wire of C–Si–Mn–Mo–V–B system is characterized by a lower content of carbon and alloying elements compared to a 40Kh3G2MF steel, which causes the formation of low-carbon martensite in the structure after surfacing. It was established that a significant increase in the content of carbon, manganese, chromium, vanadium and molybdenum in 40GMFR welded steel provides a structure with fine needle and medium needle martensite, reduces the size of the primary austenite grain and the contamination level of the deposited layer with non-metallic inclusions, in particular, non-deformed silicates. Changes in the microstructure are accompanied by an increase in hardness up to 16 % and a decrease in the attrition rate of the deposited layer up to 20 %. As a result of a comparative analysis of the two studied systems of powdered wires, it was found that it is more effective to use C–Si–Mn–Cr–Mo–V wire for surfacing mining equipment, since the content and ratio of alloying elements in steel of type 40Kh3G2MF contributes to obtaining a dispersed martensitic structure with an insignificant volume fraction of δ -ferrite, which provides high hardness and wear-resistance of the deposited layer.

Keywords: flux-cored wires, surfacing, microstructure, hardness, wear resistance, alloying element.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-318-323

REFERENCES

1. *Tekhnologiya elektricheskoi svarki metallov i splavov plavleniem* [Technology of electric welding of metals and alloys by melting]. Paton B.E. ed. Moscow: Metallurgiya, 1974, 768 p. (In Russ.).
2. Tolstov I.A., Korotkov V.A. *Spravochnik po naplavke* [Handbook on surfacing]. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1990, 384 p. (In Russ.).
3. Patricio F. Mendez, Nairn Barnes, Kurtis Bell, Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood. Welding processes for wear resistant overlays. *J. of Manufacturing Processes*. 2014, no. 16, pp. 4–25.
4. Grabin V.F. *Metallovedenie svarki plavleniem* [Material science of welding by melting]. Kiev: Naukova dumka, 1982, 416 p. (In Russ.).
5. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrade deposits against abrasion. *Weld Int*. 2009, vol. 23, pp. 706–716.
6. Barmin L.N., Gusev V.P. Development of wear-resistant surfacing materials and their surfacing processes. In: *Sovremennye sposoby naplavki i ikh primeneniye* [Modern surfacing methods and their application]. Kiev: IES im. E.O. Patona, 1982, pp. 40–47. (In Russ.).
7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *J. Mater Process Technol*. 2005, vol. 164–165, pp.1056–1061.
8. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *J Alloys Compd*. 2010, vol. 505, pp. 598–603.
9. Khasui A. *Naplavka i napylenie* [Surfacing and spraying]. Trans. from Jap. Moscow: Mashinostroenie, 1995, 240 p. (In Russ.).
10. Konishchev B.P., Kurlanov S.L., Potapov N.N., Khodakov V.D. *Svarochnye materialy dlya dugovoi svarki* [Welding consumables for arc welding]. Moscow: Mashinostroenie, 1998, 544 p. (In Russ.).
11. Kirchgafner M., Badisch E., Franek F. Behavior of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008, vol. 265, pp. 772–779.
12. Morisada Y., Fujii H., Mizuno T., Abe G., Nagaoka T., Fukushima M. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing. *Surf Coat Technol*. 2010, vol. 204, pp. 2459–2464.
13. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behavior of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*. 2007, vol. 263, pp. 99–110.
14. Kozyrev N.A., Osetkovskiy I.V., Kozyreva O.A., Zernin E.A., Kartsev D.S. Influence of filler metals in welding wires on the phase and chemical composition of weld metal. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 125, pp. 1–7.
15. Esipov V.D., Michurin I.K. Producing a hermetically sealed flux-cored filler wire. *Welding International*. 2002, vol. 16, no. 7, pp. 582–584.
16. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Surf Coat Technol*. 2009, vol. 203, pp. 3638–3646.
17. Pokhodnya I.K. *Proizvodstvo poroshkovoii provoloki* [Production of cored wire]. Kiev: Vysshaya shkola, 1980, 230 p. (In Russ.).
18. Shtokolov S.A., Moisev L.P. New equipment for the production of flux-cored wires. *Welding International*. 2002, vol. 16, no. 7, pp. 981–982.
19. *GOST 8233 – 56. Stal'. Etalony mikrostruktury. Vved. 01.07.57* [GOST 8233 – 56. Steel. Standards of microstructure. Introd. 01.07.57]. Moscow: Izd-vo standartov, 2004, 12 p. (In Russ.).
20. *GOST 1778 – 70. Stal'. Metallograficheskie metody opredeleniya nemetallicheskih vklyuchenii. Vved. 01.01.72* [GOST 1778 – 70. Steel. Metallographic methods for determining nonmetallic inclusions. Enter. 01/01/72]. Moscow: Standartinform, 2011, 32 p. (In Russ.).
21. *GOST 5639 – 82. Stali i splavy. Metody vyyavleniya i opredeleniya velichiny zerna. Vved. 01.01.83* [GOST 5639 – 82. Steels and alloys. Methods for identifying and determining the value of grain. Enter. 01/01/83]. Moscow: Izd-vo standartov, 2003, 21 p. (In Russ.).
22. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Popova M.V., Osetkovskiy I.V. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 1–9.

Information about the authors:

A.I. Gusev, Postgraduate of the Chair of “Materials, Foundry and Welding Production” (allxx85@mail.ru)

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

M.V. Popova, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (m.popova@rdtc.ru)

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

I.V. Osetkovskii, MA Student of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (dadlic@mail.ru)

Received October 27, 2016

УДК 621.771.25.04.001.5

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА АРМАТУРНЫХ ПРОФИЛЕЙ НА ДЕЙСТВУЮЩЕМ НЕПРЕРЫВНОМ МЕЛКОСОРТНОМ СТАНЕ

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

Федоров А.А., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением
и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК» (fedorov_130585@mail.ru)

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

Аннотация. Рассмотрен перспективный совмещенный метод повышения эффективности производства сортовых прокатных профилей – прокатки-разделения с применением неприводного делительного инструмента, опыт использования которого в условиях действующего производства показал высокую эффективность этого направления в плане снижения себестоимости готовой продукции. Предложены зависимости, которые позволяют определить кратность разделения, а также скоростные условия при решении вопроса промышленного внедрения технологии процесса прокатки-разделения на действующем непрерывном мелкосортном стане 250. Рассмотрен существующий опыт реализации технологии процесса прокатки-разделения на типовом непрерывном мелкосортном стане 250, который позволил выявить особенности в перераспределении коэффициентов вытяжки, а также изменение скоростных условий по группам клетей. Установлено, что исходя из возможностей прокатного оборудования на стане целесообразно осуществлять продольное разделение заготовки на две полосы в чистой группе клетей. Также определены изменения суммарных коэффициентов вытяжки и скорости прокатки по группам клетей. Приведены данные по изменению машинного времени по арматурным профилям № 10, № 12, № 14 в связи с освоением технологии процесса прокатки-разделения, что в свою очередь способствовало повышению эффективности производства действующего непрерывного мелкосортного стана. Апробированные в промышленности значения суммарных коэффициентов вытяжки и скорости прокатки по группам клетей можно определить из приведенных иллюстраций. Кроме того, при исследовании процесса была проведена опытно-промышленная прокатка арматуры номер № 8 в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Проведены сопоставления коэффициентов вытяжки и скорости прокатки при производстве арматуры № 8 на непрерывном проволочном стане 250 и непрерывном мелкосортном стане 250 из одинаковой заготовки – квадрат 100 мм. Результаты исследований представлены на рисунке, из которого видно, что использование процесса прокатки-разделения дает возможность при производстве арматуры № 8 на мелкосортном стане использовать на четыре клетки меньше, чем на проволочном стане.

Ключевые слова: повышение эффективности, прокатка-разделение, арматурные профили, действующее производство, непрерывный мелкосортный стан, инновационные методы прокатки-разделения, перспективы развития прокатного производства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-324-328

Необходимость повышения эффективности производства сортовых прокатных профилей стимулирует поиск новых методов обработки и развития известных приемов. Перспективным в этом плане является совмещенный метод прокатки-разделения с применением неприводного делительного инструмента. Использование предлагаемого метода в условиях действующего производства показало высокую эффективность этого направления в плане снижения себестоимости готовой продукции [1 – 6]. Это в свою очередь вызывает повышенный интерес к данному методу обработки со стороны производственников, однако внедрение технологии прокатки-разделения с использованием непрерывного делительного инструмента в условиях действующего производства сопряжено с необходимостью индивидуального подхода в решении вопроса с учетом пропускной способности и технических характеристик имеющегося оборудования [7 – 10].

