

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 60 Номер 6 2017

• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГИДРОДИНАМИКИ И МАССОПЕРЕНОСА В КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЕ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ КОНЦЕНТРАТОВ КОМПЛЕКСОВ ШЛАКОПЕРЕРАБОТКИ

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ ТРУБ

РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЬНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ПРИ ДЕФЕКТЕ РАСКАТНОЙ ПРИГАР

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ БАЛКИ

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ, РАЗМЕРА ЗЕРЕН И ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ В ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ Э2412

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ОКИСЛЕНИЯ В ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

НЕКОТОРЫЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВОЛЬФРАМА ИЗ ОКСИДА WO_3 КРЕМНИЕМ

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 6, 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)

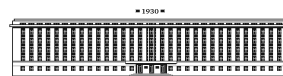
КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)
КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)
КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва)
КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)
КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)
ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия)
ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград)
МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)
НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)
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: LEONT'EV L.I.
(Russian Academy of Sciences, Moscow)

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

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

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

Editorial Board:

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

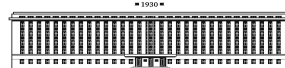
M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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@sisis.ru
www.fermet.misis.ru

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Кузнецов С.Н., Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Темлянец М.В. Математическое моделирование процессов гидродинамики и массопереноса в конвертерной ванне при использовании железосодержащих концентратов комплексов шлакопереработки	425
Лехов О.С., Михалев А.В. Исследование установки непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб. Сообщение 1	430
Шинкин В.Н. Разрушение стальных труб большого диаметра при дефекте раскатной пригар	436
Савельев А.Н., Савельева Е.А., Локтева Н.А. Оценка прочностных свойств материалов элементов технологических машин на основе синергетически организованных сигналов акустической эмиссии	443

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

Зайнуллин Л.А., Калганов М.В., Калганов Д.В., Спирин Н.А. Разработка и исследование устройств воздушного охлаждения вращающегося вала печного высокотемпературного вентилятора многодискового типа	451
--	-----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Иванов Ю.Ф., Белов Е.Г., Громов В.Е., Коновалов С.В., Косинов Д.А. Структурно-фазовые состояния, механические и трибологические свойства термомеханически упрочненной балки	457
Полетаев Г.М., Зоря И.В., Кулабухова Н.А., Новоселова Д.В., Старостенков М.Д. Исследование методом молекулярной динамики взаимодействия водорода с наночастицами палладия и никеля	463
Федоров В.А., Кириллов А.М., Плужникова Т.Н. Влияние скорости деформирования, размера зерен и температуры на механическое двойникование в электротехнической стали Э2412	469

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Меламуд С.Г., Юрьев Б.П., Гольцев В.А. Изучение процесса окисления в железорудных материалах при низких температурах	474
Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Шурупов В.М. Некоторые термодинамические аспекты восстановления вольфрама из оксида WO ₃ кремнием	481

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Шорохова А.В., Новичихин А.В. Комплексирование и математическое моделирование технологий переработки железорудных отходов обогащательных фабрик	486
---	-----

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Одинокое В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И. Численное моделирование процесса заполнения металлом кристаллизатора УНРС	493
---	-----

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

S.N. Kuznetsov, E.V. Protopopov, S.V. Feiler, M.V. Temlyantsev Mathematical modeling of hydrodynamic processes and mass transfer in the converter bath when using the iron-containing concentrates of slag processing complexes	425
O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev Continuous casting and deformation installation for the production of steel plates for welded pipes. Report 1	430
V.N. Shinkin Destruction of large-diameter steel pipes at rolled burnout defect	436
A.N. Savel'ev, E.A. Savel'eva, N.A. Lokteva Strength properties evaluation of materials of technological machines elements based on the synergetically organized signals of acoustic emission	443

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

L.A. Zainullin, M.V. Kalganov, D.V. Kalganov, N.A. Spirin Development and study of devices for air cooling of the rotating shaft in high-temperature furnace fan of multi-disc type	451
---	-----

MATERIAL SCIENCE

Yu.F. Ivanov, E.G. Belov, V.E. Gromov, S.V. Konovalov, D.A. Kosinov Structure-phase states, mechanical and tribological properties of thermomechanically strengthened beam	457
G.M. Poletaev, I.V. Zorya, N.A. Kulabukhova, D.V. Novoselova, M.D. Starostenkov The study of hydrogen interaction with palladium and nickel nanoparticles by the method of molecular dynamics	463
V.A. Fedorov, A.M. Kirillov, T.N. Pluzhnikova Influence of deformation rate, grain size and temperature on mechanical twinning in electrical steel E2412	469

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

S.G. Melamud, B.P. Yur'ev, V.A. Gol'tsev Oxidation process in iron ore materials at low temperatures	474
Yu.V. Bendre, V.F. Goryushkin, R.E. Kryukov, N.A. Kozyrev, V.M. Shurupov Some thermodynamic aspects of WO ₃ recovery by silicon	481

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

A.V. Shorokhova, A.V. Novichikhin Integration and mathematical modeling of processing technologies of concentrating plant iron ore waste	486
--	-----

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

V.I. Odinokov, E.A. Dmitriev, A.I. Evstigneev Numerical modeling of the process of filling the CCM mold with metal	493
--	-----

УДК 621.785:536.212

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГИДРОДИНАМИКИ И МАССОПЕРЕНОСА В КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЕ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ КОНЦЕНТРАТОВ КОМПЛЕКСОВ ШЛАКОПЕРЕРАБОТКИ

Кузнецов С.Н., соискатель степени к.т.н. кафедры металлургии черных металлов (mchmsis@mail.ru)

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

Фейлер С.В., к.т.н., и.о. заведующего кафедрой металлургии черных металлов (feylersv@gmail.com)

Темлянецов М.В., д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики и экологии,

проректор по научной работе и инновациям (uchebn_otdel@sibsiu.ru)

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

Аннотация. Значительную часть отходов металлургического производства составляют сталеплавильные шлаки, выход которых оценивается в среднем от 150 до 200 кг/т стали. При существующих объемах производства стали в Российской Федерации ежегодно образуется в среднем 9 млн. т шлаков сталеплавильного производства, в составе которых 8 – 11 % чистого металла, 15 – 40 % – оксидов железа. Общее количество железа достигает 20 – 30 % от массы шлака. Сталеплавильные шлаки являются ценными железосодержащими техногенными материалами, которые необходимо подвергать дальнейшей переработке и возвращению в производство. Для переработки образующихся сталеплавильных шлаков на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» функционирует комплекс шлакопереработки, который представляет собой технологическую линию, позволяющую путем магнитной сепарации поэтапно выделять из конвертерного шлака железосодержащие включения. Образующийся железосодержащий концентрат представляет собой материал фракций 0 – 10 мм (предназначен для использования в агломерационном производстве), 10 – 80 мм (для использования в доменном производстве) и 80 – 250 мм (для использования в сталеплавильном производстве). В работе выполнен анализ возможности применения фракцией 0 – 10 и 10 – 80 мм железосодержащих концентратов при выплавке стали в 160-т конвертерах. На основе разработанной математической модели проведена серия многовариантных расчетов для исследования динамики плавления и распределения в металлическом расплаве присадки железосодержащих концентратов при различных траекториях ввода и различных его количествах. Анализ результатов математического моделирования позволил получить новую информацию о гидродинамических процессах при продувке конвертерной ванны с присадками железосодержащих концентратов комплекса шлакопереработки АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Ключевые слова: конвертер, сталеплавильный шлак, рециклинг, моделирование, плавление, гидродинамика.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-425-429

В настоящее время мировыми металлургическими производителями накоплены значительные объемы техногенных отходов [1 – 6], основными из которых являются шлаки доменного, конвертерного, электросталеплавильного производств. Так, в зависимости от марки выплавляемой стали, конструкции сталеплавильного агрегата и особенностей технологии в конвертерном производстве нормальный технологический ход процесса обеспечивается при направленном формировании шлака по ходу продувки в количестве 10 – 12 % от массы металлозавалки. Следует учитывать, что помимо оксидов кремния, кальция, магния, марганца, алюминия, железосодержащих оксидов FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄, шлаки содержат металлическое железо в виде корольков, общее количество которых может достигать 8 – 11 % от массы шлака [7]. За время работы металлургических предприятий сформированы шлаковые отвалы, занимающие значительные площади потенциально полезных земель, а объемы стале-

плавильных шлаков исчисляются десятками миллионов тонн. В частности, в Кузбассе шлаковые отвалы АО «ЕВРАЗ ЗСМК» – это более 40 млн. т сталеплавильных шлаков [8], которые являются ценными железосодержащими техногенными материалами. Совершенно очевидно, что требуется их дальнейшая переработка и возвращение в производство.

Одним из малозатратных способов утилизации сталеплавильных шлаков является их обогащение, например, методом магнитной сепарации и путем использования магнитной фракции в качестве железосодержащего шихтового компонента [9 – 11]. В процессе переработки железосодержащего концентрата может быть получен материал с общим содержанием железа в пределах 40 – 80 %, классифицируемый по фракциям 0 – 10, 10 – 80 и 80 – 250 мм. Железосодержащие концентраты комплексов шлакопереработки можно присаживать в завалку, по ходу продувки или комбинированно, а также использовать в качестве частичного

(полного) заменителя металлического лома – основного охладителя конвертерной операции [11].

При возвращении таких отходов в плавку важной технологической задачей является определение рациональной схемы присадки материала и отработка дутьевого и шлакового режимов конвертерной операции. В этом случае предварительно выполненное численное моделирование динамики плавления железосодержащего концентрата в расплаве позволит получить дополнительную информацию для разработки рациональной ресурсосберегающей технологии конвертерной плавки. Большой научный и практический интерес может представлять изучение особенностей протекания гидродинамических и массообменных процессов в рассматриваемых условиях и динамика усвоения железосодержащего концентрата в конвертерной ванне. При постановке задачи и изучении особенностей процессов массопереноса и плавления концентрата использовали ранее полученные сведения о гидродинамических и тепловых условиях поведения расплава при верхней продувке конвертерной ванны [12 – 16].

В основу математической модели положен метод коллективного движения частиц в расплаве [17, 18], который правомерно применять при объемной плотности дисперсного концентрата в расплаве менее 0,2. При этом движение и превращение частиц рассматриваются не зависящими от движения и превращений других частиц, а их влияние учитывается исключительно через характеристики среды в целом. В таких условиях объектом наблюдения служит не отдельная частица, находящаяся в расплаве, а целая группа частиц – конгломерат частиц твердой дисперсной фазы β в конвертерной ванне, одной из основных характеристик которого является объемная плотность. Пространственное распределение частиц конгломерата в определенный момент времени зависит не только от средней скорости движения твердой фазы, которая характеризует конвективный перенос, но и от эффективного коэффициента диффузии, характеризующего динамику распределения частиц, которая вызвана неоднородностями течения и циркуляционными потоками в ванне.

С целью упрощения постановки задачи и уменьшения объемов вычислений в математической модели использован ряд допущений. В частности, поскольку частицы фазы β имеют относительно небольшой размер, межфазной скоростью твердой и жидкой (расплава) фаз пренебрегаем. Такое допущение позволяет рассматривать гидродинамическую задачу как односкоростную, заключающуюся в нахождении поля скоростей среды в целом [19]. Таким образом, математическая модель учитывает только процесс плавления и распределения материала в расплаве в результате плавления железосодержащего концентрата в конвертерной ванне. При этом механическое влияние на фазу β дисперсных шлакообразующих материалов не учитывали и динамику шлакообразования не рассматривали.

В такой постановке задачи шлакообразующие присадки оказывают только локальное тепловое воздействие за счет первоначального прогрева до температуры расплава.

Совместно с твердой примесной фазой β рассматривали жидкую фазу η продуктов ее плавления. Принимали, что фаза η включала в себя все продукты плавления фазы β , и учитывали тепловые эффекты взаимного превращения компонентов фазы η между собой.

Таким образом, изучаемые процессы массопереноса можно описать системой следующих уравнений:

$$\frac{\partial \beta}{\partial t} + \bar{v}(\beta \bar{v}) = \bar{v}(D_{\beta} \bar{v} \beta) + \Phi; \quad (1)$$

$$\frac{\partial \eta}{\partial t} + \bar{v}(\eta \bar{v}) = \bar{v}(D_{\eta} \bar{v} \eta) - \frac{\rho_{\beta}^{\circ}}{\rho_{\eta}} \Phi, \quad (2)$$

где $\bar{v}$ – скорость среды в целом; D_{β} и D_{η} – коэффициенты эффективной диффузии фаз β и η ; ρ_{β}° и ρ_{η}° – истинные плотности фаз β и η ; Φ – объемная плотность твердой фазы.

Тепловая сторона рассматриваемого процесса описывается уравнением

$$C_e \frac{dT}{dt} = \bar{v}(\lambda'_e \bar{v} T) + L_e \frac{\rho_{\beta}^{\circ}}{\rho_0} \Phi + \Theta, \quad (3)$$

где $\frac{dT}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t} + \bar{v} \bar{v} T$ – субстанциональная производная

от температуры T среды; C_e – эффективная теплоемкость среды; λ'_e – эффективная теплопроводность среды, поделенная на среднюю плотность среды ρ_0 ; L_e – эффективная удельная теплота фазового превращения, учитывающая теплоту плавления фазы β и тепловой эффект от растворения и химических реакций фазы η ; Θ – коэффициент, учитывающий тепловое влияние на расплав при вводе шлакообразующих.

Тогда

$$\Theta_e \left[(C_b + \phi C_c)(T_b^0 - T_p) + \phi L_c \right] \psi, \quad (4)$$

где C_b и C_c – теплоемкость твердой извести и плавикового шпата; ϕ – доля плавикового шпата (от общего количества шлакообразующих присадок); L_c – удельная теплота плавления плавикового шпата; T_b^0 – начальная температура присадок шлакообразующих; T_p – температура расплава; ψ – массовый расход шлакообразующих присадок в месте их ввода, позволяющий описать интенсивность их подачи.

Первое слагаемое в квадратных скобках формулы (4) учитывает тепло, затрачиваемое на нагрев шлакообразующих до температуры расплава, а второе слагаемое учитывает тепло, расходуемое на плавление плавикового шпата.

В такой постановке задачи объемная плотность твердой фазы Φ определяет кинетику фазового превращения. В случае подачи в расплав железосодержащего концентрата предположим, что дисперсный материал имеет нерегулярную форму, неоднородный фракционный состав и включает все частицы, находящиеся в единичном объеме [18]. Тогда

$$\frac{d\beta}{dt} = \Phi = -K'\beta^{1/3}\Delta_f T_f,$$

где $K' = \sqrt[3]{3(4\pi N)^2 \frac{Nu\lambda_e}{2L\rho_\beta^0}}$ – кинематический коэффициент; N – количество частиц твердой фазы в единичном объеме; T_f – температура плавления концентрата; ρ_β^0 – плотность частиц концентрата; Nu – число Нуссельта.

Граничные условия для уравнений (1) и (2) на всех границах расчетной области определяются условиями непротекания фаз β и η (подача фазы β в расплав учитывается объемной плотностью твердой фазы Φ). Граничные условия для уравнения (3) выбираются по аналогии с работой [20].

Численное решение поставленной задачи реализовывали с применением явной разностной схемы с использованием аппроксимационных слагаемых для эффективных коэффициентов диффузии и теплопроводности [17].

На основе математической модели проведена серия многовариантных расчетов для исследования динамики плавления и распределения присадки железосодержащего концентрата при различных траекториях ввода и различных его количествах. Расчеты проведены для геометрии конвертерной ванны, соответствующей рабочему пространству 160-т агрегатов АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Количество присаживаемого концентрата на плавку составляло 4 – 6 т или 3,5 – 7,5 кг/т годной стали. Траектория подачи материала была определена особенностями конструкции тракта подачи сыпучих материалов, а при использовании завалочных совков – условиями распределения материала в объеме ванны в области реакционных зон взаимодействия с кислородными струями. Время ввода концентрата принимали 30 – 40 с, зона ввода концентрата составляла 0,2 м от оси симметрии конвертера. Гидродинамическая обстановка в конвертере принята в соответствии с полученной ранее информацией [20].

Пример визуализированных результатов математического моделирования представлен на рисунке (стрелками показано направление движения циркуляционных потоков расплава, локальными кривыми – линии изоконцентрации фазы β (сплошные) и фазы η (прерывистые)).

При поступлении в конвертер железосодержащий концентрат захватывается восходящими вверх вдоль реакционной зоны потоками расплава и вращающими-

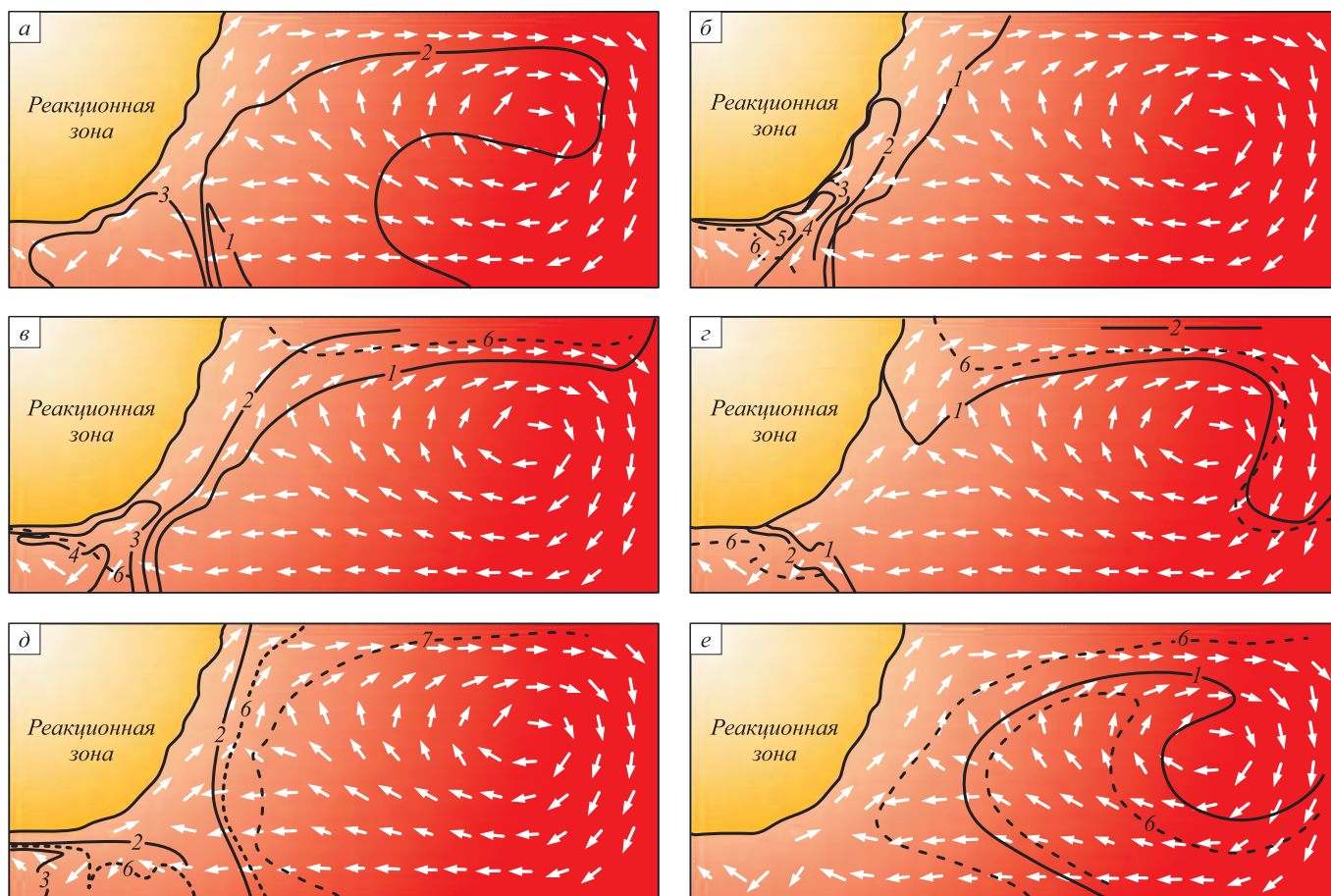
ся под реакционными зонами турбулентными вихрями (см. поз. *a* рисунка). После прекращения подачи концентрата (см. поз. *a* рисунка) последний, как правило, распределяется на две условные части: первая захватывается в глобальный вихрь и распространяется по всему объему ванны; вторая часть материала остается в зоне действия локальных вихрей под реакционными зонами. Указанные обстоятельства в целом определяют особенности распределения фазы β при подаче железосодержащих концентратов. Одновременно с распределением в ванне фазы β происходит ее плавление, в результате чего образуется фаза η (см. поз. *б* рисунка). Процесс плавления вследствие локального температурного перегрева [19] происходит наиболее интенсивно, на поз. *б* рисунка показана изолиния концентрации фазы η в нижней части объема ванны конвертера (под реакционными зонами). На поз. *в* рисунка – аналогичное распространение изолиний появляется уже и в верхней части конвертерной ванны. Плавление фазы β приводит к уменьшению ее общего количества. Например, уже к 110 с (см. поз. *е* рисунка) фаза β исчезает из области под реакционными зонами. Указанные обстоятельства приводят также к увеличению количества фазы η , которая занимает в течение продувки все больший объем в конвертерной ванне.

В результате интенсивного движения расплава при подаче концентрата материал интенсивно разносится по всему объему ванны конвертера и в дальнейшем расплавляется. По ходу продувки фаза η образуется практически равномерно по всему объему ванны.

Выводы. Методами математического моделирования исследованы гидродинамические процессы при продувке металлического расплава в конвертере с присадкой железосодержащего концентрата комплекса шлакопереработки АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (использовали фракцию 10 – 80 мм). Установлено, что при подаче материала по ходу плавки в результате интенсивного движения твердые частицы концентрата равномерно распределяются по объему ванны и в дальнейшем расплавляются.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов С.Н., Волынкина Е.П., Протопопов Е.В., Зоря В.Н. Металлургические технологии переработки техногенных мезотерождений, промышленных и бытовых отходов. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2014. – 294 с.
2. Kuhn M., Drissen P., Schrey H. Successful treatment of liquid BOF slag at ThyssenKrupp Steel works to solve the problem of volume stability // Proc. 3rd European Oxygen Steelmaking Conf.: 30 Oct - 1 Nov 2000. 2000. P. 521 – 531.
3. Sahay J.S., Nadpal O.P., Prasad S. Waste management of steel slag // Steel Times International. 2000. No. 2. P. 38 – 40.
4. Barella S., Gruttadauria A., Magni F. etc. Survey about Safe and Reliable Use of EAF Slag // ISIJ International. 2012. Vol. 52. No. 12. P. 2295 – 2302.
5. Balajee S.R., Callaway P.E., Keilman L.M. Production and BOF recycling of waste oxide briquettes at inland steel // Iron and Steelmaker. 1995. Vol. 22. No. 8. P. 11 – 21.



Поля концентраций фаз в объеме конвертера после завершения подачи концентрата (а) и через 20 с (б), 40 с (в), 60 с (г), 100 с (д) и 110 с (е) после завершения подачи:
1 – 0,05 % β; 2 – 0,2 % β; 3 – 1 % β; 4 – 4 % β; 5 – 6 % β; 6 – 10^{-4} % η; 7 – 10^{-3} % η

Areas of phase concentrations in converter volume after completion of concentrate input (a), in 20 s (б), 40 s (в), 60 s (г), 100 s (д) and 110 s (е) after filing:
1 – 0,05 % β; 2 – 0,2 % β; 3 – 1 % β; 4 – 4 % β; 5 – 6 % β; 6 – 10^{-4} % η; 7 – 10^{-3} % η

6. Weber R. Steelproduction with optimized energy and raw matetial inhut. ASM-Congress Cincinnati. Ohio, 1992. P. 21 – 27.
7. Кудрин В.А. Теория и технология производства стали. Учебник для вузов. – М.: Мир, АСТ, 2003. – 528 с.
8. Анашкин Н.С., Павленко С.И. Мартеновские шлаки и их использование в металлургии и других отраслях народного хозяйства. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – 136 с.
9. Гладских В.И., Гостенин В.А., Бочкарев А.В. и др. Переработка сталеплавильных шлаков на установке AMCOM // Сталь. 2009. № 10. С. 107, 108.
10. Голов Г.В., Ситников С.М., Калимулина Е.Г. Технология извлечения металла из отвальных шлаков // Сталь. 2001. № 8. С. 83.
11. Тарабрина Л.А., Курган Т.А., Игнатъева Н.С. Процессы переработки шлаков на ОАО «ММК» // Металлург. 2000. № 9. С. 26, 27.
12. Булгаков В.Г., Бондарев Ю.А., Агеев Е.Е. Использование брикетов из отходов металлургического производства для частичной или полной замены передельного чугуна при выплавке стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 1985. № 9. С. 72.
13. Noro Katsnhiko, Takenchi Mitsugu, Mitukami Yoshimasa Necessity of scrap reclamation technologies and present conditions of technical development // ISIJ Int. 1997. Vol. 37. No. 3. P. 27 – 31.
14. Bernard Trentini. Scrap consumption in the oxygen converter // Steel Times. 1985. No. 2. P. 608 – 610.
15. Goodman N. Slag splashing of BOF converters // Iron and Steel Inst. 1996. No. XXX. P. 24 – 33.
16. Singh V.A., Lenka S.N., Ajmani S.K. etc. Novel bottom stirring scheme to improve BOF performance through mixing and mass transfer modelling // ISIJ International. 2009. Vol. 49. No. 12. P. 1889 – 1894.
17. Самохвалов С.Е. Теплофизические процессы в многофазных средах: теоретические основы компьютерного моделирования. – Киев: изд. Института системных исследований. Мин. обр. Украины, 1994. – 172 с.
18. Кутателадзе С.С., Стырикович М.А. Гидродинамика газожидкостных систем. – М.: Наука, 1976. – 296 с.
19. Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Самохвалов С.Е. и др. Численное моделирование перемешивания и теплообмена в конвертерной ванне при комбинированной продувке // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 12. С. 3 – 8.
20. Протопопов Е.В., Мокринский А.В., Чернятевич А.Г., Жибинова И.А. Исследование гидродинамики конвертерной ванны при продувке расплава в агрегате жидкофазного восстановления // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 6. С. 7 – 11.

Поступила 13 апреля 2017 г.

MATHEMATICAL MODELING OF HYDRODYNAMIC PROCESSES AND MASS TRANSFER IN THE CONVERTER BATH WHEN USING THE IRON-CONTAINING CONCENTRATES OF SLAG PROCESSING COMPLEXES

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

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. A significant part of the steel industry wastes are steel smelting slags, the output of which is estimated at an average from 150 to 200 kg/ton of steel. With the existing volumes of steel production in the Russian Federation annually approximately 9 million tons of steelmaking slag is generated. They contain 8–11 % of pure metal, and 15–40 % in the form of iron oxides. The total amount of iron reaches 20–30 % of the mass of the slag. Steelmaking slags are valuable iron-containing technogenic materials that require further processing and recycling in the production. For the processing of the formed steel-smelting slags, JSC “EVRAZ ZSMK” operates a slag processing complex, which is a technological line allowing step-by-step separation of iron-containing inclusions from converter slag due to the use of magnetic separation methods. The obtained iron-containing concentrate is a fraction material: 0–10 mm – intended for use in agglomeration production, 10–80 mm – in blast-furnace production and 80–250 mm in steelmaking. The analysis of the possibility of the use of iron-containing concentrates with the fraction of 0–10 and 10–80 mm during steel smelting in 160-ton converters was carried out. On the basis of the developed mathematical model, a series of multivariate calculations were carried out to study the dynamics of melting and averaging the addition of iron-containing concentrates at various trajectories of input and its various amounts. Analysis of the results of mathematical modeling made it possible to obtain new information on hydrodynamic processes during the blowing of the converter bath with addition of iron-containing concentrates of the slag processing complex JSC “EVRAZ ZSMK”.

Keywords: converter, steelmaking slag, recycling, modeling, melting, hydrodynamics.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-425-429

REFERENCES

1. Kuznetsov S.N., Volynkina E.P., Protopopov E.V., Zorya V.N. *Metallurgicheskie 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.).
2. Kuhn M., Drissen P., Schrey H. Successful treatment of liquid BOF slag at Thyssen Krupp Steel works to solve the problem of volume stability. In: *Proc. 3rd European Oxygen Steelmaking Conf.: 30 Oct - 1 Nov 2000*. 2000, pp. 521–531.
3. Sahay J.S., Nadpal O.P., Prasad S. Waste management of steel slag. *Steel Times International*. 2000, no. 2, pp. 38–40.
4. Barella S., Gruttadauria A., Magni F., Mapelli C., Mombelli D. Survey about Safe and Reliable Use of EAF Slag. *ISIJ International*. 2012, vol. 52, no. 12, pp. 2295–2302.
5. Balajee S.R., Callaway P.E., Keilman L.M. Production and BOF recycling of waste oxide briquettes at inland steel. *Iron and Steelmaker*. 1995, vol. 22, no. 8, pp. 11–21.
6. Weber R. Steel production with optimized energy and raw material input. *ASM-Congress Cincinnati. Ohio*, 1992, pp. 21–27.
7. Kudrin V.A. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali. Uchebnik dlya vuzov* [Theory and technology of steel production. Textbook for universities]. Moscow: Mir, AST, 2003, 528 p. (In Russ.).
8. Anashkin N.S., Pavlenko S.I. *Martenovskie shlaki i ikh ispol'zovanie v metallurgii i drugikh otraslyakh narodnogo khozyaistva* [Marten slags and their use in metallurgy and other branches of the national economy]. Novosibirsk: Izd-vo SO RAN, 2006, 136 p. (In Russ.).
9. Gladkikh V.I., Gostenin V.A., Bochkarev A.V., Sukinova N.V., Murzina Z.N. Processing of steelmaking slags at the AMCOM plant. *Stal'*. 2009, no. 10, pp. 107–108. (In Russ.).
10. Golov G.V., Sitnikov S.M., Kalimulina E.G. Technology for extracting the metals from dump slag. *Stal'*. 2001, no. 8, pp. 83. (In Russ.).
11. Tarabrina L.A., Kurgan T.A., Ignat'eva N.S. Processing the steelmaking slags at 'MMK' company. *Metallurg*. 2000, no. 9, pp. 26–27. (In Russ.).
12. Bulgakov V.G., Bondarev Yu.A., Ageev E.E. Use of briquettes from metallurgical waste for partial or complete replacement of pig iron in steelmaking. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1985, no. 9, pp. 72. (In Russ.).
13. Noro Katsnhiko, Takenchi Mitsugu, Mitukami Yoshimasa. Necessity of scrap reclamation technologies and present conditions of technical development. *ISIJ Int*. 1997, vol. 37, no. 3, pp. 27–31.
14. Bernard Trentini. Scrap consumption in the oxygen converter. *Steel Times*. 1985, no. 2, pp. 608–610.
15. Goodman N. Slag splashing of BOF converters. *Iron and Steel Inst*. 1996, no. XXX, pp. 24–33.
16. Singh V.A., Lenka S.N., Ajmani S.K., Bhanu C., Pathak S. Novel Bottom Stirring Scheme to Improve BOF Performance through Mixing and Mass Transfer Modelling. *ISIJ International*. 2009, vol. 49, no. 12, pp. 1889–1894.
17. Samokhvalov S.E. *Teplofizicheskie protsessy v mnogofaznykh sredakh: teoreticheskie osnovy komp'yuternogo modelirovaniya* [Thermophysical processes in multiphase environments: theoretical foundations of computer modeling]. Kiev: izd. Instituta sistemnykh issledovaniy. Min. obr. Ukrainy, 1994, 172 p. (In Russ.).
18. Kutateladze S.S., Styrikovich M.A. *Gidrodinamika gazozhidkostnykh sistem* [Hydrodynamics of gas-liquid systems]. Moscow: Nauka, 1976, 296 p. (In Russ.).
19. Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Samokhvalov S.E., Ganzer L.A., Kosukhina E.S. Numerical modeling of mixing and heat transfer in a converter bath with combined blowing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1997, no. 12, pp. 3–8. (In Russ.).
20. Protopopov E.V., Mokrinskii A.V., Chernyatevich A.G., Zhibinova I.A. Converter-bath hydrodynamics with injection in a liquid-reduction unit. *Steel in Translation*. 2006, vol. 36, no. 6, pp. 1–4.

Information about the authors:

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

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

S.V. Feiler, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Acting Head of the Chair of Ferrous Metallurgy (feilersv@gmail.com)

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

Received April 13, 2017

УДК 669.141.246:621.774.2

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ ТРУБ. СООБЩЕНИЕ 1

*Лехов О.С., д.т.н., профессор кафедры автомобилей
и подъемно-транспортных машин (MXLehov38@yandex.ru)
Михалев А.В., старший преподаватель кафедры металлургии,
сварочного производства и методики профессионального обучения*

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

Аннотация. Изложены недостатки современной технологии толстолистовой прокатки, приводящие к проблемам при получении сварных труб. Указаны преимущества технологии разлива тонких слэбов, при которой сочетаются разлива и обжатие заготовки с жидкой фазой. Описана конструкция установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации и приведена технология получения листа из стали для сварных труб. Поставлена задача по определению напряженно-деформированного состояния металла при формировании полосы из стальной оболочки слитка с жидкой фазой путем гибки узких стенок оболочки с жидкой фазой. В качестве метода исследования использован вычислительный эксперимент на базе решения задач механики сплошной среды методом конечных элементов. Для расчетов была принята сетка конечных элементов для четверти модели и узкой стенки оболочки с длиной грани элемента 0,5 мм. Решена упруго-пластическая контактная задача с учетом больших перемещений и деформаций и определено напряженно-деформированное состояние при формировании полосы в зоне гибки узких боковых стенок оболочки с жидкой фазой. Расчет выполнялся в плоской постановке (плоское деформированное состояние). Приведены исходные данные для решения поставленной задачи с использованием современного пакета ANSYS. Описаны постановка задачи и граничные условия. Представлены зависимости для расчета модуля упругости и сопротивления пластической деформации от температуры, степени и скорости деформации. Приведены эпюры перемещений, напряжений и деформаций металла в области узкой стенки оболочки с жидкой фазой при ее гибке. Описаны закономерности распределения растягивающих напряжений по внешней поверхности и по толщине узкой стенки оболочки с жидкой фазой. Изложены пути снижения растягивающих напряжений на боковых поверхностях оболочки с жидкой фазой.

Ключевые слова: установка, непрерывное литье, деформация, сталь, напряжение, оболочка с жидкой фазой, эпюра.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-430-435

Для дальнейшего развития металлургического производства весьма актуальным является создание совмещенных процессов непрерывного литья и деформации, которые позволяют существенно снизить капитальные и эксплуатационные затраты, повысить качество листовой металлопродукции, особенно толстолистового проката для сварных труб [1 – 10].

Однако современная технология толстолистовой прокатки, в частности на стане 5000, при обжатии крупных непрерывнолитых слэбов характеризуется значительной неравномерностью деформации по высоте слэба, что приводит к формированию неоднородной структуры толстолистового проката [11 – 19]. Для повышения однородности распределения деформации необходимо увеличивать обжатия за проход, что практически невозможно осуществить, поскольку степень деформации за проход при прокатке на стане 5000 составляет 10 – 15 %. В результате в осевой зоне слэба литая структура металла недостаточно прорабатывается, неметаллические включения и ликваты имеют строчечное расположение в металле вдоль оси про-

катки, что снижает требуемый уровень механических свойств толстолистового проката, возникают проблемы при получении сварных труб. За рубежом разработана технология разлива тонких слэбов, при которой сочетается разлива и обжатие заготовки с жидкой фазой и затвердевшего металла несколькими парами роликов диам. 310 мм [1]. Первоначальная толщина заготовки после кристаллизатора, равная 60 мм, обжимается до конечной толщины 10 – 20 мм при максимальной ширине слэба 1400 мм. Установлено, что в случае разлива тонких слэбов имеют место более мелкозернистая структура металла и меньшая область ликвации в осевой зоне слэба, чем при разливе стандартных слэбов толщиной 200 – 250 мм.

Решить изложенные выше проблемы толстолистовой прокатки и учесть преимущества тонкослябовой разлива позволит компактная установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб.

На рис. 1 представлена схема установки непрерывного литья и деформации [2 – 5], которая состоит из

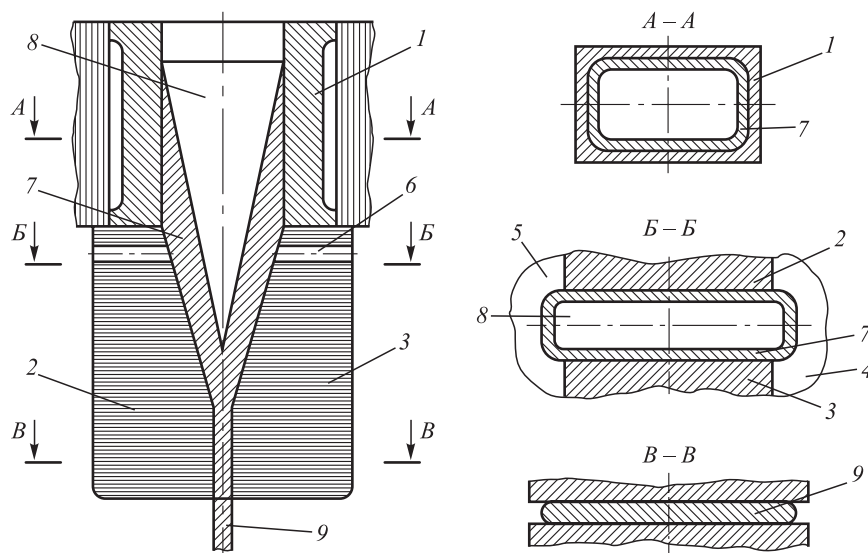


Рис. 1. Схема установки совмещенного процесса непрерывного литья и циклической деформации

Fig 1. Scheme of the installation of integrated continuous casting and cycle deformation

неразъемного кристаллизатора 1 и двух суппортов со стенками-бойками 2 и 3 сборного кристаллизатора.