На начальном этапе следует (исходя из возможностей оборудования) определить количество полос, одновременно прокатываемых в чистой клетке. Для этой цели исходя из пропускной способности оборудования определяется максимально возможное приращение производительности ($\Delta\Pi$). Используя величину $\Delta\Pi$, можно найти кратность разделения, число полос и скорость прокатки в чистой клетке, обеспечивающие желаемое приращение производительности, по формуле

$$\Delta\Pi = \frac{3600MKk_n}{k_p} (nV_{п-р} - V_k), \quad (1)$$

где M – масса погонного метра готового профиля; K – число групп чистовых клетей; n – число полос после продольного разделения; k_n – коэффициент использования стана; k_p – расходный коэффициент металла; $V_{п-р}$ – скорость прокатки в чистой клетке при про-

катке-разделении; V_k – скорость в чистовой клетке при классической прокатке.

Скорость в чистовой клетке при освоении процесса прокатки-разделения с использованием неприводного делительного инструмента в зависимости от числа полос после разделения и величины приращения производительности можно найти по формуле

$$V_{п-р} = \frac{V_k}{n} \left(1 + \frac{\Delta\Pi}{\Pi_k} \right), \quad (2)$$

в которой Π_k – производительность стана при классическом способе прокатки.

Прокатка в две полосы в чистовой группе существенно изменяет силовые и скоростные условия: момент и усилие прокатки после продольного разделения увеличиваются, скорость уменьшается. Такие изменения требуют при определении скорости $V_{п-р}$ соизмерять технически возможный нижний предел скорости прокатки и мощности двигателей.

При реализации процесса прокатки-разделения суммарный коэффициент вытяжки в чистовых клетях увеличивается в зависимости от числа разделяемых полос, это приводит к перераспределению коэффициентов вытяжки между группами клетей в сторону уменьшения суммарных коэффициентов вытяжки в черновых и промежуточных группах, а в некоторых случаях к возможности исключения клетей промежуточной группы.

Уменьшение длины готового профиля за счет продольного разделения на n полос, перераспределение коэффициентов вытяжки между группами клетей приводят к необходимости увеличения скорости прокатки в черновой группе клетей. Скорость в последней клетке промежуточной группы в зависимости от числа разделяемых полос можно определить по формуле

$$V_{пром} = \frac{V_{п-р}}{\mu_{\Sigma_{чист}}}, \quad (3)$$

где $\mu_{\Sigma_{чист}}$ – суммарный коэффициент вытяжки в чистовой группе клетей с учетом кратности разделения.

С учетом приведенных выше рассуждений был рассмотрен вопрос о перспективах использования технологии прокатки-разделения на действующем непрерывном мелкосортном стане 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» [11 – 14]. В качестве базовой рассмотрена технология, предусматривающая разделение в неприводной делительной арматуре [15 – 18]. Установлено, что исходя из возможностей оборудования на стане целесообразно осуществлять продольное разделение заготовки на две полосы в чистовой группе клетей. Определены изменения суммарных коэффициентов вытяжки и скорости прокатки по группам клетей. Для сопоставления скорости прокатки при классическом методе получения арматурных профилей на стане и при прокатке-разделении использован коэффициент изменения скорости прокатки, который определяется по формуле

$$k_v = \frac{V_{п-р} - V_k}{V_k} 100 \%. \quad (4)$$

Апробированные в промышленных условиях значения суммарных коэффициентов вытяжки и скорости прокатки по группам клетей можно определить, используя результаты, представленные на рис. 1, 2. Согласно приведенным данным при реализации процесса прокатки-разделения суммарный коэффициент вытяжки в чистовых клетях увеличивается в 1,8 – 2,0 раза при соответствующем уменьшении в черновой и промежуточной группах. При прокатке арматуры № 12 из промежуточной группы удалось исключить две клетки

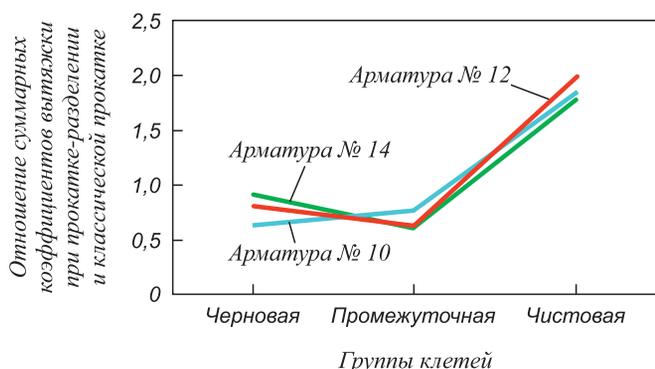


Рис. 1. Относительное изменение суммарных коэффициентов вытяжки по группам клетей при использовании прокатки-разделения и классической прокатке в условиях непрерывного мелкосортного стана сортопрокатного цеха 250-1 АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Fig. 1. Relative change of the total coefficients of drawing by groups of stands when using the rolling-separation and classic rolling under conditions of continuous small-section mill of rolling shop 250-1 of JSC “EVRAZ ZSMK”

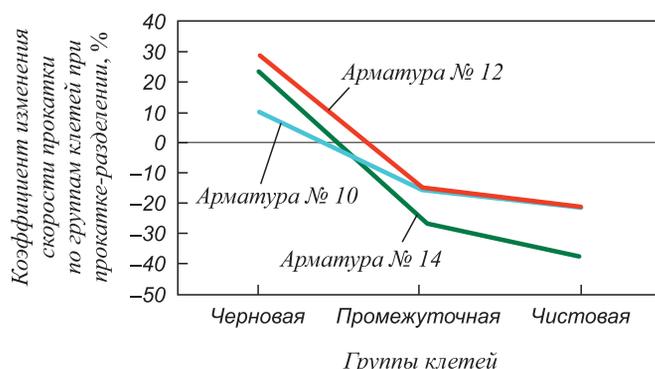


Рис. 2. Изменение скорости прокатки по группам клетей при реализации процесса прокатки-разделения в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Fig. 2. Change of the rolling speed by rolling groups in the implementation of the rolling process – separation in conditions of continuous small-section mill 250-1 of the rolling shop of JSC “EVRAZ ZSMK”

(клетки 10 и 11), при прокатке арматуры № 14 промежуточная группа полностью не используется. Перераспределение суммарных коэффициентов вытяжки по группам явилось причиной изменения скоростного режима: уменьшение скорости прокатки в чистовых и промежуточных группах клеток (особенно существенно для арматуры № 14), увеличение скорости прокатки в черновой группе.

В итоге при освоении процесса прокатки-разделения удалось уменьшить машинное время при производстве арматурных профилей № 10 – № 14 в условиях действующего непрерывного мелкосортного стана 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (рис. 3). Уменьшение машинного времени привело к увеличению производительности стана для арматуры № 10 на 42 %, № 12 – на 41 %, № 14 – на 27 %, что в свою очередь способствовало повышению эффективности производства действующего непрерывного мелкосортного стана.

Проведенные по формуле (1) расчеты прироста производительности при использовании процесса прокатки-разделения дали следующие результаты: для арматурного профиля № 10 абсолютный прирост производительности составил 32,5 т/ч, относительное увеличение – 47 %, для профиля № 12 эти показатели соответственно составили 47,3 т/ч и 48 %, для профиля № 14 – 29,7 т/ч и 31 %. Полученные расчетным путем показатели несколько превышают фактические значения, что связано с возможными непредвиденными простоями оборудования, имеющими место на действующем производстве, особенно во время отработки технологии.

Пользуясь зависимостями (2) – (4), определим другие важные показатели процесса прокатки-разделения. Для обеспечения заданной производительности определим скорости прокатки в последних клетях промежуточной ($V_{пр}$) и чистовой ($V_{ч-р}$) группах. Так, для ар-

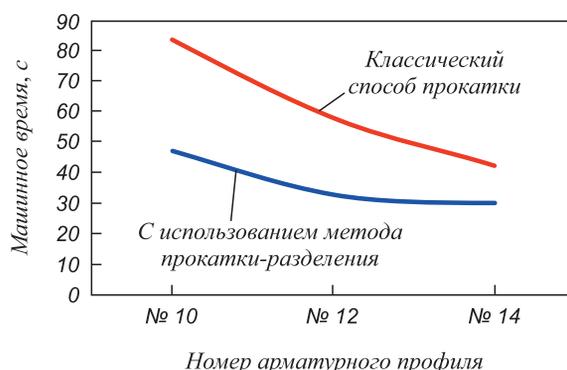


Рис. 3. Машинное время при прокатке арматуры № 10, № 12, № 14 классическим способом и методом прокатки-разделения с использованием неприводного делительного инструмента в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Fig. 3. Machine time during rolling of rebars no. 10, no. 12, no. 14 by the classical method and the rolling–separation method with the use of non-driving pitch of the instrument in conditions of continuous small-section mill 250-1 of the rolling shop of JSC “EVRAZ ZSMK”

матурного профиля № 10 скорость в последней клетке промежуточной группы составит 4,18 м/с, в последней клетке чистовой группы – 12,8 м/с; для профиля № 12 эти показатели соответственно составили 4,26 м/с и 13 м/с, для профиля № 14 – 3,7 м/с и 11,5 м/с.