Стенки-бойки имеют специальные каналы 6 для подвода смазки или охлаждающей воды. Каждый суппорт со стенками-бойками установлен на двух эксцентриковых валах. Синхронное вращение эксцентриковых валов осуществляется от приводного электродвигателя.

Совмещенный процесс непрерывного литья и деформации может быть разбит на четыре стадии, которые осуществляются одновременно:

- кристаллизация расплава металла 8 в неразъемном кристаллизаторе 1 с образованием затвердевшей оболочки 7 с жидкой фазой 8 и последующее вытягивание ее из кристаллизатора стенками-бойками;
- формирование стенками-бойками полосы из оболочки с жидкой фазой путем сближения ее широких стенок и гибки боковых стенок;
- циклическая деформация стенками-бойками затвердевшего металла;
- калибровка полосы 9 с целью обеспечения заданной точности размеров листа.

Для оценки нового процесса и установки непрерывного литья и деформации при получении листов из стали для сварных труб поставлены и решены две задачи по определению напряженно-деформированного состояния металла при формировании полосы в зоне гибки боковых стенок оболочки с жидкой фазой и при циклической деформации стенками-бойками затвердевшего металла (рис. 1).

Для решения изложенных выше задач использован современный пакет ANSYS, который успешно применяется при решении методом конечных элементов контактных задач упруго-пластичности при наличии больших деформаций и перемещений [2, 5].

Рассматривается процесс получения листа из стали 09Г2С сечением 8×2250 мм. Толщину оболочки слитка с жидкой фазой при выходе из неразъемного кристаллизатора принимаем равной 13 мм, а в области смыкания широких стенок оболочки слитка 15 мм, высота оболочки 100 мм, ширина оболочки 2200 мм, радиус сопряжения широкой и узкой стенок оболочки 50 мм, высота расплава металла от мениска до низа кристаллизатора 625 мм (рис. 1), температура внутренней поверхности оболочки 1450 °С, наружной поверхности в зоне контакта со стенкой-бойком – 1200 °С. По толщине полосы температура меняется линейно. Величина эксцентриситета эксцентрикового вала составляет 5 мм, угол наклона рабочей поверхности стенки-бойка 12,5°. Угол поворота эксцентрикового вала, на котором происходит обжатие заготовки, принят равным 90°. Величина подачи заготовки 22,7 мм. Скорость вытягивания оболочки слитка из неразъемного кристаллизатора 2,5 м/мин. Скорость вращения эксцентриковых валов 110 мин⁻¹.

В качестве метода исследования использован вычислительный эксперимент на базе решения задач механики сплошной среды методом конечных элементов, а именно:

- решалась упруго-пластическая контактная задача с учетом больших перемещений и деформаций;
- определялось напряженно-деформированное состояние (НДС) при формировании полосы в зоне гибки узких боковых стенок оболочки с жидкой фазой, расчет выполнялся в плоской постановке (плоское деформированное состояние).

На рис. 2 в системе координат XOY представлена четвертая часть оболочки, принятая для расчета. Здесь же приведено положение стенки-бойка, которая показана упрощенно. На рисунке также приведены кинематические граничные условия.

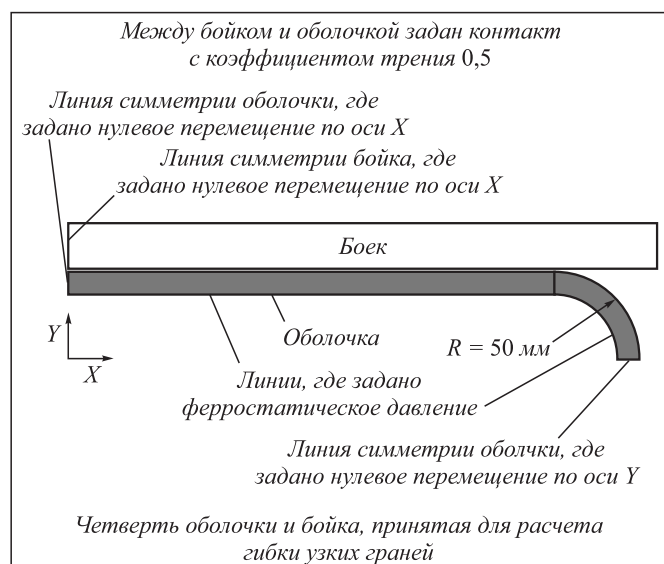


Рис. 2. Четвертая часть оболочки, принятая для расчета. Толщина оболочки 13 мм, сечение кристаллизатора 100×2200 мм

Fig. 2. A quarter of a coat, accepted for calculation. A coat thickness is 13 mm, section of the mold is 100×2200 mm

Для расчетов была принята сетка конечных элементов для четверти модели и узкой стенки оболочки с длиной грани элемента 0,5 мм.

Зависимость модуля упругости и сопротивления пластической деформации от температуры, степени и скорости деформации приведена на рис. 3.

Значение модуля упругости и сопротивление деформации стали в диапазоне температур 1200 – 1400 °С определяется по зависимостям, приведенным в работах [2, 20]. Величина ферростатического давления принята равной 0,066 МПа. Для стенки-бойка модуль упругости принят равным 210 ГПа, а коэффициент Пуассона 0,3.

Результаты даны в четырех сечениях оболочки. После второго, четвертого и шестого обжатий оболочки стенками-бойками сближение широких стенок соответственно равно 20, 40 и 60 мм. Условно назовем эти сечения «2», «4» и «6». После последнего обжатия оболочки с жидкой фазой стенками-бойками происходит полное сближение внутренних поверхностей широких стенок на 74 мм. Условно назовем его сечением «8».

Анализ результатов расчета (рис. 4) показывает, что на наружной поверхности узкой стенки оболочки с жидкой фазой напряжения по оси Y (σ_y) растягивающие и возрастающие по мере гибки от 35,6 до 143,5 МПа, а по оси X (σ_x) – от 10,81 до 94,19 МПа. На внутренней поверхности узкой стенки оболочки напряжения сжимающие, причем параметр σ_y изменяется от –37,1 до –183 МПа, а значение σ_x при сближении широких стенок оболочки равно –57,71 МПа (рис. 4).

Ниже приведены максимальные значения перемещений, u_x , растягивающих напряжений σ_y и деформаций ϵ_y , возникающих на внешней поверхности оболочки с жидкой фазой:

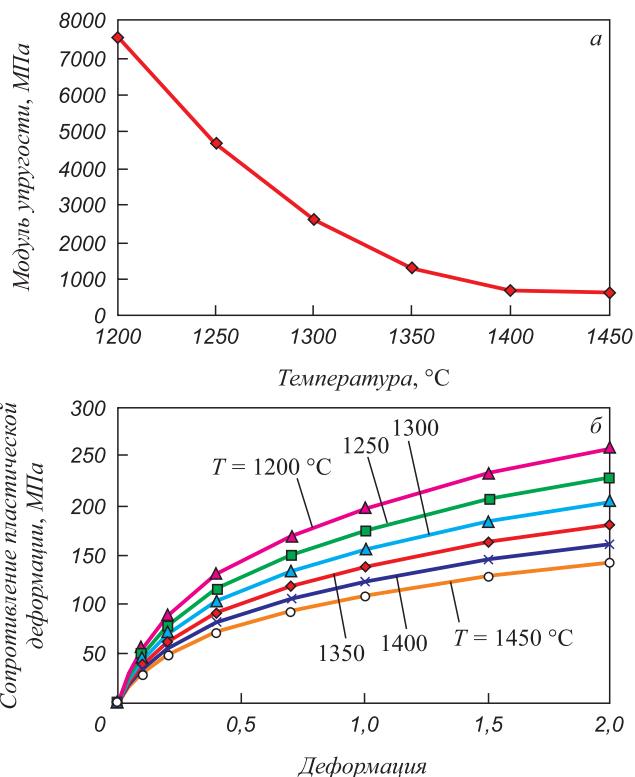


Рис. 3. Зависимость модуля упругости (а) и сопротивления пластической деформации (б) для стали 09Г2С

Fig. 3. Dependence of modulus of elasticity (a) and plastic deformation resistance (b) for 09G2S steel

ций ϵ_y , возникающих на внешней поверхности оболочки с жидкой фазой:

Сечение	u_x , мм	σ_y , МПа	ϵ_y
2	7,08	35,6	0,04
4	13,34	75,9	0,117
6	19,28	119,0	0,247
8	23,46	143,5	0,346

Анализ эпюр деформаций (см. рис. 4, б и вышеприведенные данные) показывает, что на наружной поверхности узкой стенки оболочки деформации растягивающие и по мере гибки деформации по оси Y (ϵ_y) возрастают с 0,04 до 0,346.

Однако вдоль оси X деформации (ϵ_x) сжимающие и возрастают от –0,042 до –0,33. На внутренней поверхности оболочки деформации вдоль оси Y (ϵ_y) сжимающие и возрастают от –0,08 до –1,11. Однако деформации вдоль оси X (ϵ_x) растягивающие и возрастают от +0,055 до +0,72.

Следует отметить сложный характер напряженно-деформированного состояния, возникающего при гибке узкой стенки оболочки, а именно:

– на внешней поверхности узкой стенки оболочки вблизи ее середины возникают растягивающие напряжения σ_x , σ_y и деформации ϵ_y , переходящие в сжимаю-

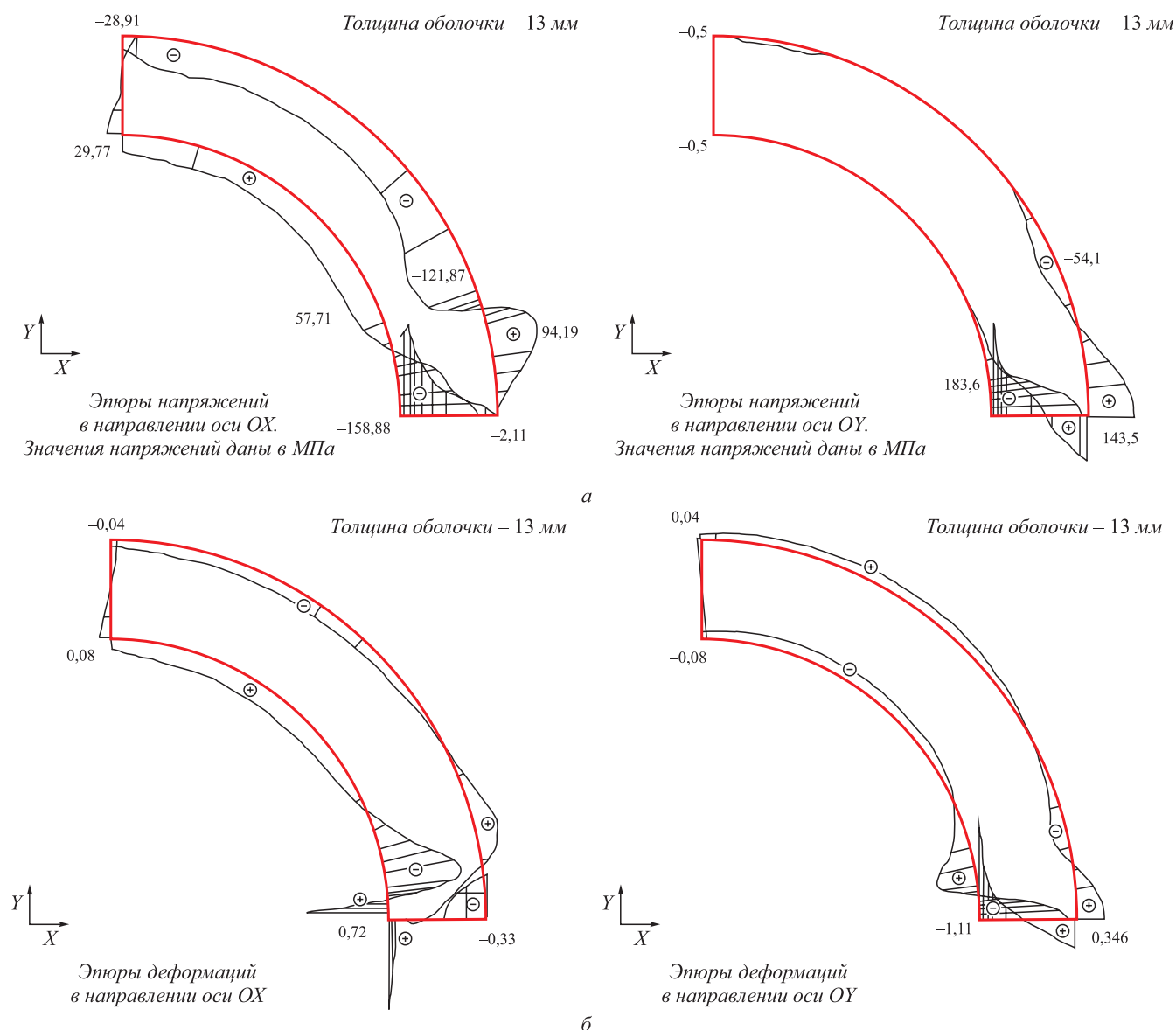


Рис. 4. Эпюры напряжений, МПа, (а) и деформаций (б) в направлении осей X и Y после полного обжатия 13-мм оболочки бойками (сближение широких граней 74 мм). Результаты даны только для узкой грани. Материал оболочки сталь 09Г2С

Fig. 4. Epures of strains, MPa (a) and deformations (б) in the direction of X and Y axes after full reduction of a 13 mm coat by swages (flat edges approach of 74 mm). Results are given for a facet only. Coat material is 09G2S steel

щие в области перехода узкой стенки оболочки в широкую (рис. 4, а, б);

– анализ распределения напряжений σ_x и σ_y по толщине оболочки показывает, что растягивающие напряжения в поверхностном слое узкой стенки оболочки переходят в сжимающие во внутренних слоях оболочки (рис. 4, а). Такая закономерность распределения напряжений по толщине оболочки не будет способствовать разрыву оболочки с жидкой фазой.

Однако имеются пути снижения растягивающих напряжений на боковых поверхностях оболочки, тем самым улучшение качества листа и снижение боковой обрезки. Это связано с тем, что калибровка боковых стенок 4 и 5 (рис. 1) разъемной части сборного кристаллизатора выполняется таким образом, что в процессе

перемещения оболочки с жидкой фазой и гибке ее боковых стенок имеется их контакт с боковыми стенками сборного кристаллизатора. Таким образом, со стороны боковых стенок кристаллизатора на боковых стенках оболочки действуют сжимающие напряжения, величина которых зависит от калибровки боковых стенок кристаллизатора, которые одновременно со стенками-бойками продвигают оболочку по направлению литья и могут несколько обжимать боковые стенки оболочки, особенно в месте наибольших растягивающих напряжений.

Выводы. В результате решения задачи определено напряженно-деформированное состояние металла при формировании полосы из стальной оболочки с жидкой фазой путем гибки узких стенок оболочки. Определены

закономерности распределения и значения напряжений и деформаций в области узкой стенки оболочки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Эренберг Х.-Ю. Литье и обжатие с разливки тонких слябов на заводе фирмы «Маннесман ререн-верке АГ» // Металлургическое производство и технология металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1990. С. 46 – 56.
2. Лехов О.С., Комратов Ю.С. Совмещенные процессы непрерывного литья и деформации для производства проката. – Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2009. – 411 с.
3. Лехов О.С. Пат. 2077407 РФ. Способ непрерывного литья заготовок и устройство для его осуществления. Заявл. 15.02.1994. Опубл. 20.04.1997.
4. Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Лисин И.В., Билалов Д.Х. Исследование совмещенного процесса непрерывной разливки и циклической деформации для получения листов из стали // Сталь. 2016. № 1. С. 52
5. Лехов О.С., Турлаев В.В., Лисин И.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Теория и расчет. – Екатеринбург: Изд. УРФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, 2014. – 112 с.
6. Хойас Г., Хайн О. Конструкции и применение ковочно-прокатных агрегатов // Черные металлы. 1980. № 25-26. С. 15 – 21.
7. Кох Г., Копп Р. Прогресс в области деформаций с большими обжатиями // Черные металлы. 1979. № 21. С. 3 – 11.
8. 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.
9. Рауер Г., Бертрам К., Кеницеридр Н. Вторая слябовая МНЛЗ на заводе в Бенкерверте фирмы Тиссен // Черные металлы. 1981. № 23. С. 32 – 43.
10. Печке Ю, Ноймнетц Д. Способы непрерывного литья, совмещенного с прокаткой // Черные металлы. 1981. № 22. С. 9 – 13.
11. Богатов А.А., Нухов Д.Ш., Пьянков К.П. Конечно-элементное моделирование процесса толстолистовой прокатки // Металлург. 2015. № 2. С. 14 – 16.
12. Ямада К., Ватана-ве Т., Абе К., Функада Т. Непрерывная разливка заготовок малого сечения // Черные металлы. 1981. № 10. С. 18 – 23.
13. 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.
14. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
15. Погорельский В.И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. – М.: Металлургия, 1986. – 151 с.
16. Еберле А., Воллнер Г., Габел Д. и др. Непрерывная разливка и прокатка тонких слябов // Сталь и железо. 1990. № 1. С. 81 – 88.
17. Вюнненберг К. Производство непрерывнолитых заготовок отвечающих высшим требованиям качества // Труды шестого международного конгресса железа и стали. 1990. Т. 3. С. 364 – 376.
18. Вюнненберг К., Якоби Х. Внутренняя структура непрерывнолитых заготовок // Черные металлы. 1981. № 14. С. 30 – 39.
19. 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.
20. Хензель А., Шпиттель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессе обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.

Поступила 20 января 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 6, pp. 430-435.

CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION INSTALLATION FOR THE PRODUCTION OF STEEL PLATES FOR WELDED PIPES. REPORT I

O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev

Russian State Professional Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The shortcomings of modern technology of thick-plate rolling, leading to the problems in production of welded pipes, are described. Advantages of thin slab casting technology are indicated, in which casting and reduction of a billet with a liquid phase are combined. The design of the combined continuous casting and deformation installation is described and the technology of steel plate production for welded pipes is provided. The main task of the article was to determine the stress-strain state of metal during formation of a strip from the ingot steel coat with a liquid phase by the coat with a liquid phase narrow walls bending. Computational experiment based on the solution of continuum mechanics task by means of the finite element method was used as a method of investigation. For calculations, a grid of finite elements was taken for a quarter of the model and a coat narrow wall with a facet length of 0.5 mm. The elastic-plastic contact task is solved considering large displacements and deformations, and a stress-strain state during formation of a strip in a zone of bending of a coat with liquid phase narrow walls is determined. The calculation was carried out in a flat setting (flat deformed state). The initial data for the solution of the task using advanced ANSYS software are presented. The task statement and the boundary conditions are described. Dependences for calculation of the modulus of elasticity and plastic deformation resistance on temperature, strain degree and strain rate are presented. Epures of displacements, stresses and deformations of metal in the bending zone

of a coat with a liquid phase narrow wall are presented. The regularities of distribution of tensile stresses along the outer surface and along the thickness of a coat narrow wall with a liquid phase are described as well as the ways of reducing tensile stresses on the side surfaces of a coat with a liquid phase.

Keywords: installation, continuous casting, deformation, steel, strain, coat with a liquid phase, epure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-430-435

REFERENCES

1. Erenberg Kh.-Yu. Casting and casting reduction of thin slabs at “Mannesmannröhren-Werke AG” plant. In: *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya metallurgicheskikh protsessov*. Moscow: Metallurgiya, 1990, pp. 46–56. (In Russ.).
2. Lekhov O.S., Komratov Yu.S. *Sovmeshchennyye protsessy nepreryvnogo lit'ya i deformatsii dlya proizvodstva prokata* [Continuous casting and deformation integrated processes for rolled stock production]. Ekaterinburg: UGTU-UPI, 2009, 411 p. (In Russ.).
3. Lekhov O.S. *Sposob nepreryvnogo lit'ya zagotovok i ustroystvo dlya ego osushchestvleniya* [Continuous casting and installation for its implementation]. Patent 2077407 RF. Publ. 20.04.1997. (In Russ.).
4. Lekhov O.S., Guzanov B.N., Lysin I.V., Bilalov D.Kh. Study of the integrated process of continuous casting and cyclic deformation for steel plate production. *Stal'*. 2016, no. 1, p. 52. (In Russ.).
5. Lekhov O.S., Turlaev V.V., Lysin I.V. *Ustanovka sovmeshchennogo protsessa nepreryvnogo lit'ya i deformatsii. Teoriya i raschet* [Ins-

- tallation for the integrated process of continuous casting and deformation. Theory and calculations]. Ekaterinburg: URFU, 2014, 112 p. (In Russ.).
6. Khoiyas G., Khain O. Forging and rolling plant design and application. *Chernye metally*. 1980, no. 25-26, pp. 15–21. (In Russ.).
 7. Kokh G., Kopp R. Development of Metal Forming Techniques. Advances in deformation with heavy reduction. *Stahl Eisen*. 1979, vol. 99, no. 21, pp. 1139–1148.
 8. Teterin P.K., Matorin V.I., Skorniyakov A.N. Rolling with a heavy reduction – the new advanced technology in pressure metal treatment. *Stal'*. 1982, no. 3, pp. 15–21. (In Russ.).
 9. Rauer G., Bertram K., Kenitseridr N. Second slab caster of the Benkerwert plant of the Thyssen enterprise. *Chernye metally*. 1981, no. 23, pp. 32–43. (In Russ.).
 10. Pechke Yu, Noimnetts D. Methods of continuous casting integrated with rolling. *Chernye metally*. 1981, no. 22, pp. 9–13. (In Russ.).
 11. 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.
 12. Yamada K., Vatana-ve T., Abe K., Funkda T. Continuous casting of ingots of small section. *Chernye metally*. 1981, no. 10, pp. 18–23. (In Russ.).
 13. Salganik V.M., Shmakov D.O., Pustovoitov S.A. Specific features of stress-strain state formation in rough pass feed in the mill 5000 of OJSC “MMP”. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 11, pp. 10–14. (In Russ.).
 14. Efron L.I. *Metallovedenie v “bol'shoi” metallurgii. Trubnye stali* [Metal science in “heavy” metallurgy. Pipe steels]. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
 15. Pogorzhel'skii V.I. *Kontroliruemaya prokatka nepreryvnolitogo metalla* [Controlled rolling of continuously cast metal]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 151 p. (In Russ.).
 16. 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.).
 17. Vyunnenberg K. Production of continuously cast ingots of the highest quality. In: *Trudy shestogo mezhdunarodnogo kongressa zheleza i stali* [Proceedings of the 6th Congress of Iron and Steel]. 1990, vol. 3, pp. 364–376. (In Russ.).
 18. Vyunnenberg K., Yakobi Kh. Inner structure of the continuous cast ingots. *Chernye metally*. 1981, no. 14, pp. 30–39. (In Russ.).
 19. 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, pp. 1029–1032. (In Russ.).
 20. Hensel Arno, Spittel Thilo. *Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren*. Leipzig: Verlag, 1978. (Russ.ed.: Hensel A., Spittel T. *Raschet energosilovykh parametrov pri protsessakh obrabotki metallov davleniem: Sprav.* Moscow: Metallurgiya, 1982, 360 p.). (In Russ.).

Information about the authors:

Lekhov O.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Cars and Industrial Machines (MXLehov38@yandex.ru)

Mikhalev A.V., Senior Lecturer of the Chair of Metallurgy, Welding Production and Methods of Vocational Training

Received January 20, 2017

УДК 621.774:621.644

РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЬНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ПРИ ДЕФЕКТЕ РАСКАТНОЙ ПРИГАР

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

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

Аннотация. В отечественных магистральных трубопроводах используются трубы большого диаметра – прямошовные, двухшовные и спиральношовные различного способа изготовления (диаметр труб до 1420 мм, класс прочности до K65 по стандарту API). Новейшими мировыми инновационными технологиями производства прямошовных одношовных сварных труб большого диаметра 1020, 1220 и 1420 мм из сталей класса прочностей K38 – K65 и X42 – X80 с толщиной стенки до 52 мм, длиной до 18 м и рабочим давлением до 22,15 МПа являются процессы, разработанные немецкой фирмой SMS Meer, основу которых составляет процесс прессовой пошаговой формовки по схеме JCOE. Технологии SMS Meer широко используют российские трубные заводы – АО «Выксунский металлургический завод», АО «Ижорский трубный завод», ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», а также заводы Германии, Китая и Индии. Однако статистика аварий российских трубопроводов показывает, что стресс-коррозия металла стенок труб в основном происходит именно на трубопроводах большого диаметра 700 – 1420 мм. Причем свыше 80 % разрушений трубопроводов с признаками стресс-коррозии наблюдаются на трубопроводах диаметром 1020 – 1420 мм. Основной причиной коррозионно-механического растрескивания металла стенок труб является совместное действие трех факторов: 1) низкое сталеплавильное качество металла и заводские дефекты труб – большие остаточные напряжения, микротрещины и микрорасслоения металла после формовки трубной заготовки, гофры, риски, раскатные пригары, несплавления сварного шва и так далее; 2) наличие коррозионно-активной среды и ее доступ к поверхности металла; 3) многоцикловая усталость и разрушение металла из-за пульсаций внутритрубных рабочих давлений и гидроударов. На отечественных нефтепроводах почти в два раза больше чем в США и Европе отказов из-за заводских дефектов и брака строительно-монтажных работ. Поэтому необходимо тщательно изучать причины известных случаев отказа трубопроводов из-за производственного брака. В настоящей работе получен математический критерий определения критического внутритрубного давления, при котором происходит упругопластическое разрушение стенки трубы при дефекте раскатной пригар с риской на внешней поверхности трубы. Результаты исследования могут быть использованы при диагностике причин разрушения стальных труб большого и среднего диаметров на магистральных и межпромысловых трубопроводах.

Ключевые слова: стальные сварные трубы большого и среднего диаметров, критическое давление разрыва трубы, раскатной пригар, риска, магистральные и межпромысловые трубопроводы, упругопластическая среда с линейным упрочнением..

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-436-442

Современные технологии изготовления стальных труб большого диаметра для магистральных трубопроводов включают в себя большое число термомеханических и механических процессов, осуществляемых на металлургических заводах. К таким процессам относят горячую прокатку стальных слябов и широкой стальной полосы из высокопрочной стали, контролируемое капиллярно-капельное и ламинарное охлаждение для повышения прочностных свойств и уменьшения размеров зерен стали, правку стальной полосы и листа на много-роликовых листопрямляющих машинах для уменьшения волнистости и коробоватости заготовки, обрезку краев стальной полосы и листа на гильотинных и дисковых ножницах, подгибку краев листа на кромкогибочных прессах, формовку листа на трубоформовочных прессах, правку диаметра трубной заготовки на экспандерах и так далее [1 – 36].

Статистика и причины аварий газонефтепроводов

Среднее число инцидентов и аварий за 1999–2009 гг., приходящихся на 1000 км российских магистральных

трубопроводов, составило 0,06 отказов в год. На западноевропейских магистральных трубопроводах среднее число отказов за 1991 – 2006 гг. составило 0,32 отказа в год, на североамериканских – 0,48.

В Европе существуют три наиболее важные причины возникновения аварийных ситуаций и утечек – внешние воздействия на трубопроводы (36 %), стресс-коррозия (29 %) и механические повреждение (24 %).

Основными причинами аварий на российских магистральных трубопроводах в течение 2001 – 2006 гг. стали: внешние воздействия – 34,3 %, брак монтажно-строительных работ – 23,2 %, стресс-коррозия (коррозийное растрескивание при напряжении) – 22,5 %, сталеплавильный брак металла и дефекты труб при их изготовлении – 14,1 %, ошибочные действия персонала – 3 % [18 – 20].

Ежегодно из-за стресс-коррозии и усталостного разрушения от циклических перепадов внутритрубных давлений из нефтепроводов вытекает 10 – 15 млн. т нефти из добываемых в России 305 млн. т (примерно 4 – 5 %). Только от прямых потерь нефти экономиче-

ский ущерб достигает 270 млн. долл. в год. Плотность распределения дефектов стресс-коррозии на магистральных нефтепроводах составляет 14,6 деф./км. Скорость стресс-коррозии на их значительной части равна 0,2 – 0,5 мм/год, но имеет место и бо́льшая скорость – 0,8 – 1,16 мм/год.

За 1991 – 2001 гг. количество аварий на газопроводах России по причине стресс-коррозии составило 22,5 % от общего числа аварий; в 2000 г. количество аварий достигло 37,4 %.

Кроме того, в России находятся в эксплуатации 350 тыс. км межпромысловых трубопроводов, на которых ежегодно отмечается свыше 50 тыс. опасных инцидентов, сопровождающихся выбросами нефти. Основная причина аварий – разрывы труб из-за стресс-коррозии. Износ межпромысловых трубопроводов достигает 80 %, а частота их разрывов на два порядка выше, чем на магистральных трубопроводах, и составляет 1,5 – 2,0 разрыва на 1 км.

Критерий разрыва трубы при дефекте раскатной пригар с риской

Раскатной пригар – дефект поверхности стального листа в виде темного пятна неправильной формы, обра-

зовавшийся от раската куска металла, приварившегося к слябу из-за нарушения технологии разливки или упавшего на поверхность листа при горячей прокатке [12 – 17] (рис. 1).

Риска – дефект поверхности стального листа в виде канавки без выступа кромок с закругленным или плоским дном, образовавшийся от царапания поверхности листа прокатной арматурой или перемещения по поверхности листа твердого тела.

Пусть p – внутреннее давление трубы, h и D – толщина стенки и внешний диаметр трубы ($h \ll D$), σ_B и σ_T – пределы прочности и текучести материала трубы, a , b и Δ – продольный, поперечный размеры раскатного пригара и глубина пригара в стенке трубы ($\Delta < h$), a_1 и Δ_1 – максимальные ширина и глубина риски от раскатного пригара ($\Delta_1 \leq \Delta$), ϕ_1 и ϕ_2 – углы наклона «продольных осей» пригара и риски, соответственно, к окружности поперечного сечения и образующей трубы (рис. 2).

По теории пластического течения деформацию элементов сплошной среды можно представить как сумму идеально упругой и несжимаемой жесткопластической деформаций. При этом упругая деформация подчиняется обобщенному закону Гука, а пластическая – теории Сен-Венана–Мизеса.

Под действием внутреннего давления металл стенки трубы в зоне дефекта раскатной пригар с риской испытывает сложное сопротивление: окружное растяжение, радиальное сжатие и концентрацию напряжений.

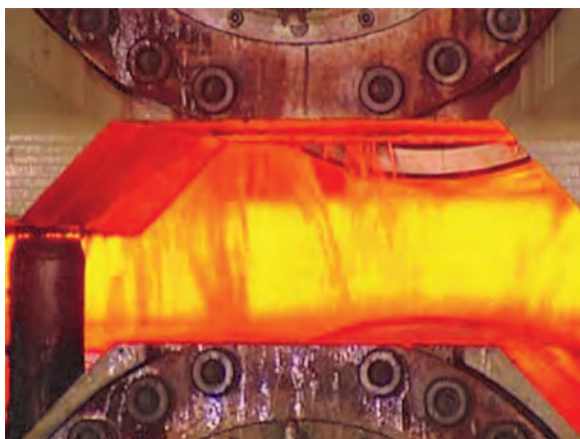


Рис. 1. Горячая стальная полоса между валками прокатного стана

Fig. 1. Hot steel strip between the rolls of rolling mill

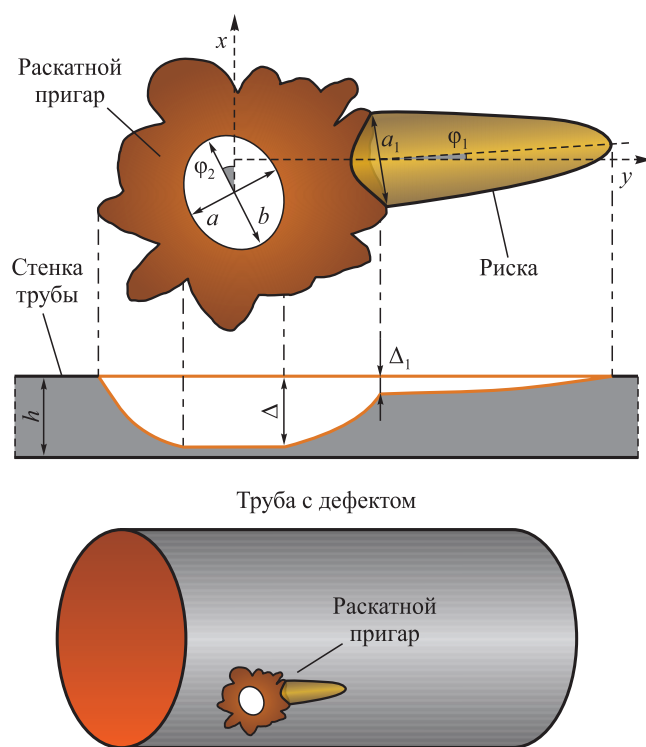


Рис. 2. Труба с дефектом раскатной пригар с риской на внешней поверхности

Fig. 2. Pipe with the rolled burnt-on defect with a hairline on the outer surface

По теории прочности Треска–Сен-Венана внешняя стенка трубы разрушается, когда максимальные касательные напряжения достигают половины предела прочности σ_b .

Разрушение стенки трубы при дефекте раскатной пригар с риской происходит при достижении в трубе критического давления p_{sh}^{kp} :

$$p \geq p_{sh}^{kp},$$

$$p_{sh}^{kp} = \sigma_b / \left| \mu \left\{ \frac{D}{2h} \left[1 + 2 \left(\frac{\Delta - \Delta_1}{h - \Delta_1} \right) \times \right. \right. \right. \right.$$

$$\left. \left. \left. \times \left(\sqrt{\frac{a}{b}} \cos \varphi_2 + \sqrt{\frac{b}{a}} \sin \varphi_2 \right) \right] \left(1 + 2 \sqrt{\frac{2\Delta_1}{a_1}} \cos \varphi_1 \right) + 1 \right\} \right|,$$

где $\mu = \text{const} \geq 1$ – безразмерный коэффициент (определяется экспериментально).

Концентрацию напряжений в стенке трубы от раскатного пригара с учетом глубины риски учитывает коэффициент

$$K_1 = 1 + 2 \left(\frac{\Delta - \Delta_1}{h - \Delta_1} \right) \left(\sqrt{\frac{a}{b}} \cos \varphi_2 + \sqrt{\frac{b}{a}} \sin \varphi_2 \right),$$

а концентрацию напряжений в стенке трубы от ширины и глубины риски – коэффициент

$$K_2 = 1 + 2 \sqrt{\frac{2\Delta_1}{a_1}} \cos \varphi_1.$$

Пластическая деформация стенки трубы начинается при давлении

$$p \geq p_{sh}^{пл},$$

$$p_{sh}^{пл} = \sigma_t / \left| \mu \left\{ \frac{D}{2h} \left[1 + 2 \left(\frac{\Delta - \Delta_1}{h - \Delta_1} \right) \times \right. \right. \right. \right.$$

$$\left. \left. \left. \times \left(\sqrt{\frac{a}{b}} \cos \varphi_2 + \sqrt{\frac{b}{a}} \sin \varphi_2 \right) \right] \left(1 + 2 \sqrt{\frac{2\Delta_1}{a_1}} \cos \varphi_1 \right) + 1 \right\} \right|.$$

Расчет критических давлений при $\mu = 1$, $D = 720$ мм, $h = 11$ мм, $\sigma_b = 684$ МПа, $\sigma_t = 614$ МПа, $\Delta_1 = 3$ мм, $a = 20$ мм, $b = 25$ мм, $a_1 = 20$ мм, $\varphi_1 = 10,4^\circ$, $\varphi_2 = 34,3^\circ$ в зависимости от глубины раскатного пригара Δ ($h > \Delta \geq \Delta_1$) в стенке трубы приведен в таблице.

Зависимость критических давлений от глубины раскатного пригара в стенке трубы

Dependence of critical pressures from the penetration depth of the rolled burnt-on into pipe's wall

Δ , мм	3	4	5	6	7	8	9	10
p_{sh}^{kp} , МПа	15,24	11,42	9,13	7,61	6,52	5,70	5,07	4,56
$p_{sh}^{пл}$, МПа	13,68	10,25	8,20	6,83	5,85	5,12	4,55	4,09

Критерий разрыва трубы при дефекте раскатной пригар (без риски)

Разрушение стенки трубы при дефекте раскатной пригар (без риски, $D_1 = 0$) происходит при достижении в трубе критического давления $p_{sh.pr}^{kp}$:

$$p \geq p_{sh.pr}^{kp},$$

$$p_{sh.pr}^{kp} = \frac{\sigma_b}{\mu_1 \left\{ \frac{D}{2h} \left[1 + 2 \frac{\Delta}{h} \left(\sqrt{\frac{a}{b}} \cos \varphi_2 + \sqrt{\frac{b}{a}} \sin \varphi_2 \right) \right] + 1 \right\}}.$$

Пластическая деформация стенки трубы начинается при давлении

$$p \geq p_{sh.pr}^{пл} = \frac{\sigma_t}{\mu_1 \left\{ \frac{D}{2h} \left[1 + 2 \frac{\Delta}{h} \left(\sqrt{\frac{a}{b}} \cos \varphi_2 + \sqrt{\frac{b}{a}} \sin \varphi_2 \right) \right] + 1 \right\}}.$$

Пример разрушения трубы межпромыслового газопровода

На рис. 3 показана разгерметизация стальной трубы межпромыслового газопровода с образованием сквозного дефекта. Рабочее давление в момент инцидента – $p^{раз} = 4,4$ МПа (59 % от проектного давления 7,5 МПа). Прочностные и геометрические характеристики трубы



Рис. 3. Раскатной пригар на внешней поверхности трубы

Fig. 3. Rolled burnt-on defect on the outer surface of the pipe

следующие: класс прочности К60, диаметр 720 мм, толщина стенки 11 мм, длина 11,59 м, масса 2,251 т, внешнее трехслойное изоляционное покрытие. Стальной лист для трубы изготовлен по технологии контролируемой прокатки.