Расчетные значения коэффициента изменения скорости прокатки –25 % характерны для арматурных профилей № 10 и № 12, –32 % для профиля № 14. Изменение числа кратности разделяемых полос до трех на действующем стане крайне затруднительно, так как возникают большие проблемы с пропускной способностью нагревательных устройств и линий отделки, а также может потребоваться замена некоторых главных двигателей черновых клеток. Поэтому, как показывает опыт освоения процесса прокатки-разделения на дейст-

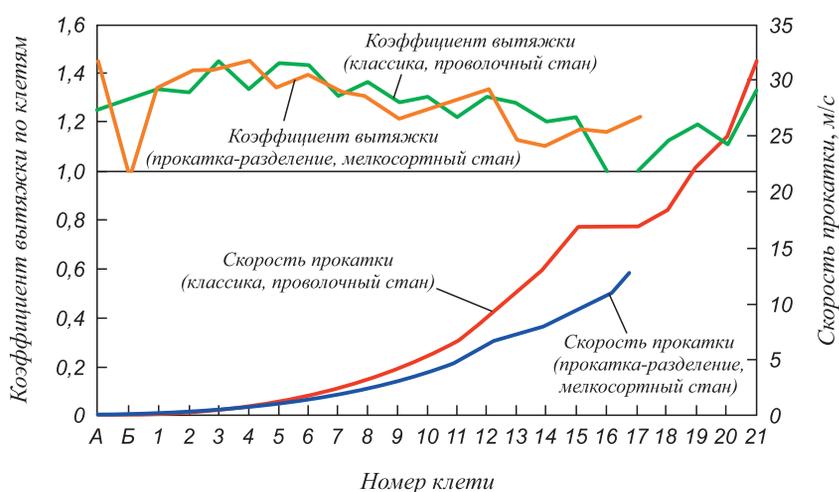


Рис. 4. Распределение коэффициентов вытяжки и скоростей по клетям при производстве арматуры № 8 классическим способом на проволочном стане и прокаткой-разделением на непрерывном мелкосортном стане 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Fig. 4. Distribution of extraction coefficients and speeds by stands at production of rebar no. 8 by the classical method on a wire mill and by rolling–separation on the continuous small-section mill 250-1 of the rolling shop of JSC “EVRAZ ZSMK”

вующих станах [6 – 9], увеличение кратности разделяемых полос больше двух, зачастую, экономически не целесообразно, так как приводит к большим материальным затратам.

Отдельно необходимо остановиться на опыте освоения прокатки арматуры № 8 в условиях непрерывного мелкосортного стана. Обычно этот профиль прокатывается на проволочных станах и поставляется в бунтах, что не совсем удобно для большинства мелкооптовых потребителей, для которых более привлекательна продукция в прутках. Эта проблема решается при использовании процесса прокатки-разделения, что позволяет увеличить суммарный коэффициент вытяжки и без существенных материальных затрат освоить производство арматуры № 8 на непрерывном мелкосортном стане.

Пользуясь таким подходом, осуществили опытно-промышленную прокатку арматуры № 8 в условиях непрерывного мелкосортного стана 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Проведены сопоставления коэффициентов вытяжки и скорости прокатки при производстве арматуры № 8 на непрерывном проволочном стане 250 и непрерывном мелкосортном стане 250 из одинаковой заготовки – квадрат 100 мм. Результаты исследований показаны на рис. 4, из которого видно, что использование процесса прокатки-разделения дает возможность при производстве арматуры № 8 на мелкосортном стане использовать на четыре клетки меньше чем на проволочном стане. Опыт освоения производства данной арматуры на действующем непрерывном мелкосортном стане показал, что при сопоставимой с проволочным станом производительности (несмотря на меньшую скорость прокатки в чистовой клетке) снижаются эксплуатационные расходы на оборудование, энергозатраты, создаются условия производства экономически выгодной, конкурентоспособной продукции (рыночная стоимость арматуры № 8 в прутках на 1000 – 1500 руб/т выше, чем в бунтах).

Результаты исследований, приведенные в настоящей работе, согласуются с данными, известными из других литературных источников [19, 20].

Выводы. Предложены зависимости для определения скорости прокатки в чистовой клетке при реализации процесса прокатки-разделения в условиях действующего прокатного стана, учитывающие кратность разделения и технически возможное увеличение производительности. Оценено повышение эффективности производства за счет увеличения производительности при внедрении процесса прокатки-разделения в условиях действующего непрерывного мелкосортного стана 250-1 сортопрокатного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Экспериментально доказана возможность расширения сортамента действующих мелкосортных станов за счет освоения мелких арматурных профилей благодаря использованию процесса прокатки-разделения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жучков С.М. Использование неприводных деформирующих средств в процессе сдвоенной прокатки с продольным разделением раската в потоке стана // *Сталь*. 1997. № 7. С. 37 – 41.
2. Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я., Фастыковский А.Р., Копылов И.В. Использование технологии прокатки-разделения на стане 250-1 // *Сталь*. 2008. № 4. С. 78 – 80.
3. Жучков С.М. Особенности технологической схемы процесса трехниточной прокатки-разделения на мелкосортном стане 320/150 Белорусского металлургического завода // *Металлург*. 2001. № 1. С. 46, 47.
4. Жучков С.М., Бондаренко А.М., Асапов В.Н., Дышлевич В.Ф. Совершенствование технологии сдвоенной прокатки арматурных профилей на стане 320/150 // *Сталь*. 1994. № 2. С. 48 – 51.
5. Жучков С.М., Филиппов В.В., Тищенко В.А., Бондаренко А.Н. Направление развития технологии прокатки-разделения на стане 320/150 // *Сталь*. 2001. № 10. С. 33 – 35.
6. Жучков С.М. Использование резерва втягивающих сил трения // *Литье и металлургия*. 2002. № 4. С. 166 – 174.
7. Хохлов С.А., Перунов Г.П., Инагович Ю.В. и др. Разработка и внедрение оптимальных технологических режимов прокатки на мелкосортно-проволочном стане 320/150 ОАО «Амурметалл» // *Производство проката*. 2009. № 11. С. 14 – 17.
8. Перунов Г.П., Хохлов С.А., Смирнов В.К. и др. Оптимизация технологических режимов прокатки-разделения на стане 320/150 ОАО «Амурметалл» // *Производство проката*. 2008. № 9. С. 20 – 24.
9. Luduga L., Kolodziej K. Kalibrowanie I technologia walcowania ksztaltownikow paduwojnych z rozeinaniem nagoraco // *Przegląd Instytutu metalurgii Żelaza*. 1977. Vol. 29. No. 1. P. 17 – 24.
10. Palmer L.W. Slit Rolling technology // *World Steel & Metalworking*. 1984. 1985. Vol. 6. P. 147 – 149.
11. Следнев В.П. Спаренная прокатка сортовых профилей. – М.: Металлургия, 1988. – 167 с.
12. Sato R. The rolling of products using slit – rolling process // *NKK report*. 1980. No. 3. P. 42 – 46.
13. Matsuo G., Suzuki M. The latest Technology of Multy – slit rolling // *SEAIQ Quaterly*. 1995. No. 3. P. 49 – 58.
14. Клименко В.М. Многоручьева прокатка-разделение. – М.: Металлургия, 1982. – 167 с.
15. Efimov O.Y., Fastykovskii A.R., Chinokalov V.Y., Kopylov I.V. Introduction of a splitting operation in rolling on a continuous small-bar mill // *Steel in Translation*. 2008. Vol. 38. No. 4. P. 327, 328.
16. Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я., Фастыковский А.Р., Копылов И.В., Махрин А.Н. Использование технологии прокатки-разделения на стане 250 – 1 // *Сталь*. 2008. № 8. С. 78 – 80.
17. Фастыковский А.Р., Перетяtko В.Н., Фастыковский Д.А. Особенности продольного разделения сортовых заготовок неприводными дисковыми ножами в потоке прокатного стана // *Металлург*. 2003. № 3. С. 51 – 53.
18. Фастыковский А.Р., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я. Опыт использования технологии прокатки-разделения для повышения конкурентоспособности прокатной продукции. – В кн.: *Международная научно-практическая конференция. Стратегия антикризисного управления экономическим развитием Российской Федерации*. – Пенза: изд. ПГУ, 2009. С. 131 – 133.
19. Перунов Г.П., Лиманкин В.В., Волков К.В. Освоение технологии прокатки-разделения арматурной стали на мелкосортно-проволочном стане 320/150 ОАО «Амурметалл» // *Производство проката*. 2006. № 10. С. 16 – 19.
20. Перунов Г.П., Хохлов С.А., Волков К.В. и др. Внедрение технологии прокатки-разделения арматурных профилей на стане 320/150 // *Сталь*. 2010. № 5. С. 90 – 92.