Дефект раскатной пригар с риской представляет собой локальное утонение стенки трубы размером 110×50 мм. При разгерметизации трубопровода произошло выпадение пригара с образованием сквозного отверстия размером 20×25 мм (рис. 4). Выпавший пригар обнаружен не был. Гладкий и волнообразный характер поверхности дефекта показывает, что последний сформировался при температуре, сопоставимой с температурой плавления металла листа, и деформировался в процессе горячей прокатки (рис. 1) вместе с листом как единое целое.

Химический состав и механические свойства основного металла стенки трубы соответствуют требованиям ТУ 1381-012-05757848-2005 для стали класса прочности К60.

Металлографическое исследование металла трубы выполнено центральной специальной лабораторией собственника межпромышленного газопровода. Для этого в стенке трубы были вырезаны три образца. Микроструктуру металла определяли травлением шлифов четырехпроцентным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Микроструктура основного металла трубы на всех шлифах – ферритоперлитная с баллом зерна 9 – 10 по ГОСТ 5639-82. Полосчатость соответствует баллу 2 ряда “Б” по ГОСТ 5640-68.

Первый образец вырезан в месте дефекта в плоскости, поперечной направлению проката листа (рис. 5). Полосчатость перлита по сечению образца неоднородна. У поверхности образца, примыкающей к дефекту, наблюдается локальное искажение однонаправленности перлитной полосчатости. Такие искажения структуры показывают, что дефект был сформирован при горячей деформации в процессе прокатки листа. Отсутствие в

структуре выраженного огибания дефектного участка по всей его протяженности, а также его форма показывают, что дефект деформировался при прокатке вместе с листом как единое целое.

Второй образец (рис. 5) вырезан в месте дефекта в плоскости, параллельной направлению проката листа. На втором образце также наблюдается локальное искажение направленности перлитной полосчатости.

Третий образец был вырезан на расстоянии 300 мм от места дефекта. Его структура была принята за исходную. Размерность неметаллических включений (оксиды точечные) по шкале «а» ГОСТ 1778-70 оценивается баллом 2.

Причина образования раскатного пригара

С точки зрения автора, размеры и вид сквозного отверстия разорванной трубы на ее внешней и внутренней поверхностях свидетельствуют в пользу того, что возможной причиной дефекта раскатной пригар с риской послужило падение шестигранной гайки типа М12 (ГОСТ 5915-70, ширина 19 мм, диагональ 21,94 мм, толщина 10 мм) или М14 (ГОСТ 5927-70, ширина 21 мм, диагональ 24,25 мм, толщина 11 мм) на поверхность раскаленного листа при горячей прокатке (рис. 1).

До момента вдавливания в горячий лист температура гайки была значительно ниже температуры листа. Валки при прокатке не сразу захватили гайку, и от нее на поверхности листа образовалась риска с постепенно увеличивающимися глубиной и поперечным размером. Максимальный поперечный размер риски равен размеру гайки в момент ее вдавливания в лист. Вдавливание гайки в горячий лист было моментальным и привело к локальному повышению температуры металла внутри стенки листа до температуры, сравнимой с температурой плавления металла, и выбросу части полужидкого металла наружу. Это вызвало значительное увеличение размеров дефекта стенки листа в направлении его



Рис. 4. Дефект раскатной пригар на внешней поверхности (а) и сквозное отверстие на внутренней поверхности (б) разорванной трубы

Fig. 4. Rolled burnt-on defect on the outer surface (a) and the through-hole on the inner surface (b) of the rupture pipe



Рис. 5. Образцы дефекта, вырезанные поперечно (вверху) и параллельно (внизу) направлению проката стального листа

Fig. 5. Defect's samples, cut perpendicular (top) and vertical (bottom) to the rolling direction of the steel sheet

внешней поверхности. Так как температура «упругой» гайки была еще существенно ниже температуры раскатанного «пластического» листа, гайка легко вдавилась в лист практически на полную его толщину. После вдавливания гайки в горячий лист ее температура резко увеличилась и приблизилась к температуре листа. При прокатке гайки с листом как единого целого через несколько валков толщина гайки уменьшилась, а ее поперечные размеры увеличились и приобрели овальные очертания.

Прочностной анализ критических давлений разорванной трубы

Геометрические и прочностные характеристики разорванной трубы: $D = 720$ мм, $h = 11$ мм, $\sigma_b = 684$ МПа, $\sigma_t = 614$ МПа, $\Delta_1 = 3$ мм, $a = 20$ мм, $b = 25$ мм, $a_1 = 20$ мм, $\phi_1 = 10,4^\circ$, $\phi_2 = 34,3^\circ$ и $\Delta = 10$ мм. Инцидент произошел при рабочем давлении $p^{\text{разр}} = 4,4$ МПа. Применяя критерий разрыва трубы при дефекте раскатной пригар с риской, получаем, что при минимальном значении $\mu = 1$ имеем $p_{sh}^{\text{кр}} = 4,56$ МПа, $\frac{p_{sh}^{\text{кр}} - p^{\text{разр}}}{p^{\text{разр}}} = 3,6$ %. Отметим, что пластическая деформация стенки трубы началась несколько раньше – при $p_{sh}^{\text{пл}} = 4,09$ МПа.

Результаты вычислений показывают, что критерий разрыва трубы при дефекте раскатной пригар с риской хорошо согласуется с эмпирическими данными разрыва реальной трубы.

Отметим, что пластическая деформация стенки трубы без дефектов при $D = 720$ мм, $h = 11$ мм, $\sigma_b = 684$ МПа, $\sigma_t = 614$ МПа происходит при внутреннем давлении $p_{\text{пл}} = \frac{2h\sigma_t}{D} = 18,76$ МПа, а ее разрушение – при $p_{\text{кр}} = \frac{2h\sigma_b}{D} = 20,90$ МПа.

Разрыв рассматриваемой трубы на трассе при рабочем давлении газа 4,4 МПа ($4,4/20,9 = 21$ %) и значительные размеры дефекта 110×50 мм (хорошо различимые даже невооруженным глазом) указывают на необходимость улучшения методов ультразвукового контроля и гидроиспытаний труб на заводах-изготовителях листа и трубы с целью недопущения подобных дефектов.

Выводы. Предложен математический критерий определения критического внутритрубного давления при дефекте раскатной пригар с риской на поверхности трубы в зависимости от геометрических размеров дефекта и прочностных свойств металла трубы. Результаты исследования применены к реальному инциденту разгерметизации с образованием сквозного дефекта стальной трубы межпромыслового газопровода. Полученный критерий может быть использован при диагностике причин разрушения стальных труб большого и среднего диаметров газонефтепроводов [12 – 36].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Qin Y. Micromanufacturing engineering and technology. – William Andrew, 2015. – 858 p.
2. Klocke F. Manufacturing processes 4. Forming. – Springer, 2013. – 516 p.
3. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. Microstructure evolution in metal forming processes. – Woodhead Publishing, 2012. – 416 p.
4. Banabic D. Sheet metal forming processes. Constitutive modelling and numerical simulation. – Springer, 2010. – 301 p.
5. Rees D. Basic engineering plasticity. An introduction with engineering and manufacturing applications. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 528 p.
6. Chakrabarty J. Theory of plasticity. – Butterworth-Heinemann, 2006. – 896 p.
7. Kang S.-J. Sintering. Densification, grain growth and microstructure. – Butterworth-Heinemann, 2004. – 280 p.
8. Bhattacharyya D. Composite sheet forming. Vol. 11. – Elsevier Science, 1997. – 530 p.
9. Predeleanu M., Gilormini P. Advanced methods in materials processing defects. Vol. 45. – Elsevier Science, 1997. – 422 p.
10. Abe T., Tsuruta T. Advances in engineering plasticity and its applications (AEPA '96). – Pergamon, 1996. – 938 p.
11. Predeleanu M., Ghosh S. K. Materials processing defects. Vol. 43. – Elsevier Science, 1995. – 434 p.
12. Belsky 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. P. 180 – 185.
13. Muhin U., Belskij S., Makarov E., Koynov T. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 305 – 311.
14. Muhin U., Belskij S., Makarov E., Koynov T. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips // Frattura ed Integrita Strutturale. 2016. Vol. 37. P. 312 – 317.
15. Muhin U., Belskij S., Koynov T. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot

- rolling of thin sheet metal // *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016. Vol. 37. P. 318 – 324.
16. Mazur I.P., Bel'skii S.M. The St Venant zone extent of the self-balancing longitudinal elastic stress // *Materials Science Forum*. 2012. Vol. 704 – 705. P. 33 – 39.
 17. Mukhin Yu.A., Mazur I.P., Bel'skii S.M. Determining the boundaries of the St Venant zone for the self-balancing stress // *Steel in Translation*. 2007. Vol. 37. No. 9. P. 733 – 736.
 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. P. 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. P. 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. P. 833 – 840.
 21. 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.
 22. 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.
 23. Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine // *Steel in Translation*. 2016. Vol. 46. No. 11. P. 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. P. 836 – 840.
 25. Maksimov E.A., Shatalov R.L. Asymmetric deformation of metal and front flexure of thick sheet in rolling. Part 2 // *Steel in Translation*. 2012. Vol. 42. No. 6. P. 521 – 525.
 26. Matrosov Yu.I., Levchenko V.I., Loskutov A.Yu., Volodarskii V. V., Kolyasnikova N. V., Talanov O. P. Influence of pipe processing on the mechanical properties of K60 steel sheet // *Steel in Translation*. 2012. Vol. 42. No. 6. P. 536 – 540.
 27. Maksimov E.A., Shatalov R.L. Asymmetric deformation of metal and front flexure of thick sheet in rolling. Part 1 // *Steel in Translation*. 2012. Vol. 42. No. 5. P. 442 – 446.
 28. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travnyanov A.Ya., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 11, pp. 904 – 907.
 29. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Production of generator gas from solid fuels. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 6, pp. 395 – 402.
 30. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 811 – 814.
 31. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 9, pp. 617 – 624.
 32. Kovalev A.I., Vainshtein D.L., Rashkovskii A.Yu., Khlusova E.I., Orlov V.V. Features of structural changes through the cross section of sheet rolled from high strength skelp steels // *Metallurgist*. 2011. Vol. 55. No. 1-2. P. 34 – 45.
 33. Morozov Yu.D., Naumenko A.A., Lyasotskii I.V. Effect of rolling heating and deformation and accelerated cooling regimes on mechanical property formation for rolled steel sheet of strength class Kh80 // *Metallurgist*. 2011. Vol. 54. No. 9-10. P. 686 – 695.
 34. Manzhurin I.P., Sidorina E.A. Dependence of the surface deformation of strip on the parameters of its shaping // *Metallurgist*. 2012. Vol. 56. No. 1-2. P. 37 – 42.
 35. Nikitin G.S., Galkin M.P., Zhikharev P.Yu. Effect of noncontact zones on the deforming forces in metal-shaping operations // *Metallurgist*. 2013. Vol. 56. No. 9-10. P. 766 – 772.
 36. Salganik V.M., Chikishev D.N., Pustovoitov D.O., Denisov S.V., Stekanov P.A. Developing regimes for the asymmetric rolling of low-alloy steel plates to minimize bending of the ends of the plate // *Metallurgist*. 2014. Vol. 57. No. 11-12. P. 1005 – 1008.

Поступила 25 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 6, PP. 436-442.

DESTRUCTION OF LARGE-DIAMETER STEEL PIPES AT ROLLED BURNTON DEFECT

V.N. Shinkin

National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia

Abstract. In the domestic pipelines the large-diameter pipes of different methods of manufacturing are used – the straight-line-seam welded pipes, the one- and double-seam welded pipes and the spiral-seam welded pipes. The diameters of pipes are up to 1420 mm, the strength class of pipes is up to K65 per the API standard. The world's latest innovative technologies for the production of the large-diameter straight-line-seam single-joint welded pipes (the diameters are 1020 mm, 1220 mm and 1420 mm, the grade strengths of steel are K38 – K65 and X42 – X80, the wall thickness is up to 52 mm, the length is up to 18 m and the working pressure is up to 22.15 MPa) are the processes developed by the German company SMS Meer and based on the step-by-step process of press forming according to the scheme JCOE. The SMS Meer technologies are widely used by the Russian pipe plants – JSC "Vyksa Steel Works", JSC "Izhora Pipe Mill", PJSC "Chelyabinsk Pipe-Rolling Plant", as well as the plants in Germany, China and India. However, the accident statistics of Russian pipelines shows that the stress corrosion of metal of the pipe's wall occurs mainly on the pipelines with the large diameter 700 – 1420 mm. With more than 80 % of the destruction of pipelines with the signs of stress corrosion are observed on the pipelines with the diameters of 1020 – 1420 mm. The

main cause of the corrosion-mechanical cracking of metal of pipe's wall is the combined effect of three factors: 1) low steel-smelting quality of metal and the manufacturing defects of pipes (the large residual stresses, the microcracks and microexfoliation of metal after the pipe blanks' forming, the corrugation and hairlines defects, the rolled burnt-on defects, the faulty fusion of weld seam and so on); 2) presence of corrosive-active environment and its access to the metal surface; 3) high-cycle fatigue and fracture of metal due to the pulsations of the in-tube working pressures and hydroblows. On the domestic pipelines pipes' ruptures are almost two times more frequent than in the United States and Europe due to the manufacturing defects and the construction-installation defects. Therefore, it is necessary to study carefully the causes of the known cases of pipelines' rupture due to the manufacturing defects. In this work, the pipe with the rolled burnt-on and the hairline defect on the outer surface of pipe is considered. The mathematical criterion for determining the critical in-tube pressure at which the elastic-plastic rupture of the pipe's wall is taken place is obtained. The results of the investigation can be used in the diagnostics of the rupture's causes of the steel major- and medium-diameter pipes on the main and interfield pipelines.

Keywords: steel welded pipes of large and medium diameters, critical pressure of pipe's rupture, rolled burnt-on, hairline, main and interfield pipelines, elastoplastic medium with linear hardening.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-436-442

REFERENCES

1. Qin Y. *Micromanufacturing engineering and technology*. William Andrew, 2015, 858 p.
2. Klocke F. *Manufacturing processes 4. Forming*. Springer, 2013, 516 p.
3. Lin J., Balint D., Pietrzyk M. *Microstructure evolution in metal forming processes*. Woodhead Publishing, 2012, 416 p.
4. Banabic D. *Sheet metal forming processes. Constitutive modeling and numerical simulation*. Springer, 2010, 301 p.
5. Rees D. *Basic engineering plasticity. An introduction with engineering and manufacturing applications*. Butterworth-Heinemann, 2006, 528 p.
6. Chakrabarty J. *Theory of plasticity*. Butterworth-Heinemann, 2006, 896 p.
7. Kang S.-J. *Sintering. Densification, grain growth and microstructure*. Butterworth-Heinemann, 2004, 280 p.
8. Bhattacharyya D. *Composite sheet forming*. Vol. 11. Elsevier Science, 1997, 530 p.
9. Predeleanu M., Gilormini P. *Advanced methods in materials processing defects*. Vol. 45. Elsevier Science, 1997, 422 p.
10. Abe T., Tsuruta T. *Advances in engineering plasticity and its applications (AEPA '96)*. Pergamon, 1996, 938 p.
11. Predeleanu M., Ghosh S.K. *Materials processing defects*. Vol. 43. Elsevier Science, 1995, 434 p.
12. Bel'skii 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.
13. Muhin U., Bel'skii S., Makarov E., Koynov T. Simulation of accelerated strip cooling on the hot rolling mill run-out roller table. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 305–311.
14. Muhin U., Bel'skii S., Makarov E., Koynov T. Application of between-stand cooling in the production hot-rolled strips. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 312–317.
15. Muhin U., Bel'skii S., Koynov T. Study of the influence between the strength of antibending of working rolls on the widening during hot rolling of thin sheet metal. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2016, vol. 37, pp. 318–324.
16. Mazur I.P., Bel'skii S.M. The St Venant zone extent of the self-balancing longitudinal elastic stress. *Materials Science Forum*. 2012, vol. 704–705, pp. 33–39.
17. Mukhin Yu.A., Mazur I.P., Bel'skii S.M. Determining the boundaries of the St Venant zone for the self-balancing stress. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 9, pp. 733–736.
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. Message 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. Message 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. Maksimov E.A., Shatalov R.L. Asymmetric deformation of metal and front flexure of thick sheet in rolling. Part 2. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 6, pp. 521–525.
26. Matrosov Yu.I., Levchenko V.I., Loskutov A.Yu., Volodarskii V.V., Kolyasnikova N.V., Talanov O.P. Influence of pipe processing on the mechanical properties of K60 steel sheet. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 6, pp. 536–540.
27. Maksimov E.A., Shatalov R.L. Asymmetric deformation of metal and front flexure of thick sheet in rolling. Part 1. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 5, pp. 442–446.
28. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 11, pp. 904–907.
29. Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Production of generator gas from solid fuels. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 6, pp. 395–402.
30. Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 811–814.
31. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 9, pp. 617–624.
32. Kovalev A.I., Vainshtein D.L., Rashkovskii A.Yu., Khlusova E.I., Orlov V.V. Features of structural changes through the cross section of sheet rolled from high strength skelp steels. *Metallurgist*. 2011, vol. 55, no. 1–2, pp. 34–45.
33. Morozov Yu.D., Naumenko A.A., Lyasotskii I.V. Effect of rolling heating and deformation and accelerated cooling regimes on mechanical property formation for rolled steel sheet of strength class Kh80. *Metallurgist*. 2011, vol. 54, no. 9–10, pp. 686–695.
34. Manzhurin I.P., Sidorina E.A. Dependence of the surface deformation of strip on the parameters of its shaping. *Metallurgist*. 2012, vol. 56, no. 1–2, pp. 37–42.
35. Nikitin G.S., Galkin M.P., Zhikharev P.Yu. Effect of noncontact zones on the deforming forces in metal-shaping operations. *Metallurgist*. 2013, vol. 56, no. 9–10, pp. 766–772.
36. Salganik V.M., Chikishev D.N., Pustovoitov D.O., Denisov S.V., Stekanov P.A. Developing regimes for the asymmetric rolling of low-alloy steel plates to minimize bending of the ends of the plate. *Metallurgist*. 2014, vol. 57, no. 11–12, pp. 1005–1008.

Information about the author:

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

Received May 25, 2017

УДК 620.172.24:534.6

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МАШИН НА ОСНОВЕ СИНЕРГЕТИЧЕСКИ ОРГАНИЗОВАННЫХ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Савельев А.Н.¹, к.т.н., доцент кафедры механики и машиностроения (Savelyev2000@mail.ru)

Савельева Е.А.¹, соискатель степени к.т.н. кафедры механики и машиностроения

*Локтева Н.А.², к.т.н., доцент кафедры сопротивления материалов
и динамики прочности машин*

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

² Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
(125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4)

Аннотация. Одной из основных задач металлургического машиностроения при создании и эксплуатации технологического оборудования является обеспечение необходимых показателей его надежности. Достижение надежности оборудования при его изготовлении связано с оперативным определением прочностных характеристик используемых при этом материалов и прежде всего их предела выносливости. В работе в качестве параметра оценки предела выносливости материалов используется сигнал акустической эмиссии. Для получения устойчивого сигнала, основываясь на результатах анализа синергетических процессов, протекающих в различных физических средах лазеров и мазеров, применен подход получения синергетического сигнала эмиссии волн напряжений (ЭВН) на базе дислокационной среды. Это позволило обеспечить достаточно мощный эмиссионный сигнал, характеризующий процесс движения дислокаций при формировании тех или иных дислокационных субструктур. Эксперимент, проведенный на образцах из стали, подтверждает тот факт, что использование организованного путем мелко-ступенчатого растяжения образца акустического сигнала позволяет оценить внутренние процессы, происходящие в материалах. Результаты эксперимента дают возможность выделить участки упруго-пластической деформации материала с различной скоростью движения дислокаций. Основываясь на том, что деформируемые металлы являются самоорганизующимися системами с реализацией на разных стадиях их нагружения различных диссипативных механизмов, образующих соответствующие дислокационные структуры, установлена взаимосвязь интенсивности ЭВН со структурными особенностями дислокационных субструктур (ДСС). Одновременно сопоставлен момент изменения интенсивности ЭВН с пределом его выносливости. Это позволяет использовать сопровождающую формирование дислокационных структур эмиссию волн напряжений совместно с фиксацией возникающего в материале образца напряжения для определения предела выносливости.

Ключевые слова: акустическая эмиссия, дислокации, напряжения, предел выносливости, технологическое оборудование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-443-450

При создании и эксплуатации технологического металлургического оборудования одной из основных задач является обеспечение необходимых показателей его надежности. Возможный путь достижения положительных результатов при решении этой задачи связан с оперативным, достаточно точным определением прочностных характеристик используемых при изготовлении оборудования конструкционных материалов. Наиболее важным для машиностроения показателем прочностных свойств материала является его предел выносливости. Это связано с тем, что основные прочностные расчеты элементов машин и механизмов технологического оборудования ведутся с участием именно этого показателя. В настоящее время предел выносливости материала определяется либо путем пересчета его других прочностных показателей [1 – 3], либо путем достаточно длительных и трудоемких экспериментов [4 – 6]. Разработанные и используемые на сегодняшний день подходы не позволяют в дальнейшем значительно улучшить существующее положение дел, связанное с оцен-

кой материалов на усталостную прочность. В силу этого требуется значительное переосмысление подходов к выявлению различных стадий самого процесса накопления повреждений в конструкционных материалах и нахождение других возможностей замера их прочностных характеристик в ограниченный временной период изготовления элементов металлургических машин.

Известно, что усталостное разрушение материала машин происходит не мгновенно при достижении нагрузки на деталь предельных значений, а является длительным процессом накопления повреждений: зарождения и развития несплошностей типа микротрещин с последующим объединением их в трещины. При этом, как показывают исследования [7], процессы, протекающие на структурном уровне при начальной стадии циклического нагружения и статическом нагружении, идентичны. А это значит, что для выделения точек изменения доминирующего механизма накопления повреждений при циклическом нагружении достаточно одного (статического) этапа нагружения образца.

Такое утверждение связано с тем, что деформируемое твердое тело является самоорганизующейся системой. В процессе релаксации последней происходит самоорганизация диссипативных структур с самопроизвольной их перестройкой вблизи точек бифуркации. Эти перестройки представляют собой последовательность кинетических переходов, при которых случайность, неравновесность и необратимость являются основой порядка в системе [8].

На микро- и мезоуровне характерным признаком нелинейного поведения деформируемого металла является спонтанная перестройка дислокационных субструктур. Внутренним параметром системы, определяющим изменение субструктур, служит скалярная плотность дислокаций или связанная с нею плотность энергии упругой деформации материала. При циклическом нагружении та или иная плотность дислокаций в субструктуре определяет скорость формирования постепенного накопления повреждений, но при этом процессы движения дислокаций в материале сопоставимы с движением дислокаций при статическом их нагружении.

В работах [8, 9] по мере накопления в материале повреждений выделяются пороговые значения плотности дислокаций, определяющие изменение механизма формирования дислокационных структур. Наименее плотной структурой дислокаций в металлах при их нагружении является хаотическая, за которой следует клубковая ее форма. Переход от клубковой структуры к ячеистой происходит при плотности дислокаций порядка $\rho = 10^{10} \text{ см}^{-2}$, от ячеистой к полосовой – при $\rho = 10^{12} \text{ см}^{-2}$ и от полосовой к фрагментированной – при $\rho = 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Окончательно сформированная одним образом структура является предвестником перехода к новому лидирующему типу формирования в материале дефектов. При этом спонтанная перестройка дислокационной субструктуры предполагает спонтанную смену лидирующего механизма, ответственного за диссипацию энергии деформации. Появление в системе иерархической последовательности дислокационных структур все новых и новых дефектов, необходимых для организации диссипации упругой энергии в материале, является фундаментальным диссипативным механизмом упруго-пластичных материалов. При этом диссипативные механизмы, контролирующие переход структуры из одного устойчивого состояния в другое, а также иерархическая смена диссипативных структур инвариантны к внешним условиям нагружения [8]. Это представление о поведении структуры металлов во время их нагружения позволяет сформировать новые подходы к выявлению особенностей процессов, протекающих в структуре материала.

Один из основных механизмов необратимого структурного изменения металлов и сплавов обусловлен движением и локализацией в них дислокаций. Именно они способствуют образованию усталостных трещин [10, 13]. При этом наличие локальных полей на-

пряжений вокруг дислокаций при достаточно высокой скорости их движения создает необходимые условия для возникновения акустической эмиссии [14, 15, 17 – 19]. Но в рамках настоящей работы важен не сам факт возникновения акустического сигнала, а та информация, которую этот сигнал несет напрямую из точки локального повреждения материала. Эта информация позволяет судить о величине и моменте возникновения того или иного вида повреждений, включая повреждения, возникающие при достижении нагрузки на материал, соответствующей пределу его выносливости.

Такой подход исходит из того, что любые структурные изменения материалов, в случае локального изменения внутренних напряжений при их достаточно высокой скорости, вызывают вполне определенную акустическую эмиссию. По представлениям Коттрелла [16] процесс возникновения механических волн при движении дислокаций происходит следующим образом. В структурах с плотной упаковкой атомов нарушения правильности их расположения создают у центра дислокации менее плотную упаковку, т. е. происходит увеличение удельного объема в этой части тела. Размеры и форма этой зоны расширения при движении дислокации со скоростью v меняются с частотой $\nu = \frac{v}{b}$, где b – параметр решетки в направлении движения дислокации. В окружающую среду от этой зоны распространяется волна с частотой ν . Регистрация параметров волны акустической эмиссии дает достаточно информативное представление о событии, связанном с движением дислокаций.

Однако регистрация и анализ этих единичных волн вызывают значительные трудности, связанные с тем, что они обладают низкой энергией. Кроме этого, из-за высокой частоты колебаний сигналов распространение сигнала в реальных материалах обладает высоким декрементом затухания. Амплитуда механических колебаний каждого из акустических сигналов, приходящих на поверхность образца, очень мала, а интенсивность сигналов размазана во времени и составляет от нуля до 105 импульсов в секунду. При этом известно [20], что более высокую энергию упругих волн, а также более четкий сигнал акустической эмиссии обеспечивает движение скоплений дислокаций. Происходит это тогда, когда при движении дислокаций имеет место их местная задержка у различных препятствий, преодоление которых приводит к быстрым местным сдвигам. Накопленная при этом от группы дислокаций энергия освобождается в виде достаточно мощной для ее анализа упругой волны. Таким образом, для усиления сигнала акустической эмиссии необходимо организовать коллективный на достаточно малом временном периоде Δt акустический сигнал. Использовать для такой организации сигнала можно синергетические представления об уже известных в физике на сегодняшний день коллективных или синергетических эффектах [21].

Наиболее ярким примером реализации синергетического процесса является лазерный процесс. В силу этого рассмотрим организацию излучения в лазере и его прототипе мазере с целью использования механизма организации в этих устройствах светового и инфракрасного когерентного излучения для организации сигнала акустической эмиссии в материалах. Как известно, лазеры и мазеры – это квантовые генераторы когерентного и монохроматического электромагнитного излучения оптического и инфракрасного диапазонов. Оба типа устройств работают на основе эффекта вынужденного (индуцированного или стимулированного) излучения. Этот эффект есть результат взаимодействия электромагнитной волны с атомами вещества, через которое проходит волна. Реализуется этот процесс следующим образом [22].

В лазере, получая энергию за счет нагрева вещества, пропускания электрического тока или других источников, электроны атома рабочего вещества с уровнем энергии E_1 (рис. 1, а) переходят на более высокий уровень E_2 (рис. 1, б). Возвращаясь на нижний, основной уровень, электроны испускают фотоны (рис. 1, в). Энергию фотонов и, следовательно, их частоту ν определяет разность уровней энергии: $\Delta E = h\nu$, где h – постоянная Планка. На нижний уровень электрон может опуститься по одному из двух сценариев: либо самопроизвольно (спонтанно), либо за счет взаимодействия с посторонним фотоном, имеющим ту же энергию ΔE . Во втором случае (рис. 1) излучение атома называется индуцированным. Именно индуцированное излучение является физической основой работы лазеров, а элементами, накапливающими и отдающими энергию, являются электроны.

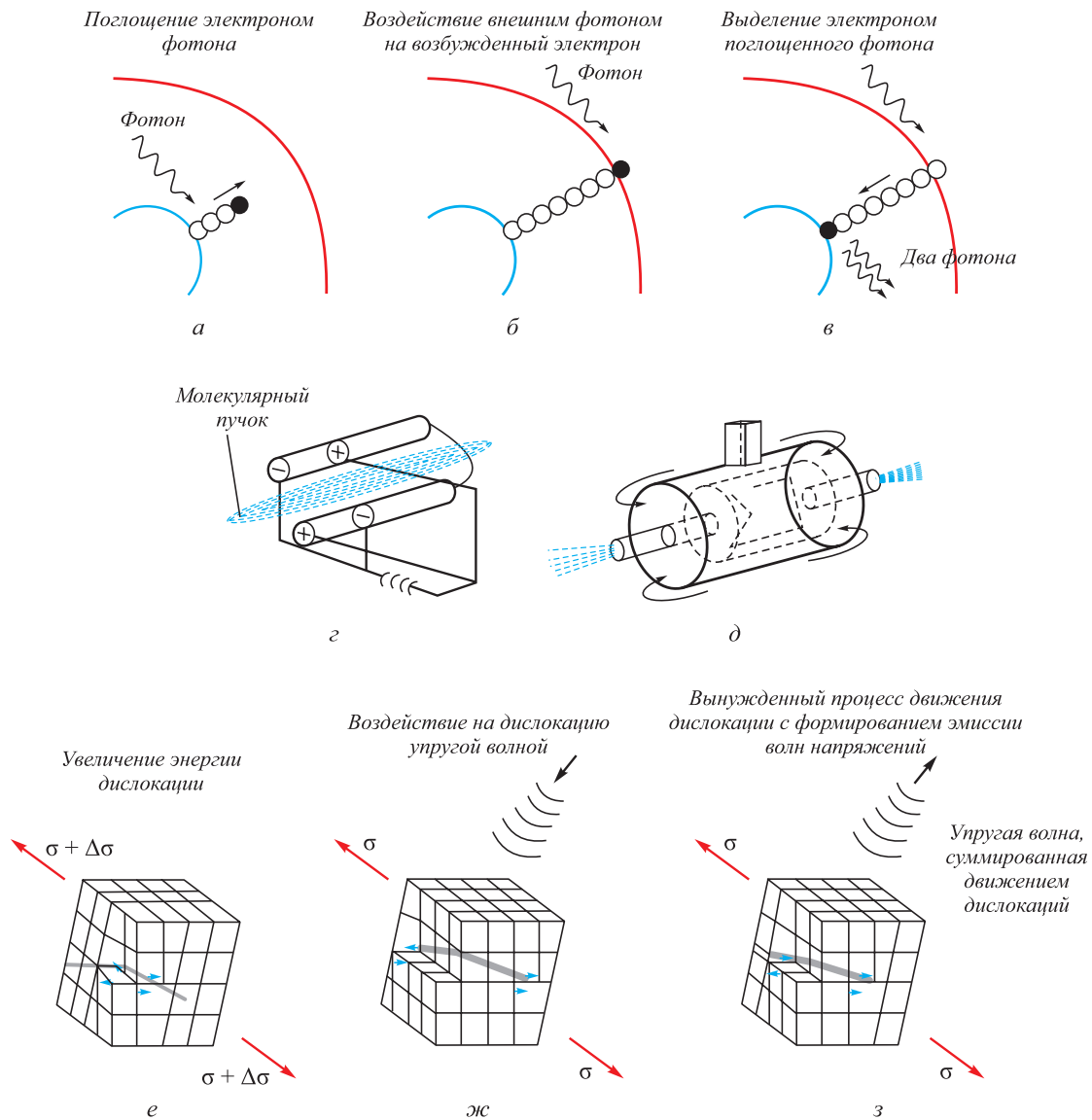


Рис. 1. Синергетический эффект организации сигнала на примере лазера (а – в) и мазера (г, д) и возможность его применения для организации суммарного сигнала акустической эмиссии (е – з)

Fig. 1. Synergetic effect of the signal organization on the example of a laser (а – в) and a maser (г, д) and the possibility of its application for organizing the total signal of acoustic emission (е – з)

В лазерах в качестве элементов-носителей энергии используются не электроны, как в лазерах, а молекулы. Процесс когерентного излучения в лазере основан на том, что рабочая среда, находящаяся в термодинамическом равновесии, имеет распределение молекул по их энергетическому состоянию в виде закона Больцмана. Для того, чтобы увеличить количество возбужденных молекул искусственно, создается термодинамически неравновесная среда, в которой число возбужденных молекул будет больше, чем невозбужденных. В лазерах на молекулярных пучках, или в молекулярных генераторах, такую среду создают путем искусственного отбора из пучка молекул, находящихся в термодинамическом равновесии, только тех молекул, которые находятся в возбужденном состоянии (рис. 1, з). При последующем пропускании молекулярной среды через резонатор происходит синхронизация колебательного процесса молекул и при последующем их резанировании перемещение элементов рабочей среды на более низкие энергетические уровни (рис. 1, д). При этом высвобожденная в виде фотонов энергия заставляет еще большее число молекул испустить фотоны, что приводит к цепной реакции перехода атомов в невозбужденное состояние с практически одновременным высвобождением громадного количества фотонов.

И в лазере, и в лазере реализуется один и тот же механизм. Энергия, запасенная в результате заселенности высоких энергетических уровней носителями энергии – электронами или молекулами, – высвобождается синхронно под воздействием входного сигнала, благодаря чему получается усиление энергии сигнала. При использовании подобного механизма усиления сигнала акустической эмиссии в металлах носителем энергии могут выступить дислокационные структуры [21].

Энергетическое состояние дислокаций может быть увеличено путем повышения потенциальной энергии среды, в которой существуют дислокации. Это может быть достигнуто за счет разделения всего возможного диапазона изменения потенциальной энергии материала на уровни с последующим ступенчатым увеличением напряжения материала на величину $\Delta\sigma$. Увеличение потенциальной энергии дислокаций будет изменяться в соответствии с выражением $\Delta\P = \Phi \left(\frac{\Delta\sigma^2}{2E} \right)$, где σ – напряжение в материале, Па; E – модуль упругости первого рода, Па. При этом количество дислокаций n_i , способных осуществить свое движение к поверхности кристалла с последующей эмиссией волн напряжений, определится диапазоном изменения потенциальной энергии $\Delta\P_i$. Итак, при увеличении ступенчатым образом напряжения в металлическом образце активируется очередная группа n_i дислокаций, способных осуществить свое движение в массиве кристалла с последующим испусканием волн напряжений звукового диапазона. Обеспечивается синхронный выход данной группы из n_i дислокаций на поверхность кристаллов

металла при помощи запуска вдоль испытуемого образца упругой волны. Взаимодействуя с подготовленными к движению дислокациями, упругая волна обеспечивает их синхронный выход на поверхность кристаллов металла и таким образом синхронное излучение группы единичных эмиссионных сигналов. В этом случае мощность эмиссионного сигнала будет определяться средней мощностью сигнала от единичной дислокации e_i , умноженной на количество источников такого излучения n_i :

$$E_i = e_i n_i.$$

При этом частота интегрированного сигнала останется соответствующей частоте единичной эмиссии волны напряжений.

Организация одновременного процесса накачки энергии в область расположения дислокаций и процесса формирования управляющей коллективным выходом дислокаций упругой волны вдоль испытуемого образца может быть реализована путем мелкоступенчатого нагружения образца [23]. При мелкоступенчатом растяжении образца металла при каждом импульсном приросте напряжения активируется до максимального уровня очередная серия дислокаций n_i . Одновременно формируется и упругая волна напряжений, которая распространяется вдоль испытуемого на растяжение образца. Взаимодействие этой волны с дислокациями, которые были активированы во время предыдущего шага нагружения и которые находятся к этому моменту в возбужденном состоянии, обеспечивает их коллективное движение с коллективной эмиссией волн напряжений. Таким образом, внутренние процессы в металле, соответствующие данному уровню напряжений, фиксируются при помощи регистрации амплитуды колебаний волн напряжений.

Такой подход к организации мощного эмиссионного сигнала в металлических образцах был реализован в лабораторном эксперименте. В качестве испытательного стенда использовалась специальным образом модернизированная испытательная машина УММ-20. В этой машине была заменена часть элементов ее привода для обеспечения ступенчатого движения плунжера привода при испытании образцов на растяжение. В опытах цилиндрические образцы диам. 15 мм и длиной цилиндрической части 90 мм растягивались ступенчато со средней скоростью 2,5 мм/с. Установка образца в процессе его растяжения показана на рис. 2.