Поступила 24 ноября 2016 г.

IMPROVEMENT OF THE PRODUCTION EFFICIENCY OF REINFORCEMENT SECTIONS AT THE OPERATING CONTINUOUS SMALL-SECTION MILL

A.R. Fastykovskii, A.A. Fedorov

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. The article considers a promising combined method for increasing the production efficiency of the section rolling profiles – rolling-division with the use of non-powered dividing tool, the experience in the use of which in the conditions of production has shown high efficiency of this direction in terms of reducing the cost of the finished product. The dependences, which allow to define the frequency separation, and high-speed conditions when deciding industrial introduction of process technology of rolling-separation on current continuous small-section mill 250. The existing experience of implementing the rolling process-separation model of continuous small-grade mill 250 has been reviewed, which allowed to reveal the peculiarities in the distribution coefficients of drawing and changing speed conditions for groups of stands. It was found that on the basis of capacity of rolling equipment on the mill, it is advisable to carry out the longitudinal separation of the workpiece into two bands in the finishing group of stands, and changes in the total coefficients of drawing and rolling speed on rolling groups were also identified. The article presents data on changes in the machine time for reinforcing the profile no. 10, no. 12, no. 14 in connection with the development of technology in the process of rolling-division, which in turn contributed to increasing effectively-STI production of existing continuous small-section mill. Proven in the industry values of the total coefficients of drawing and rolling speed on rolling groups can be determined from the shown illustrations. In addition, the study process was carried out for experimental – industrial rolling of rebar no. 8 under conditions of continuous light section mill 250-1 of the rolling shop of JSC “EVRAZ ZSMK”. The authors have compared the coefficients of drawing and rolling speed in the production of rebar no. 8 on the continuous wire mill 250 and a continuous small-section mill 250 from the same piece – square 100 mm. The results are provided in the illustration, which shows that the use of the rolling process-separation allows to use four stands less than at the rod mill at production of rebar no. 8 at a small-section mill.

Keywords: improving the efficiency, rolling-separation, reinforcement profiles, current production, continuous small-section mill, innovative methods of rolling-separation, development of rolling manufacture.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-324-328

REFERENCES

- Zhuchkov S.M. Use of idler work rolls in two-high rolling with longitudinal stock slitting in mill line. *Steel in Translation*. 1997, vol. 27, no. 7, pp. 28–33.
- Efimov O.Yu., Chinokalov V.Ya., Fastykovskii A.R., Kopylov I.V. Introduction of a splitting operation in rolling on a continuous small-bar mill. *Steel in Translation*. 2008, vol. 36, no. 4, pp. 327–328.
- Zhuchkov S.M. Particularities in technological scheme for process of three-strand rolling-slitting at 320/150 wire-rod mill. *Metallurgist*. 2001, no. 1, pp. 46–47. (In Russ.).
- Zhuchkov S.M., Bondarenko A.M., Asapov V.N., Dyshlevich V.F. Improvement of split rolling of rebar at 320/150 mm mill. *Stal'*. 1994, no. 2, pp. 48–51. (In Russ.).
- Zhuchkov S.M., Filippov V.V., Tishchenko V.A., Bondarenko A.N. Trends in development of technology for rolling-slitting. *Stal'*. 2001, no. 10, pp. 33–35. (In Russ.).
- Zhuchkov S.M. Use of the reserve of retracting frictional forces. *Lit'e i metallurgiya*. 2002, no. 4, pp. 166–174. (In Russ.).
- Khokhlov S.A., Perunov G.P., Inatovich Yu.V. etc. Development and introduction of optimal technological modes of rolling on the small-section wire mill 320/150 of JSC “Amurmetall”. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 11, pp. 14–17. (In Russ.).
- Perunov G.P., Khokhlov S.A., Smirnov V.K. etc. Optimization of the technological modes of rolling-separation on the mill 320/150 of JSC “Amurmetall”. *Proizvodstvo prokata*. 2008, no. 9, pp. 20–24. (In Russ.).
- Luduga L., Kolodziej K. Kalibrowanie i technologia walcowania kształtowników paduwojnych z rozeinaniem nagoraco. *Przegląd Instytutu metallurgii Żelazo*. 1977, vol. 29, no. 1, pp. 17–24. (In Polish).
- Palmer L.W. Slit-rolling technology. *World Steel & Metalworking*. 1984, 1985, vol. 6, pp. 147–149.
- Slednev V.P. *Sparennaya prokatka sortovykh profilei* [Twin rolling of profiled sections]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 167 p. (In Russ.).
- Sato R. The rolling of products using slit – rolling process. *NKK report*. 1980, no. 3, pp. 42–46.
- Matsuo G., Suzuki M. The latest technology of multi – slit rolling. *SEAI SI Quaterly*. 1995, no. 3, pp. 49–58.
- Klimenko V.M. *Mnogoruch'evaya prokatka-razdelenie* [Multi-strand rolling-separation]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 167 p. (In Russ.).
- Efimov O.Y., Fastykovskii A.R., Chinokalov V.Y., Kopylov I.V. Introduction of a splitting operation in rolling on a continuous small-bar mill. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 4, pp. 327–328.
- Efimov O.Yu., Chinokalov V.Ya., Fastykovskii A.R., Kopylov I.V., Makhlin A.N. Employing rolling and separation technology in the 250-1 mill. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 8, pp. 671–673.
- Fastykovskii A.R., Peretyat'ko V.N., Fastykovskii D.A. Aspects of the lengthwise cutting of rolled sections by undriven rotary shears in the mill line. *Metallurgist*. 2003, vol. 47, no. 3-4, pp. 120–124.
- Fastykovskii A.R., Efimov O.Yu., Chinokalov V.Ya. Experience in using rolling-separation technology to improve the competitiveness of rolling products. In: *Mezhdunarodnaya nauchno-prakticheskaya konferentsiya. Strategiya antikrizisnogo upravleniya ekonomicheskim razvitiem rossiiskoi federatsii* [International Sci.-Practical Conf. Strategy of anti-crisis management of the economic development of the Russian Federation]. Penza: PGU, 2009, pp. 131–133. (In Russ.).
- Perunov G.P., Limankin V.V., Volkov K.V. Mastering the technology of rolling-separating of reinforcing steel on a small-section wire mill 320/150 of JSC “Amurmetall”. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 10, pp. 16–19. (In Russ.).
- Perunov G.P., Khokhlov S.A., Volkov K.V. etc. Introduction of rolling-separation technology for reinforcing bars on the mill 320/150. *Stal'*. 2010, no. 5, pp. 90–92. (In Russ.).

Information about the authors:

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

A.A. Fedorov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK” (fedorov_130585@mail.ru)

Received November 24, 2016

УДК 669.162.263

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА ОБЖИГА РУДОУГОЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ НА КОНВЕЙЕРНОЙ МАШИНЕ*

*Швыдкий В.С., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (vshvid@isnet.ru)*

*Ярошенко Ю.Г., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (yury-y@planet-a.ru)*

*Спириин Н.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (n.a.spirin@urfu.ru)*

*Лавров В.В., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика
в металлургии» (v.v.lavrov@urfu.ru)*

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

Аннотация. Выполнена разработка математических моделей процесса обжига рудугольных окатышей на конвейерной машине. Структура рудугольных окатышей представляет собой сферу, состоящую из равномерно распределенных гранул руды, известняка и топлива, радиусы которых задаются исходя из возможностей мельничного оборудования. Рассмотрены вопросы теплообмена между газом и материалом в поперечно продуваемом плотном слое, дано описание явлений сушки и охлаждения материалов, в том числе и водовоздушной смеси, процессов окисления рудных составляющих окатышей, диссоциации известняка и горения топливных составляющих материала. В связи с недостаточной изученностью многих сопутствующих явлений широко используются эмпирические и полумпирические зависимости. Приведены уравнения инженерных математических моделей восстановления оксидов железа и горения топливных гранул, нагрева колосниковой решетки (тележек) машины и т.д. При расчете развития физико-химических превращений в объеме окатыша принималось, что любая химическая реакция с поверхности гранул того или иного компонента протекает по всей внутренней и внешней поверхности окатыша, причем потенциал процесса (разность концентраций газообразного реагента) является функцией радиуса окатыша, константы скорости реакции и коэффициента диффузии реагента в микропорах окатыша. В то же время реагирование в индивидуальной грануле имеет фронтальный характер, и степень завершения процесса может быть выражена через радиусы непрореагировавших объемов гранул. Из всего множества физико-химических явлений, сопровождающих процесс обжига рудугольных окатышей, данная математическая модель непосредственно учитывает лишь основные, которые находят отражение в материальном балансе и могут быть проверены экспериментально. Конечноразностная аппроксимация уравнений математической модели совместно с выражениями для расчета теплофизических характеристик теплоносителей, коэффициентов теплообмена, термодинамических и кинетических констант и т.д. составили основу численной модели конвейерной обжигочной машины, производящей металлизированные окатыши. Реализация этой модели в частном случае и представлена ниже.