Усилие растяжения образца 1 замерялось с помощью цилиндрической мессдозы 2. Деформация образцов фиксировалась ходомером 3. В качестве преобразователя волн напряжений использовался акселерометр КД-10 с поперечным коэффициентом направленности 5 %. Акселерометр 4 устанавливался посередине длины образца перпендикулярно оси растяжения. Крепление акселерометра выполнялось с помощью специального хомута 5. Низкий коэффициент поперечной направ-

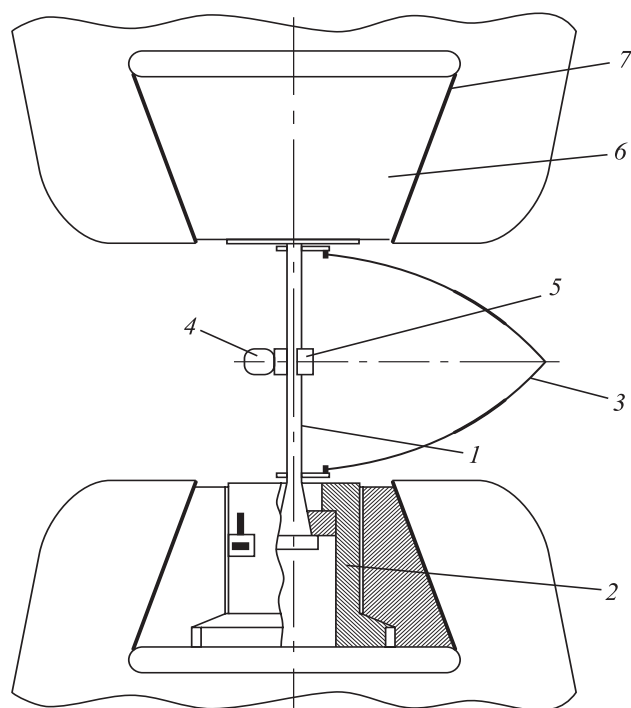


Рис. 2. Установка образца и размещение измерительных приборов в испытательной машине

Fig. 2. Sample installation and placement of measuring instruments in a test machine

ленности при такой установке акселерометра позволили значительно уменьшить восприимчивость им шумов прессы. Чувствительность же акселерометра к восприятию эмиссионных волн напряжений, распространяемых перпендикулярно оси образца при этом остается максимальной. Для снижения уровня шумов, передаваемых гидравлической частью прессы на образец, призмы прессы 6 устанавливались через прокладки 7.

В результате принятых мер уровень шумов, воспринимаемых акселерометром, получился низким, что позволило устойчиво фиксировать волны напряжений. Сигнал с акселерометра подавался через прибор SDM-132 на записывающее устройство. Величина сигнала характеризовала энергию каждого из суммарных импульсов эмиссии волн напряжений и оценивалась через ускорение нарастания фронта этой волны.

Пример записи эмиссии волн напряжений, усилия и деформации образца из стали 45, а также расшифровка этой записи показаны на рис. 3, из которого видно, что при достижении определенного момента в процессе растяжения образца энергия сигнала начинает возрастать. Интенсивность нарастания сигнала эмиссии волн напряжений в процессе нагружения образца неоднородна. На кривой изменения энергии сигнала ЭВН можно выделить три характерные точки. В качестве первой точки можно взять момент появления сигнала ЭВН (точка B на рис. 3), соответствующий относительной деформации образца $\varepsilon = 0,03$. Начиная с этой точки, происходит плавное нарастание мощности ЭВН.

Второй характерной точкой является точка перехода от плавного возрастания величины сигнала к более крутому его изменению (точка C на рис. 3). Эта точка соответствует значению $\varepsilon = 0,07$. Третья характерная точка D – это точка перехода от участка крутого возрастания сигнала к его неизменной величине. В этом случае $\varepsilon = 0,09$. Появление этих точек и соответственно участков между ними связано с особенностями процессов, протекающих в дислокационной структуре металлов.

Относительные деформации материала и объемная доля (%), занятая в металле тем или иным типом дисло-

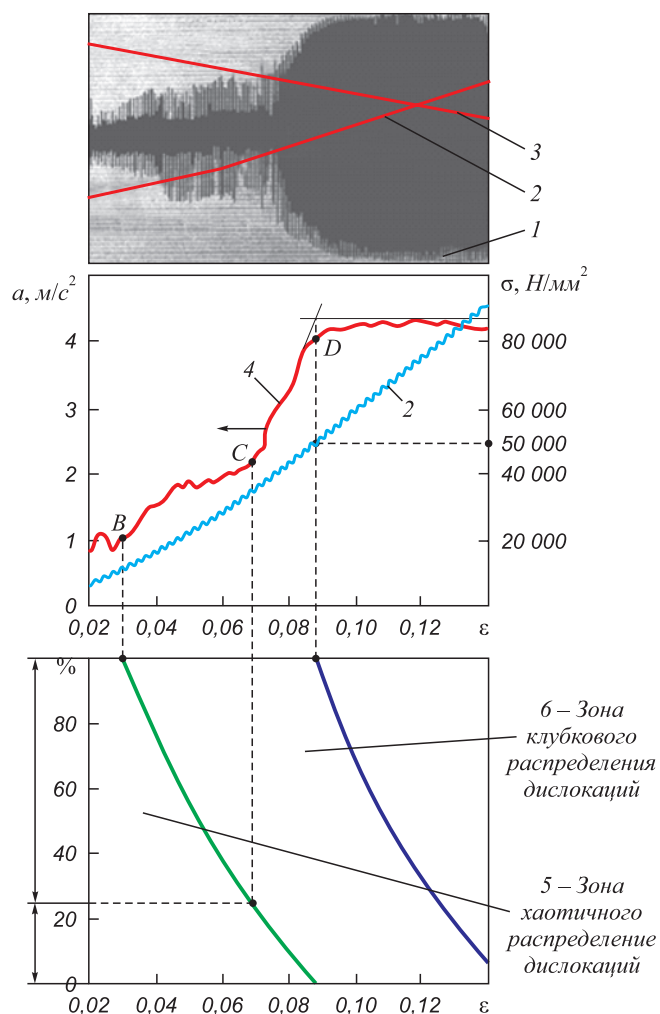


Рис. 3. Осциллограмма записи акустических сигналов при квазимульсному нагружении образца:

1 – величина сигнала эмиссии волн напряжений; 2 – величина напряжения в испытываемом образце; 3 – величина деформации образца; 4 – огибающая импульсов акустического сигнала; 5 – зона хаотического распределения дислокаций в образце; 6 – зона клубкового распределения дислокаций в образце

Fig. 3. Oscillogram of recording the acoustic signals during quasimomentum loading of the sample:

1 – signal magnitude of the stress waves emission; 2 – magnitude of stress in the test sample; 3 – value of sample deformation; 4 – pulses envelope of the acoustic signal; 5 – zone of random distribution of dislocations in the sample; 6 – zone of the coil distribution of dislocations in the sample

кационной субструктуры, по своей сути являются критериями подобия процессов, происходящих в металле на дислокационном уровне. Это позволяет сопоставить результаты, полученные в эксперименте с акустической эмиссией, с результатами оценки изменения субструктур дислокаций при деформации металла, полученными в работах [9, 24 – 27]. Сопоставление кривой изменения эмиссии волн напряжений $a = f(\epsilon)$ с диаграммами структурных состояний материала при его деформации свидетельствует о том, что на каждой стадии деформации материала существуют, как правило, два типа дислокационных структур. При этом доля одного вида ДСС убывает, а второго – возрастает. В точке *B* (рис. 3), где появляется сигнал ЭВН, начинается уменьшение первой стадии ДСС, стадии с хаотическим распределением дислокаций, и развитие второй стадии – клубковой. В точке *C* при возрастании интенсивности ЭВН объем клубковой структуры ДСС достигает 75 %, что дает возможность предположить, что увеличение сигнала ЭВН связано с доминированием процессов движения дислокаций в клубковой ДСС. В точке *D*, когда интенсивность ЭВН стабилизируется, в материале весь 100 %-ный объем занимают клубки дислокационной структуры.

Для прочностной оценки этого момента интересно знать, какое значение в этой точке имеет напряжение материала. Определив силовую характеристику процесса деформации материала в точке *D* и пересчитав значение предела текучести σ_T , полученное в эксперименте, в значение предела выносливости σ_{-1} по формуле $\sigma_{-1} = 0,45\sigma_T + 122$, взятой из работы [22], было выявлено, что эти значения напряжений близки. Полученный результат позволяет предположить, что напряжение предела выносливости соответствует моменту деформации материала, при котором клубковая структура ДСС занимает весь объем материала, а эмиссия волн напряжений переходит от этапа возрастания ее значения к этапу стабилизации этого значения.

Таким образом, основываясь на том, что деформируемые металлы являются самоорганизующимися системами с реализацией на разных стадиях их нагружения различных диссипативных механизмов, образующих соответствующие дислокационные структуры, установлена взаимосвязь интенсивности ЭВН со структурными особенностями ДСС. Одновременно была сопоставлена интенсивность ЭВН с одной из силовых характеристик материала – с пределом его выносливости. В силу этого появляется возможность использовать сопровождающую формирование структур эмиссию волн напряжений в качестве источника информации о протекающих в металле процессах при его нагружении.

Выводы. На основании результатов анализа синергетических процессов, протекающих в различных физических средах лазеров и мазеров, данный подход был распространен на дислокационную среду с целью

получить мощный сигнал эмиссии волн напряжений. Это позволило обеспечить достаточно мощный эмиссионный сигнал, характеризующий процесс движения дислокационных структур металла в процессе его нагружения. Эксперимент, проведенный на образцах из стали, подтверждает тот факт, что использование синергетически организованной акустической эмиссии позволяет зарегистрировать сигнал и оценить внутренние процессы, происходящие в материалах при их специальным образом организованном мелкоступенчатом нагружении. Результат эксперимента позволяет выделить участки упруго-пластической деформации материала с различной скоростью движения дислокаций и различной интенсивностью нарастания скорости движения дислокаций. При этом значительная по величине мощность сигнала акустической эмиссии свидетельствует о том, что синергетический механизм организации эмиссионного сигнала на дислокационном уровне в металлах реализуем. Эмиссионный сигнал позволяет выделить момент перехода к стабильному и интенсивному движению дислокаций и, соответственно, накоплению в материале повреждений. Этот момент нагружения материала сопоставим с пределом его выносливости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. – М.: Оборонгиз, 1952. – 555 с.
2. Школьник Л.М. Методики усталостных испытаний. – М.: Металлургия, 1978. – 304 с.
3. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. – М.: Машиностроение, 1979. – 191 с.
4. Гаврилов Д.А. Корреляционные соотношения между механическими характеристиками в условиях статического и циклического нагружений для конструкционных сталей и сплавов // Проблемы прочности. 1979. № 5. С. 59 – 65.
5. Prot E.M. L'essai des fatigue Sous Charge Progressive. Une nouvelle technique d'essai des matériaux // Rev. Metallurgia. 1948, Vol. 45. No. 12. P. 481. L'essai des fatigue Sous Charge Progressive. Une nouvelle technique d'essai des matériaux.
6. Enomoto N.A. A method for determining the fatigue limit of metal by means of stepwise load increase test // Proc. ASTM. 1959. Vol. 59. P. 263 – 271.
7. Гурьев А.В., Мишарев Г.М. Особенности процесса начальной стадии пластической деформации при статическом и циклическом нагружениях углеродистой стали. – В кн.: Металловедение и прочность материалов. Том 3. Труды Волгоградского политехнического института. – Волгоград: изд. ВПИ, 1971. С. 56 – 64.
8. Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С. Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Охсотоев. – М.: Наука, 1995. – 280 с.
9. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Жуковский С.П., Козлов Э.В. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава // Физика металлов и металловедение. 1985. Т. 60. Вып. 1. С. 171 – 179.
10. Locati L. Le prove di fatica come ausilio alla progettazione ed alla produzione // Metallurgia Italiana. 1955. Vol. 47. No. 9, P. 301 – 308.
11. Трошенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – Киев: Наукова думка, 1981. – 344 с.
12. Cottrell A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. – New York Oxford Univ. Press., 1953.

13. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций / Пер. с англ. под ред. Э.М. Надгорного, Ю.А. Осипьяна. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
14. Болотин Ю.И., Грешников В.А., Гусаков А.А., Дробот Ю.Б. Использование эмиссии волн напряжений для неразрушающего контроля материалов // Дефектоскопия. 1971. № 6. С. 5 – 25.
15. Грешников В.А., Дробот Ю.В. Акустическая эмиссия. Применение для испытаний материалов и изделий. – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 272 с.
16. Наик В.Д. Излучение звука дислокацией, выходящей на поверхность кристалла // Письма в ЖЭТФ. 1968. Т. 8. Вып. 6. С. 324 – 328.
17. Frederick I.R. Dislocations motion as a source of acoustic emission. – In: Acoustic Emission, ASTM STP-505. 1972. P. 129 – 139.
18. Pollock A.A. Stress-wave emission a new tool for industry // Ultrasonics. 1969. Vol. 6(2). 32. P. 88 – 92.
19. Gillis P.P. Dislocation motions and acoustic emission. – In: Acoustic Emission, ASTM STP-505. 1972. P. 20 – 29.
20. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Кривенко Л.Ф. Звуковая эмиссия при аннигиляции дислокационного скопления // Физика твердого тела. 1974. Т. 16. № 4. С. 1233 – 1235.
21. Haken H., Synergetic. An Introduction. Nonequilibrium phase transitions and self-organization in Physics, Chemistry and Biology. 2nd Edition., Springer-Verlag Berlin – Heidelberg New York, 1978.
22. Назарова Г.В., Рыбняк В.А. Квантовые усилители и генераторы: учебн. пособие. – Новокузнецк: изд. СибГГМА, 1997. – 60 с.
23. Пат. № 2555506 РФ. Способ регистрации сигналов акустической эмиссии / Е.А. Савельева, А.Н. Савельев. Заявл. 26.03.2014. Бюл. № 19.
24. Mecke K., Blochwitz G., Kremling U. The development of the dislocation structures during the fatigue process of F.C.C. single crystals // Cryst. Res. And Technol. 1982. Vol. 17. No. 12. P. 1557 – 1570.
25. Koneva N.A. Self-organization and phase transition in dislocation structure. – In: Proc. of 9th ICSMA, Israel, Haifa 1991. Fruid Publ. Company LTD. London, 1991. P. 157 – 164.
26. Winter A.T., Pederson O.B., Rasmussen K.V. Dislocation microstructures in fatigue copper polycrystals // Acta met. 1981. Vol. 29. P. 735 – 748.
27. Winter A.T. Dislocation structure in the interior of fatigued copper polycrystal // Acta met. 1980. Vol. 28. P. 963 – 964.

Поступила 8 февраля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 6, pp. 443–450.

STRENGTH PROPERTIES EVALUATION OF MATERIALS OF TECHNOLOGICAL MACHINES ELEMENTS BASED ON THE SYNERGETICALLY ORGANIZED SIGNALS OF ACOUSTIC EMISSION

A.N. Savel'ev¹, E.A. Savel'eva¹, N.A. Lokteva²

REFERENCES

¹ Siberian State Industrial University, Russia

² Moscow Aviation Institute (National Research University), Russia

Abstract. One of the main tasks of metallurgical engineering when creating and operating technological equipment is to provide the necessary indicators of its reliability. Achieving the reliability of equipment during its manufacture is associated with the operational determination of the strength characteristics of the used materials, and, above all, their endurance limit. In this paper, the acoustic emission signal is used as a parameter for estimating the endurance limit of materials. To obtain a stable signal, based on the results of an analysis of the synergistic processes taking place in various physical media of lasers and masers, the approach of obtaining a synergistic signal EVN on the basis of dislocation medium has been applied. This made it possible to provide a sufficiently powerful emission signal characterizing the motion of dislocations during the formation of certain dislocation substructures. The experiment carried out on steel samples confirms the fact that using an organized fine-graded stretching of an acoustic signal sample allows the internal processes taking place in the materials to be evaluated. The results of the experiment make it possible to isolate the areas of elastoplastic deformation of the material with different dislocation velocities. Based on the fact that the deformable metals are self-bound systems with the realization of their loading of various dissipative mechanisms at different stages, that form the corresponding dislocation structures, relation between the intensity of EVN and the structural features of the BCS was established. Simultaneously, the time of change in the intensity of the EVN is compared with the limit of its endurance. This makes it possible to use the stresses emission accompanying the formation of dislocation structures together with the fixation of the voltage that arises in the material of the sample to determine the limit of endurance.

Keywords: acoustic emission, dislocation, stress, endurance limit, technological equipment.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-443-450

1. Fridman Ya.B. *Mekhanicheskie svoystva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow: Oborongiz, 1952, 555 p. (In Russ.).
2. Shkol'nik L.M. *Metodiki ustalostnykh ispytaniy* [Fatigue test methods]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 304 p. (In Russ.).
3. Markovets M.P. *Opredelenie mekhanicheskikh svoystv metallov po tverdsti* [Determination of the mechanical hardness properties of metals]. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 191 p. (In Russ.).
4. Gavrilov D.A. Correlation relations between mechanical characteristics under static and cyclic loading conditions for structural steels and alloys. *Problemy prochnosti*. 1979, no. 5, pp. 59–65. (In Russ.).
5. Prot E.M. L'essai des fatigue Sous Charse Progressive. Une nouvelle technique d'essai des matériaux. *Rev. Metallurgia*. 1948, vol. 45, no. 12, pp. 481.
6. Enomoto N.A. A method for determining the fatigue limit of metal by means of stepwise load increase test. *Proc. ASTM*. 1959, vol. 59, pp. 263–271.
7. Gur'ev A.V., Misharev G.M. Features of initial stage process of plastic deformation under static and cyclic loads of carbon steel. In: *Metallovedenie i prochnost' materialov. T. 3. Trudy volgogradskogo politekhnicheskogo instituta* [Metallurgy and strength of materials. Vol. 3. Proceedings of Volgograd Polytechnic Institute]. Volgograd: VPI, 1971, p. 56–64. (In Russ.).
8. Ivanova V.S., Balankin A.S., Bunin I.Zh., Okhsotoev A.A. *Sinergika i fraktaly v materialovedenii* [Synergy and fractals in material science]. Moscow: Nauka, 1995, 280 p. (In Russ.).
9. Koneva N.A., Lychagin D.V., Zhukovskii S.P., Kozlov E.V. Evolution of the dislocation structure and stages of plastic flow of a polycrystalline iron-nickel alloy. *Physics of Metals and Metallography*. 1985, vol. 60, no. 1, pp. 157–166.
10. Locati L. Le prove di fatica come ausilio alla progettazione ed alla produzione. *Metallurgia Italiana*. 1955, vol. 47, no. 9, pp. 301–308.
11. Troshchenko V.T. *Deformirovanie i razrushenie metallov pri mnogotsiklovom nagruzenii* [Deformation and fracture of metals under multicyclic loading]. Kiev: Naukova dumka, 1981, 344 p. (In Russ.).