Ключевые слова: слоевой процесс, теплообмен, гранулы окатыша, математическое описание, инженерные модели, эквивалентные характеристики.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-329-335

Математическое моделирование находит широкое применение при анализе и совершенствовании процессов агломерации и обжига железорудных окатышей на обжигочных машинах [1 – 6]. При этом физико-химические превращения, протекающие в слое, учитываются косвенно через кажущиеся теплоемкости. В то же время разработка новых технологий процесса обжига и новых конструкций агрегатов для получения железорудного сырья требует более подробного анализа закономерностей развития фазовых и химических процессов в обрабатываемом материале. В наибольшей

степени эти потребности проявляются при изучении влияния технологических и теплотехнических факторов на процессы восстановления железосодержащих компонентов шихты (процессы металлизации), при обжиге офлюсованных рудугольных окатышей.

Все многообразие процессов, протекающих при обжиге таких окатышей, учесть трудно (практически невозможно). С другой стороны, в этом нет необходимости, поскольку гомоморфизм объекта (агрегата) в его модель имеет место, если изображение процесса в агрегате сохраняет наиболее существенные свойства реального объекта и передает их в математической форме. Поэтому в математической модели процесса обжига целесообразно учитывать лишь те процес-

* Работа выполнена при финансовой поддержке, постановление № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006.

сы, параметры которых можно проверить экспериментально, а именно: процессы сушки окатышей, окисления и восстановления рудных составляющих шихты, диссоциации известняка, взаимодействия углерода топлива окатышей с компонентами газовой фазы, с диоксидом углерода, образующейся при диссоциации известняка и т.п. Все процессы явления, не включенные в модель, учитываются через параметры адаптации модели.

Если считать, что все физико-химические процессы протекают в объеме окатышей, каждый из которых представляет собой сферическую частицу, состоящую из равномерно распределенных гранул руды, известняка и топлива, радиусы которых составляют соответственно r_p , r_m и r_t , то представляемая ниже система уравнений определяет ядро математической модели.

Уравнение баланса тепла газов

$$-G_{c.g.} \left\{ [c_{c.g.} + c_{п.х} + c_{вл}u\eta(l-l_0)] \frac{\partial t_r}{\partial y} + c_{п.}(t_r - t_m) \frac{\partial x}{\partial y} \right\} = \frac{\alpha_{F_1}}{m} F_1(t_r - t_m) - L_{п.} \frac{\partial G_{п.}}{\partial y} (l-l_0); \quad (1)$$

здесь $\eta(l-l_0) = \begin{cases} 0 & \text{при } l < l_0; \\ 1 & \text{при } l \geq l_0, \end{cases}$ y и l – координаты по высоте (по ходу газа) и по длине слоя; l_0 – координата начала зоны охлаждения; $G_{c.g.}$ – массовая скорость сухого газа; $G_{п.}$ – плотность орошения в зоне охлаждения; x – влагосодержание газа; u – содержание воды в водовоздушной смеси; α_{F_1} – коэффициент теплоотдачи от газа к окатышам; F_1 – удельная поверхность (средняя) окатышей; $L_{п.}$ – тепловой эффект испарения воды; m – коэффициент массивности, который равен $m = 1 + \frac{V_{i_k}}{5} = 1 + \alpha_{F_1} \frac{r_k}{5\lambda_k}$, где r_k – эквивалентный по поверхности радиус окатыша; λ_k – коэффициент теплопроводности окатышей; остальные обозначения являются общепринятыми.

Массовую скорость сухого газа можно представить в виде произведения: $G_{c.g.} = \rho_{c.g.} v_{0r}$, причем плотность сухого газа ($\rho_{c.g.}$) является аддитивной функцией его состава, а скорость фильтрации (v_{0r}) зависит от температуры и давления газа.

Уравнение теплообмена

$$\frac{G_m}{3,6H_{cл}B_T} (c_m + C_{вл}W) \frac{\partial t_m}{\partial l} = \frac{\alpha_{F_1}}{m} F_1(t_r - t_m) + \frac{G_m L_{п.}}{3,6H_{cл}B_T} \frac{\partial W}{\partial l} + \lambda_{эф} \frac{\partial^2 t_m}{\partial y^2} + \sum_i q_i f_i, \quad (2)$$

где G_m – производительность машины по сухой шихте, т/ч; $H_{cл}$ – высота слоя; B_T – ширина слоя (тележки); W – влажность окатышей; $\lambda_{эф}$ – коэффициент эффективной теплопроводности слоя; q_i – тепловой эффект i -го

химического процесса; f_i – интенсивность протекания i -го химического процесса.

Изменение давления газа по высоте слоя

$$\frac{\partial p_r}{\partial y} = - \frac{\zeta_{cл} \rho_r v_{0r}^2}{4r_k}; \quad (3)$$

здесь $\rho_r = \frac{\rho_{c.g.} + \rho_{п.х} + \rho_{вл}u\eta(l-l_0)}{1+x+u\eta(l-l_0)}$; $r_k = \frac{d_k}{2}$, а коэффициент сопротивления слоя принимают, например, по данным работы [2]:

$$\zeta_{cл} = \frac{3300}{Re_{cл}} + 16; \quad Re_{cл} = \frac{\rho_r v_{0r} d_k}{\mu_r}.$$

В зависимости от физического смысла граничных условий выражения (3) под ρ_r понимается либо абсолютное, либо избыточное давление.

Уравнение «влагообмена»

$$-\frac{G_m}{3,6H_{cл}B_T} \frac{\partial W}{\partial l} = \frac{\beta_1}{m_m} F_1 \left(\frac{x_{п.} - x}{1+x} \right), \quad (4)$$

где β_1 – коэффициент массообмена от окатышей к газу; $x_{п.}$ – влагосодержание газа на поверхности окатышей; m_m – коэффициент массивности при массообмене, $m_m = \frac{\beta_1 d_k}{10\lambda_m}$; здесь λ_m – коэффициент теплопроводности окатыша. Эта величина должна быть связана с коэффициентом диффузии влаги в порах окатыша [7, 8], однако более удобным является ее подбор путем совмещения экспериментальных и расчетных кривых изменения влажности окатыша при сушке в неподвижном слое; иными словами, этот коэффициент является коэффициентом адаптации математической модели обжиговой машины в зоне сушки.

Вследствие сложности математической модели процесса обжига рудугольных окатышей в целом представляется целесообразным использовать для описания отдельных физико-химических явлений наиболее простые и наглядные представления. Так, например, предположим, что влагосодержание газа на поверхности окатышей равно влагосодержанию, соответствующему насыщению $x_{п.}$, причем величина $x_{п.}$ определяется в соответствии с рекомендациями вышеупомянутой работы А.В. Лыкова. Коэффициент массообмена β_1 , определяющий интенсивность сушки, находится из критериальных соотношений, предложенных в работах ВНИИМТ [9, 10].

Уравнение влагосодержания по высоте слоя (уравнение баланса влаги)

$$-G_{c.g.} \frac{\partial x}{\partial y} = \frac{G_m}{3,6H_{cл}B_T} \frac{\partial W}{\partial l} + \frac{\partial G_{п.}}{\partial y} \eta(l-l_0). \quad (5)$$

Уравнение баланса массы сухих газов

$$\frac{\partial G_{с.г}}{\partial y} = \sum_i f_i. \quad (6)$$

Точно такие же уравнения необходимо записать для каждого компонента газа.

Изменение количества воды (влаги) по высоте слоя при охлаждении окатышей водовоздушной смесью.

В общем случае процесс охлаждения слоя водовоздушной смесью в значительной степени определяется способом ее приготовления и типом форсунок, используемых для распыления воды. Кинетика испарения капель в силу стесненности и извилистости движения частиц жидкости усложняется явлениями коагуляции капель и растекания их по поверхности окатышей. Учесть эти обстоятельства в полной мере не представляется возможным, поэтому будем считать, что интенсивность испарения описывается следующим простым уравнением:

$$-\frac{\partial G_{и}}{\partial y} = \sigma_{и} F_1 \left(\frac{x_* - x}{1 + x} \right), \quad (7)$$

где $\sigma_{и}$ – эффективный коэффициент испарения;
 $x_* = \frac{0,622 p_*}{p_r - p_*}; \ln p_* = 25,403 - \frac{5176,085}{t_r + 273}$.

Параметр $\sigma_{и}$ является коэффициентом адаптации модели в зоне охлаждения.

При оптимизации конструктивных и режимных параметров обжиговой машины весьма полезной является информация о среднемассовой температуре колосников. Ее приближенно оценивают по выражению

$$\rho_k c_k V_k \frac{\partial t_k}{\partial l} = k_2 F_2 (t_{г|y=H_{сн}} - t_k). \quad (8)$$

Представленные выше уравнения являются основными при анализе теплотехнических аспектов процесса обжига. Однако они не могут быть решены до тех пор, пока не будут определены интенсивности протекания отдельных химических реакций (f_i). Учитывая сделанные ранее замечания об общей сложности комплексной математической модели, описание физико-химических аспектов процесса обжига желательнее оформлять в виде относительно простых математических уравнений, отражающих тем не менее правильно основные (характерные) стороны того или иного явления. Так как при обжиге рудугольных окатышей большой интерес представляет степень металлизации конечного продукта, то использование моделей восстановления оксидов железа, основанных на понятии среднеобъемной степени восстановления (по отнятому кислороду) [9 – 11] не представляется возможным. С другой стороны, нельзя использовать и хорошо известные модели фронтального восстановления [12 – 14], так как они не учитывают сложной структуры офлюсованного рудугольного окатыша.

В связи с отмеченным физическая модель развития физико-химических превращений в объеме окатыша построена на том, что любая химическая реакция протекает на всей внутренней и внешней поверхности окатыша, причем действующий потенциал процесса (разность концентраций газообразного реагента) является функцией радиуса окатыша, константы скорости реакции и коэффициента диффузии реагента в макропорах окатыша. В то же время реагирование в индивидуальной грануле имеет фронтальный характер, т.е. степень завершения процесса может быть выражена через радиусы непрореагировавших объемов гранул ξ_p , $\xi_{и}$ и ξ_r . Разумеется такого рода интерпретация физико-химического процесса является в значительной степени идеализацией и упрощением реальной картины химического взаимодействия, так как она не учитывает изменения внутренней структуры окатыша в процессе обжига. Однако принимая во внимание, что практически все кинетические коэффициенты определяются экспериментально, а следовательно, косвенно учитывают изменение макро- и микропористости при обжиге, ее следует признать приемлемой.

Как уже отмечалось ранее, из всего множества физико-химических явлений, сопровождающих обжиг рудугольных окатышей, данная математическая модель непосредственно учитывает лишь основные явления, т.е. те из них, которые находят отражение в материальном балансе технологии обжига и могут быть проверены экспериментально. Для рудных составляющих окатыша первым таким явлением служит процесс окисления двухвалентного оксида железа. Динамику окисления рудной гранулы в предположении, что ионы двухвалентного железа распределены в объеме рудной гранулы равномерно и, используя известные из литературы решения [13 – 18], описывает уравнение

$$\rho_p x_{FeO} \frac{\partial \xi_p}{\partial \tau} = \frac{9 \rho_{O_2} k_{ок} (O_2 - O_2^{\circ}) f(\mu_{ок} r_p)}{\frac{k_{ок} \xi_p}{D_p} \frac{r_p - \xi_p}{r_p} + 1 + \frac{k_{ок} \xi_p^2}{\beta_{O_2} r_p^2}}; \quad (9)$$

здесь x_{FeO} – начальная концентрация вюститита в рудной грануле; D_p – коэффициент диффузии кислорода в макропорах гранулы; $k_{ок}$ – константа скорости окисления; β_{O_2} – коэффициент массообмена от газа в макропорах окатыша к поверхности гранулы (по кислороду); O_2 и O_2° – действующая и равновесная концентрации кислорода в газе;

$$f(\mu_{ок} r_p) = \frac{\mu_{ок} r_p \operatorname{cth}(\mu_{ок} r_p) - 1}{(\mu_{ок} r_p)^2}; \mu_{ок} = \sqrt{\frac{k_{V_{ок}}}{D_{ок}^{O_2}}},$$

$k_{V_{ок}}$ – объемная константа скорости окисления; $D_{ок}^{O_2}$ – эффективный коэффициент диффузии кислорода в макропорах окатыша.

Сомножитель $f(\mu_{ок}, r_p)$ представляет собой коэффициент усреднения объемной концентрации кислорода по радиусу окатыша. Величину $k_{V_{ок}}$ приближенно определяют по выражению

$$k_{V_{ок}} = \frac{3DR}{r_p^3} \xi_p^2 \frac{\rho_M}{\rho_p}$$

Степень окисленности рудной гранулы связана с текущим радиусом непрореагировавшего объема выражением

$$\frac{\partial \psi}{\partial \tau} = -\frac{3}{r_p^3} \xi_p^2 \frac{\partial \xi_p}{\partial \tau},$$

или более просто

$$\psi = \psi_0 - \left(1 - \frac{\xi_p^3}{r_p^3}\right),$$

а скорость (интенсивность протекания) реакции окисления определяется выражением

$$f_{ок} = -DR\rho_M \chi_{V_2} x_{FeO} \frac{\partial \psi}{\partial \tau}, \quad (10)$$

Тогда количество теплоты, выделившееся в процессе окисления, составит

$$q_{ок} f_{ок} = -DR\rho_M \chi_{V_2} x_{FeO} q_{ок} \frac{\partial \psi}{\partial \tau}, \quad (11)$$

а изменение содержания кислорода в газе вследствие этой реакции будет определяться как

$$\frac{\partial}{\partial y} (\rho_{O_2} v_{0r}) = -\frac{1}{9} DR\rho_M \chi_{V_2} x_{FeO} \frac{\partial \psi}{\partial \tau}. \quad (12)$$

Необходимо подчеркнуть, что в процессе расчета параметров газа и материала по длине обжиговой машины помимо величин, определяемых вышеприведенными уравнениями, необходимо также учитывать изменение плотности гранулы и массовой доли руды в шихте по мере увеличения степени окисленности ψ .

Аналогичным образом описывается динамика изменения размеров единичной известняковой гранулы [12]:

$$-0,4396\rho_{и} \frac{\partial \xi_{и}}{\partial \tau} = \frac{\rho_{CO_2} k_{дис} (CO_2^\circ - CO_2)}{CO_{2и}^\circ + \frac{k_{дис}}{D_{иCO_2}} \xi \frac{r_{и} - \xi_{и}}{r_{и}}}, \quad (13)$$

где $k_{дис}$ – константа скорости диссоциации известняка; $D_{иCO_2}$ – коэффициент диффузии CO_2 в микропорах известняковой гранулы; CO_2° и $CO_{2и}^\circ$ – действующая и равновесная концентрации диоксида углерода в макропорах окатыша.

Все остальные параметры процесса, связанные с известняком, выражаются через радиус непрореагировавшего объема известняковой гранулы, а именно:

– изменение текущих долей (по массе) известняка и извести

$$\frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau} = \frac{3DI}{r_{и}^3} \xi_{и}^2 \frac{\partial \xi_{и}}{\partial \tau},$$

$$\frac{\partial CaO}{\partial \tau} = -0,5603 \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau};$$

– скорость реакции диссоциации

$$f_{дис} = \rho_M \chi_{V_2} \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau};$$

– затраты теплоты на диссоциацию

$$f_{дис} q_{дис} = \rho_M \chi_{V_2} q_{дис} \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau};$$

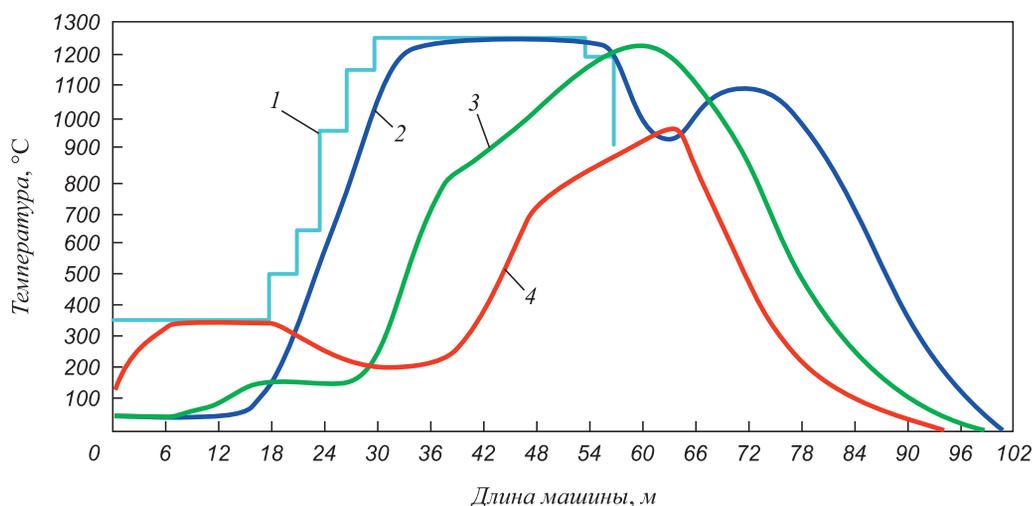
– изменение объемной доли CO_2 за счет диссоциации известняка

$$\frac{\partial}{\partial y} (\rho_{CO_2} v_{0r}) = -0,4396\rho_M \chi_{V_2} \frac{\partial CaCO_3}{\partial \tau}.$$

Точно так же, как и при описании реакции окисления магнетита, в данном случае необходимо учитывать, что в процессе диссоциации известняка изменяются плотность окатыша и массовая доля известняка в шихте.

При достаточно высокой температуре окатышей начинается взаимодействие диоксида углерода, содержащегося в газе или выделившегося при диссоциации известняка, с углеродом топлива. Механизм и кинетика реакции газификации углерода диоксидом углерода или водяными парами изучались во многих работах; весьма подробно они изложены в монографии [12]. Однако совместная газификация углерода смесью этих газов в литературе математически не описана. Использование для этой цели методики, изложенной в работе [12], приводит к выражениям весьма сложным для применения в комплексной математической модели технологии обжига. Поэтому целесообразно воспользоваться для описания процесса газификации углерода топлива приближенными соотношениями, качественно верно отображающими влияние состава газовой фазы на скорость процесса.

По аналогии с полуэмпирическим выражением, предложенным в работах [13, 20] для описания газификации доменного кокса фурменным газом, целесообразно принять, что процесс газификации углерода топлива на его реакционной поверхности смесью диоксида углерода и водяного пара в присутствии водорода и оксида углерода (кинетическая сторона процесса) описывается следующим уравнением:



Расчетное изменение температур слоя окатышей по длине обжиговой машины ОК-306:
 1 – температура газа; 2 – 4 – температура окатышей: 2 – $y = 0$ м, 3 – $y = 0,2$ м, 4 – $y = 0,4$ м

Estimated change of temperatures of pellets layer along the length of burning machine OK-306:
 1 – gas temperature; 2 – 4 – pellets temperature: 2 – $y = 0$ m, 3 – $y = 0.2$ m, 4 – $y = 0.4$ m

$$-p_r \frac{\partial \xi_r}{\partial \tau} = v_{\text{газ}} = \frac{1}{C^p} \left[k_{\text{газ},1} \text{CO}_2 + k_{\text{газ},2} \text{H}_2\text{O} \times \left(1 + \frac{p_r}{101\,325} k_2 \text{CO} \right) \right] \left\{ \left(1 + \frac{p_r}{101\,325} k_4 \text{H}_2 \right) \times \left[\frac{101\,325}{p_r} + k_1 \text{CO} + k_2 \text{CO} + k_3 \text{H}_2\text{O} + \frac{p_r}{101\,325} k_1 k_3 \text{CO} \cdot \text{H}_2\text{O} \right]^{-1} \right\}$$

Учет диффузионных аспектов процесса осуществляется приближенно в соответствии с методикой, развитой в работах [13 – 15, 18]; коэффициенты $k_{\text{газ},1}$, $k_{\text{газ},2}$, $k_1 \div k_4$ определяются экспериментально.

Знание скорости реакции газификации и ее отдельных составляющих позволяет, как и ранее, представить выражения для интенсивностей протекания процесса, мощности стока теплоты, изменения объемных долей CO_2 , CO , H_2O , H_2 и т.д. Принципиально эти выражения (по форме) аналогичны и не отличаются от представленных выше и поэтому здесь не приводятся.

В качестве иллюстрации возможностей математической модели на рисунке представлены результаты расчета распределения температур окатышей по высоте слоя и длине обжиговой машины.

Наибольший интерес и в то же самое время наибольшие затруднения вызывает математическое описание процесса восстановления оксидов железа рудных гранул окатыша. Это описание довольно громоздко и поэтому составляет содержание дальнейшей работы.

Выводы. Выполнена разработка математических моделей процесса обжига рудоугольных окатышей на конвейерной машине. Хотя эта модель предназначена для анализа процесса обжига офлюсованных рудоугольных окатышей, ее возможности неизмеримо шире. Она позволяет исследовать процессы окислительного обжига

железородных окатышей с использованием газогорелочных устройств для сжигания газа в слое и многое другое.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б.И. Китаев, В.Н. Тимофеев, Б.А. Боковиков и др. - М.: Metallurgy, 1972. – 432 с.
2. Охлаждение агломерата и окатышей / Н.М. Бабушкин, С.Г. Братчиков, Г.Н. Намятов и др. - М.: Metallurgy, 1975. – 208 с.
3. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.Л. Суханов и др. - М.: Metallurgy, 1978. – 248 с.
4. Серрин Дж. Математические основы классической механики жидкости. - М.: ИЛ, 1963. – 256 с.
5. Слеттери Дж. С. Теория переноса импульса, энергии и массы в сплошных средах / Пер. с англ. - М.: Энергия, 1978. – 448 с.
6. Ergun S. Fluid Flow through Packed Columns // Chem. Eng. Prog. 1957. Vol. 48. P. 89 – 94.
7. Лыков А.В. Теория сушки. - М.: Энергия, 1968. – 471 с.
8. Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. - М.: Наука, 1987. – 492 с.
9. Тимофеев В.Н., Боковиков Б.А., Бабушкин Н.М. Математическое описание явлений тепло- и массообмена в доменной печи. - В кн.: Теплотехника доменного и агломерационного процессов. Сб. науч. трудов ВНИИМТ № 14. - М.: Metallurgy, 1966. С. 5 – 37.
10. Боковиков Б.А. Методы расчета слоевых процессов и агрегатов для металлзации и их развитие. - В кн.: Физикохимия прямого получения железа. - М.: Наука, 1977. С. 84 – 87.
11. Анализ шахтного восстановительного процесса с помощью математической модели // Б.А. Боковиков, В.Ю. Поволоцкий, А.И. Гиммельфарб, А.М. Неменов / Прямое получение железа и порошковая металлургия: Тематич. отрасл. сб. № 1. - М.: Metallurgy, 1974. С. 107 – 113.
12. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов; изд. 2-е, ч. 1. - Свердловск: Metallurgizdat, 1962. – 671 с.
13. Ростовцев С.Т. Теория металлургических процессов. - М.: Metallurgizdat, 1956. – 514 с.
14. Szekeley J., Evans J.W., Sohn H.Y. Solid – Gas Reactions. - N.Y.: Academic Press, 1976. – 400 p.

15. Yagi I., Szekely J. Mathematical formulation on iron oxide pellets in moving beds with nonuniform gas and solids flow // *Trans. Iron and Steel Inst. Japan*. 1977. No. 10. P. 569 – 575.
16. Funghini A., Fontana P., Marchi G. De. In: *The operation of the blast furnace: theory and practice*. – Arles: 1980, Vol. 2, p. B. 2.1 – B. 2.6.
17. Takahashi Y., Takahashi R. In: *Proc. VIII Joint Japan – USSR Symposium on Physical Chemistry of Metallurgical Processes*. – Tokyo, 1981. P. 78 – 92.
18. Богданди Л., Энгель Г.Ю. Восстановление железных руд. – М.: Metallurgiya, 1971. – 520 с.
19. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
20. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2014. – 558 с.

Поступила 5 октября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 4, pp. 329–335.

MATHEMATICAL MODEL OF BURNING PROCESS OF COAL-ORE PELLETS ON CONVEYOR MACHINE

V.S. Shvydkii, Yu.G. Yaroshenko, N.A. Spirin, V.V. Lavrov

Ural Federal University named after the first President of Russia
B.N. Yel'tsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. Development of mathematical models of coal-ore pellets burning process was executed on the conveyor machine. The problems of heat transfer between gas and material in the transversally blown dense layer are considered. The description is given for the following aspects: the phenomena of drying and cooling of materials (including by air-and-water mixture), oxidation processes of ore constituents of pellets, dissociation of limestone and burning of fuel constituents of material. Equalizations of the engineering mathematical models of iron oxides recovery and burning of fuel granules and of heating of machine's fire grate (carts) are resulted. When calculating the development of physicochemical transformations in the volume of the pellet, it was assumed that any chemical reaction from the surface of the granules of a particular component proceeds over the entire inner and outer surfaces of the pellet, and the process potential (the difference in the concentration of gaseous reactant) is a function of the pellet's radius, the diffusion coefficient of reagent in micropores of the pellet. At the same time, the response in the individual pellet is frontal, and the completion degree of the process can be expressed through the radii of unreacted pellet volumes. Among all physicochemical phenomena accompanying the process of calcination of coal-ore pellets, this mathematical model directly takes into account only the main ones, which are reflected in the material balance and can be verified experimentally. Finite-difference approximation of equations of the mathematical model together with the expressions for calculating the thermophysical characteristics of heat carriers, heat and mass transfer coefficients, thermochemical and kinetic constants, etc. have formed the basis of a numerical model of a conveyor burning machine that produces metallized pellets. The implementation of this model in the particular case is presented in the article.

Keywords: stratified process, heat exchange, granules of pellet, mathematical description, engineering models, equivalent descriptions.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-329-335

REFERENCES

1. Kitaev B.I., Timofeev V.N., Bokovikov B.A. etc. *Teplo- i massoobmen v plotnom sloe* [Heat and mass transfer in the dense layer]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 432 p. (In Russ.).
2. Babushkin N.M., Bratchikov S.G., Namyatov G.N. etc. *Okhlazhdenie aglomerata i okatyshai* [Cooling of agglomerate and pellets]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 208 p. (In Russ.).
3. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Sukhanov E.L. etc. *Teplotekhnika domennogo protsesssa* [Heat engineering of blast furnace process]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 248 p. (In Russ.).
4. Serrin James. *Mathematical Principles of Classical Fluid Mechanics. Series: Encyclopedia of Physics*. Berlin – Göttingen – Heidelberg: Springer-Verlag OHG, 1959. (Russ.ed.: Serrin J. *Matematicheskie osnovy klassicheskoi mekhaniki zhidkosti*. Moscow: IL, 1963, 256 p.).
5. Slattery John S. *Momentum, energy, and mass transfer in continua*. New York: McGraw-Hill, 1971, 679 p. (Russ.ed.: Slattery J. S. *Teoriya perenosha impul'sa, energii i massy v sploshnykh sredakh*. Moscow: Energiya, 1978, 448 p.)
6. Ergun S. Fluid flow through packed columns. *Chem. Eng. Prog.* 1957, vol. 48, pp. 89–94.
7. Lykov A.V. *Teoriya sushki* [Theory of drying]. Moscow: Energiya, 1968, 471 p. (In Russ.).
8. Frank-Kamenetskii D.A. *Diffuziya i teploperedacha v khimicheskoi kinetike* [Diffusion and heat transfer in chemical kinetics]. Moscow: Nauka, 1987, 492 p. (In Russ.).
9. Timofeev V.N., Bokovikov B.A., Babushkin N.M. Mathematical description of the phenomena of heat and mass transfer in the blast furnace. In: *Teplotekhnika domennogo i aglomeratsionnogo protsessov. Sb. nauch. Trudov VNIIMT № 14* [Heat engineering of blast furnace and agglomeration processes. Coll. of sci. works of VNIIMT no. 14]. Moscow: Metallurgiya, 1966, pp. 5–37. (In Russ.).
10. Bokovikov B.A. Calculating methods for layer processes and metallization units and their development. In: *Fizikokhimiya pryamogo polucheniya zheleza* [Physicochemistry of direct iron production]. Moscow: Nauka, 1977, pp. 84–87. (In Russ.).
11. Bokovikov B.A., Povolotskii V.Yu., Gimmel'farb A.I., Nemenov A.M. Analysis of the mine recovery process using the mathematical model. In: *Pryamoe poluchenie zheleza i poroshkovaya metallurgiya: Tematich. otrasl. sb. no. 1* [Direct iron production and powder metallurgy: Thematic industrial coll. no. 1]. Moscow: Metallurgiya, 1974, pp. 107–113. (In Russ.).
12. 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.).
13. Rostovtsev S.T. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov* [Theory of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgizdat, 1956, 514 p. (In Russ.).
14. Slattery J., Evans J.W., Sohn H.Y. *Solid – gas reactions*. N.Y.: Academic Press, 1976, 400 p.
15. Yagi I., Szekely J. Mathematical formulation on iron oxide pellets in moving beds with nonuniform gas and solids flow. *Trans. Iron and Steel Inst. Japan*. 1977, no. 10, pp. 569–575.
16. Funghini A., Fontana P., Marchi G. De. In: *The operation of the blast furnace: theory and practice*. Arles: 1980, vol. 2, pp. B. 2.1–B. 2.6.
17. Takahashi Y., Takahashi R. In: *Proc. VIII Joint Japan – USSR Symposium on Physical Chemistry of Metallurgical Processes*. Tokyo: 1981, pp. 78–92.
18. Bogdandy L., Engell H.-J. *Die Reduktion der Eisenerze*. Duesseldorf: Springer Verlag, 1967, 539 p. (Russ.ed.: Bogdandy L., Engell H.-J. *Vosstanovlenie zheleznykh rud*. Moscow: Metallurgiya, 1971, 519 p.).
19. Patankar Suhas V. *Numerical Heat Transfer and Fluid Flow*. New York: Hemisphere Publishing Corporation, 1980. (Russ.ed.: Patan-

kar S. *Chislennye metody resheniya zadach teploobmena i dinamiki zhidkosti*. Moscow: Energoatomizdat, 1984, 152 p.).

20. Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu., Gileva L.Yu., Krasnobaev A.V., Shvydkii V.S., Onorin O.P., Shchipanov K.A., Burykin A.A. *Matematicheskoe modelirovanie metallurgicheskikh protsessov v ASU TP* [Mathematical modeling of metallurgical processes in the automated process control system]. Spirin N.A. ed. Ekaterinburg: OOO "UIPTs", 2014, 558 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by Decree no. 211 of the Government of the Russian Federation, Contract no. 02.A03.21.0006.

Information about the authors:

V.S. Shvydkii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (vshvid@isnet.ru)
Yu.G. Yaroshenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (yury-y@planet-a.ru)
N.A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (n.a.spirin@urfu.ru)
V.V. Lavrov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (v.v.lavrov@urfu.ru)

Received October 5, 2016

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Бащенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Олендаренко Н.П., ведущий редактор

Неунывахина Д.Т., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 26.04.2017. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,5. Заказ 5492. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

CYCLIC DEFORMATION UNIT FOR CONTINUOUS SLABS REDUCTION

FORMATION OF CARBIDE TYPE COATING IN THE PROCESS OF MICROARC STEEL VANADATION

SURFACING OF DETAILS OF MINING EQUIPMENT BY POWDER WIRES OF C – Si – Mn – Mo – V - B AND C – Si – Mn – Cr – Mo – V SYSTEMS

TECHNOLOGICAL BASICS OF ADSORPTION DEHYDRATION AND THERMOCHEMICAL SINTERING OF BOF SLUDGE

IMPROVEMENT OF THE EFFICIENCY OF VERTICAL SETTLING CHAMBERS FOR RECYCLING OF METALLURGICAL DUST

METHOD OF DETERMINING THE OPTIMAL CONCENTRATION OF NANOSTRUCTURED POWDERS IN SHIELDING GAS

MOLECULAR-DYNAMIC STUDY OF NANOCRYSTALLINE DEFORMATION OF NICKEL

SURFACE NANOHARDNESS OF WEAR RESISTANT SURFACING IRRADIATED BY ELECTRON BEAM

SYSTEMATIZATION OF PHYSICAL PROPERTIES POLYETHERMS OF METALLIC MELTS

IMPROVEMENT OF THE PRODUCTION EFFICIENCY OF REINFORCEMENT SECTIONS AT THE OPERATING CONTINUOUS SMALL-SECTION MILL

MODELING OF THERMAL PROCESSES DURING SURFACE TREATMENT OF METAL PRODUCTS WITH HIGH CONCENTRATED ENERGY FLOWS

MATHEMATICAL MODEL OF BURNING PROCESS OF COAL-ORE PELLETS ON CONVEYOR MACHINE

NUMERICAL MODELING OF THE PROCESS OF FILLING THE CCM MOLD WITH METAL