12. Cottrell A.H. *Dislocations and plastic flow in crystals*. New York: Oxford Univ. Press., 1953.
13. Hirth D., Lothe I. *Theory of dislocations*. Oxford. 1972. (Russ.ed.: Hirth D., Lothe I. *Teoriya dislokatsii*. Moscow: Atomizdat, 1972, 600 p.).
14. Bolotin Yu.I., Greshnikov V.A., Gusakov A.A., Drobot Yu.B. Using the emission of stress waves for non-destructive material control. *Defektoskopiya*. 1971, no. 6, pp. 5–25. (In Russ.).
15. Greshnikov V.A., Drobot Yu.V. *Akusticheskaya emissiya. Primeniye dlya ispytaniy materialov i izdelii* [Acoustic emission. Application for testing of materials and products]. Moscow: Izd-vo standartov, 1976, 272 p. (In Russ.).
16. Natsik V.D. Radiation of sound by a dislocation that emerges on the surface of a crystal. *Pis'ma v ZhETF*. 1968, Vol. 8, Part 6, pp. 324–328. (In Russ.).
17. Frederick I.R. Dislocations motion as a source of acoustic emission. In.: *Acoustic Emission*. ASTM STP-505. 1972, pp. 129–139.
18. Pollock A.A. Stress-wave emission a new tool for industry. *Ultrasonics*. 1969, vol. 6(2). 32, pp. 88–92.
19. Gillis P.P. Dislocation motions and acoustic emission. In: *Acoustic Emission*. ASTM STP-505. 1972, pp. 20–29.
20. Boiko V.S., Garber R.I., Krivenko L.F. Sound emission during the annihilation of a dislocation cluster. *Fizika tverdogo tela*. 1974, vol. 16, no. 4, pp. 1233–1235. (In Russ.).
21. Haken H., Synergetic. *An Introduction. Nonequilibrium phase transitions and self-organization in Physics, Chemistry and Biology*. 2nd Ed., Springer-Verlag Berlin – Heidelberg New York, 1978.
22. Nazarova G.V., Rybyanets V.A. *Kvantovye usiliteli i generatory: uchebn. posobie* [Quantum amplifiers and generators: Learners guide]. Novokuznetsk: SibGGMA, 1997, 60 p. (In Russ.).
23. Savel'eva E.A., Savel'ev A.N. *Sposob registratsii signalov akusticheskoi emissii* [Method for recording the acoustic emission signals]. Patent no. 2555506 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2014, no. 19. (In Russ.).
24. Mecke K., Blochwitz G., Kremling U. The development of the dislocation structures during the fatigue process of F.C.C. single crystals. *Cryst. Res. And Technol.* 1982, vol. 17, no. 12, pp. 1557–1570.
25. Koneva N.A. Self-organization and phase transition in dislocation structure. In: *Proc. of 9th ICSMA, Israel, Haifa 1991*. Fruid Publ. Company LTD. London, 1991, pp. 157–164.
26. Winter A.T., Pederson O.B., Rasmussen K.V. Dislocation microstructures in fatigue copper polycrystals. *Acta met.* 1981, vol. 29, pp. 735–748.
27. Winter A.T. Dislocation structure in the interior of fatigued copper polycrystal. *Acta Met.* 1980, vol. 28, pp. 963–964.

Information about the authors:

A.N. Savel'ev, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (Savelyev2000@mail.ru)
E.A. Savel'eva, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Mechanics and Machine Engineering
N.A. Lokteva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Strength of Materials and Strength Dynamics of Machines

Received 8 February, 2017

УДК 669.046:62-784.23:697.982

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ УСТРОЙСТВ ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ВРАЩАЮЩЕГОСЯ ВАЛА ПЕЧНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВЕНТИЛЯТОРА МНОГОДИСКОВОГО ТИПА*

Зайнуллин Л.А.^{1,2}, д.т.н., профессор, генеральный директор (aup@vniimt.ru)

Калганов М.В.¹, научный сотрудник (z1917@mail.ru)

Калганов Д.В.¹, научный сотрудник (KalganovDV@mail.ru)

Спирин Н.А.², д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Теплофизика и информатика в металлургии» (n.a.spirin@urfu.ru)

¹ ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники» (ВНИИМТ)
(620137, Россия, Екатеринбург, ул. Студенческая, 16)

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Разработана конструкция устройства воздушного охлаждения вала печного вентилятора многодискового типа. Получены зависимости конвективной теплоотдачи от поверхности этого устройства в окружающую среду трех типоразмеров. Установлено, что теплообмен при движении воздуха в междисковых пространствах вращающихся устройств охлаждения с различной частотой подобен процессу теплоотдачи, что и в случае турбулентного течения его вдоль плоской поверхности и при этом описывается в общем виде степенной зависимостью. Найденные значения коэффициентов пропорциональности в этой зависимости учитывают конструктивные особенности исследованных устройств и отличаются от известных величин в 1,4 – 1,7 раз. С применением правил моделирования тепловых процессов полученные закономерности могут быть использованы при расчете устройств охлаждения многодискового типа и для других конструкций печных высокотемпературных вентиляторов. Изучено влияние изменения внешнего диаметра устройства на его охлаждающую способность. Установлено, что уменьшение диаметра с 313 до 250 мм приводит к повышению равномерности распределения потока воздуха в междисковом пространстве и способствует увеличению среднего коэффициента теплоотдачи с единицы поверхности в 1,6 – 1,7 раз в сопоставимых условиях. Возможность повышения равномерности обдувки воздухом поверхности дисков в устройствах с большими диаметрами (МД-313 и МД-290) за счет увеличения размеров входных отверстий ограничено в связи с уменьшением отвода тепла теплопроводностью от вала вентилятора вследствие снижения площади поперечного сечения материала дисков в районе цилиндрической поверхности, проходящей через их оси. Максимальный тепловой поток, отводимый от вала вентилятора, обеспечивается устройством с диаметром 290 мм, где оптимально сочетаются два параметра: величина теплообменной поверхности и интенсивность ее обдувки воздухом. Применение разработанных устройств позволяет увеличить отводимый тепловой поток в 20 – 30 раз по сравнению с охлаждением поверхности открытого вращающегося вала в свободной окружающей среде в сопоставимых условиях. Представленные материалы могут быть использованы при разработке высокотемпературных вентиляторов для нагревательных и термических печей.

Ключевые слова: печной вентилятор, конвективный теплообмен, устройство охлаждения вала вентилятора.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-451-456

Современная высокопроизводительная и качественная тепловая обработка изделий в печах конвективного типа обеспечивается путем использования принудительного движения теплоносителя по замкнутому контуру [1 – 4]. Совершенствование конструкций, а также повышение надежности и эффективности работы побудителей этого движения – печных высокотемпературных вентиляторов – является актуальной задачей [5 – 7]. Эксплуатационные свойства таких вентиляторов в условиях высоких температур определяются работоспособностью не только рабочего колеса (ротора), но и всего электропривода [8 – 17].

Наиболее широкое применение в высокотемпературных вентиляторах, используемых для перемеще-

ния газовой среды в печах с рабочей температурой до 600 – 650 °С, нашел способ воздушного охлаждения вала за счет применения специальных устройств, устанавливаемых между наружной поверхностью стенки печи и ближним к ней подшипником. Такой способ воздушного охлаждения вала имеет следующие преимущества:

- высокая надежность и достаточная тепловая эффективность охлаждения вала вентилятора;
- незначительные энергозатраты при эксплуатации таких устройств;
- отсутствие каких-либо требований по его контролю и обслуживанию, кроме периодической очистки поверхности устройства от налета пыли и грязи.

В ОАО «ВНИИМТ» совместно с УрФУ разработано инновационное устройство воздушного охлаждения вращающегося вала печного вентилятора многодис-

* Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, договор № 02.03.21.0006.

кового типа (рис. 1). Устройство состоит из втулки 1, плотно насаживаемой на вал вентилятора, шести дисков (ребер) 2, равномерно расположенных по образующей втулки, и двенадцати лопаток 3, встроенных в радиальные пазы дисков. На каждом из дисков имеется двенадцать впускных отверстий 4 диам. 20 мм. Отвод тепла от вала вентилятора осуществляется теплопроводностью за счет разности температур по радиусу устройства, возникающей в результате конвективного теплообмена между его поверхностью и потоком охлаждающего воздуха в междисковом пространстве. Движение воздуха внутри устройства, представляющего собой вращающийся теплообменник, интенсифицируется за счет разрежения, создаваемого аэродинамической работой радиальных лопаток, под действием которых воздух всасывается во входные отверстия, а затем, обдувая нагретые боковые поверхности дисков, выбрасывается наружу.

На экспериментальном стенде ОАО «ВНИИМТ» были проведены исследования по определению эффективности тепловой работы разработанных устройств охлаждения. Стенд представляет собой вал с подшипниковыми опорами, выполненный в натуральную величину и имеющий возможность вращаться в диапазоне частот работы печных вентиляторов. Контролируемый подвод тепла, имитирующий нагрев вала в районе установки исследуемых устройств охлаждения, осуществляется с помощью электронагревателя, встроенного в его внутреннюю полость. В дополнение к этому измерение локальных температур поверхности устройств бесконтактным способом с последующим их усреднением в условиях установившегося теплового режима при определенной частоте вращения вала позволяет определить средний коэффициент теплоотдачи, необходимый для дальнейшей обработки полученных данных. Приведенные ниже геометрические размеры исследованных устройств выбраны из условия использования их в наиболее часто применяемых конструкциях вентиляторов [18, 19]:

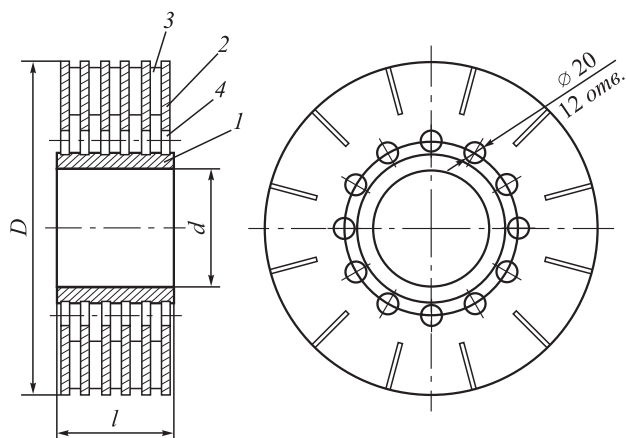


Рис. 1. Схема устройства воздушного охлаждения вала многодискового типа

Fig. 1. Scheme of disk-type air cooling shaft device

Параметр	Устройство		
	МД-313	МД-290	МД-250
Внешний диаметр D , мм	313	290	250
Диаметр вала вентилятора d , мм	110	110	110
Отношение d/D	0,351	0,379	0,440
Количество впускных отверстий в расчете на один диск, шт.	12	12	12
Диаметр входного отверстия, мм	20	20	20
Количество дисков, шт.	6	6	6
Толщина диска, мм	8	8	8
Расстояние между дисками, мм	11	11	11
Длина втулки l , мм	110	110	110
Теплообменная площадь устройства, m^2	0,8379	0,6879	0,4870
Отношение площади впускных отверстий к площади выпускного сечения устройства	0,139	0,150	0,175
Применяемый материал, сталь	45	45	45

Результаты исследований, представленные на рис. 2, описываются следующими зависимостями: для устройства с внешним диам. 313 мм (МД-313)

$$Nu = 0,02746 Re^{0,8}; \quad (1)$$

для устройства с внешним диам. 290 мм (МД-290)

$$Nu = 0,03982 Re^{0,8}; \quad (2)$$

для устройства с внешним диам. 250 мм (МД-250)

$$Nu = 0,05287 Re^{0,8}; \quad (3)$$

здесь $Nu = \frac{\alpha D}{\lambda_b}$; $Re = \frac{DW}{\nu} = \frac{\pi D^2 n}{\nu}$, где Nu и Re – критерийные числа Нуссельта и Рейнольдса; α – средний коэффициент теплоотдачи от открытой поверхности устройства охлаждения, $Вт/(м^2 \cdot К)$; D – внешний диаметр устройства, м; λ_b – коэффициент теплопроводности окружающей среды, $Вт/(м \cdot К)$; W – линейная скорость движения внешней образующей вращающегося устройства, м/с; n – угловая скорость вращения устройства, 1/с; ν – кинематический коэффициент вязкости окружающей среды, $м^2/с$.

Статистическая оценка результатов экспериментов выполнена по методике, опубликованной в работе [21], и приведена в таблице. Полученные данные свидетельствуют о значимости коэффициента детерминации и адекватности полученных уравнений регрессии.

При соблюдении правил моделирования тепловых процессов, изложенных в работе [20], полученные закономерности могут быть использованы при расчете устройств охлаждения данного типа для других конструкций вентиляторов.

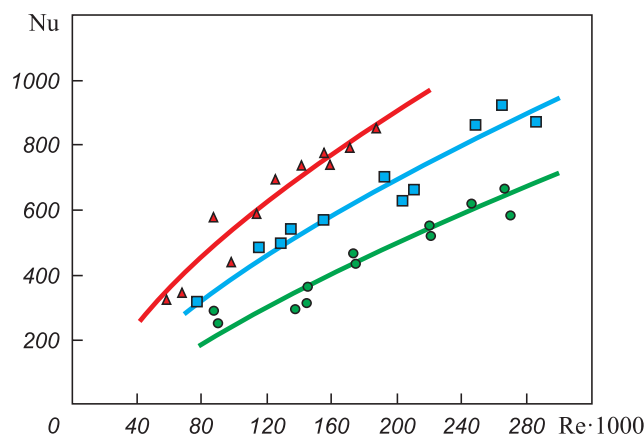


Рис. 2. Зависимость величины числа Nu от числа Re для условий конвективного теплообмена между поверхностью вращающегося устройства охлаждения многодискового типа вала печного вентилятора и окружающей средой:

● – МД-313; ■ – МД-290; ▲ – МД-250

Fig. 2. Number Nu dependence on the number Re for convective heat exchange conditions between surface of the rotating disk-type cooling device of furnace fan shaft and the environment:

● – МД-313; ■ – МД-290; ▲ – МД-250

Исследованные устройства не являются геометрически подобными между собой, поэтому численный коэффициент в приведенных зависимостях является величиной, зависящей от соотношения диаметров вала вентилятора и внешнего диаметра устройства (d/D).

Для удобства пользования полученными экспериментальными данными предложено обобщить зависимости (1) – (3):

$$Nu = C Re^{0,8}, \quad (4)$$

где C – коэффициент пропорциональности, зависящий от соотношения d/D рассматриваемых устройств и описываемый в исследованном диапазоне изменения параметров следующим уравнением:

$$C = -0,4675 + 2,3074 \frac{d}{D} - 2,5561 \left(\frac{d}{D} \right)^2. \quad (5)$$

Уравнение (5) справедливо в исследованном диапазоне изменения $0,351 \leq d/D \leq 0,44$.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что теплообмен при движении воздуха в междисковых пространствах вращающихся устройств охлаждения с разной частотой подобен процессу теплоотдачи в случае турбулентного течения его вдоль плоской поверхности и при этом он описывается в общем виде степенной зависимостью [11].

Однако найденные значения коэффициентов пропорциональности, учитывающие конструктивные особенности исследованных устройств, отличаются от известных величин в 1,4 – 1,7 раза. Знание этих коэффициентов позволяет значительно увеличить точность расчетов тепловых режимов работы печных вентиляторов, способствуя повышению их надежной работы.

На рис. 3 представлены результаты расчетов по уравнениям (4) – (5) среднего по поверхности устройства охлаждения коэффициента теплоотдачи в зависимости от частоты вращения вала вентилятора для всех трех представленных типоразмеров. Уменьшение диаметра устройства приводит к существенному повышению среднего коэффициента теплоотдачи. Так, при частоте вращения вала 1000 об/мин для устройства МД-313 коэффициент теплоотдачи составляет 64 Вт/(м²·К), а для МД-250 – соответственно 107 Вт/(м²·К), то есть в 1,6 – 1,7 раза больше. Это обстоятельство связано со следующим явлением.

Конструкция каждого из рассматриваемых устройств представляет собой с точки зрения аэродинамики систему из пяти параллельно установленных рабочих колес вентиляторов с радиальными лопатками. При вращении этих колес под воздействием разрежения, создаваемого лопатками, наружный воздух, проходя через систему боковых отверстий, формируется в виде двух течений, направленных навстречу от крайних междисковых пространств к центральным. В устройстве МД-313 разрежение велико, а площадь входных отверстий недостаточна для равномерного заполнения воздухом всех пяти междисковых пространств. Вследствие этого скорость обдувки воздухом центральных дисков меньше, чем крайних, что и является причиной относительного снижения среднего коэффициента теплоотдачи. В ходе исследований устройств МД-290 и МД-250 оказалось, что равномерность заполнения междискового пространства потоком воздуха по сравнению с устройством МД-313

Данные статистической обработки результатов экспериментов

Data on statistical processing of experimental results

Устройство	R^2	Оценка значимости R^2		Оценка адекватности уравнения регрессии	
		$t_{\text{расч}}$	$t_{\text{доп}}$ при $\alpha = 0,05$	$F_{\text{расч}}$	$F_{\text{доп}}$ при $\alpha = 0,05$
МД-313	0,869	10,3	2,23	7,63	2,82
МД-290	0,876	8,28	2,26	8,08	2,98
МД-250	0,868	7,82	2,26	7,58	2,98

Примечание. R^2 – коэффициент детерминации; t и F – критерии Стьюдента и Фишера.

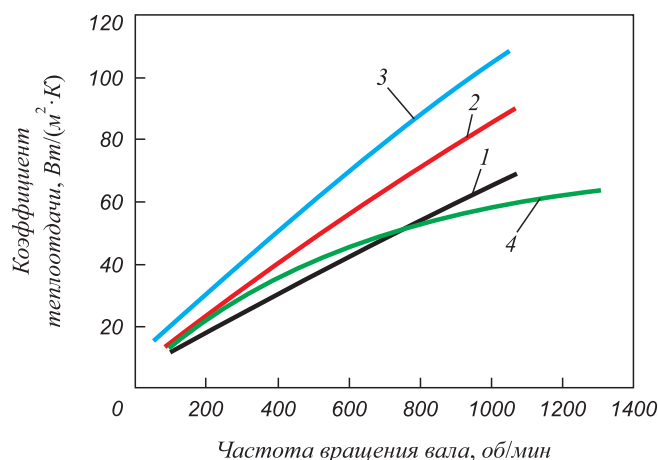


Рис. 3. Зависимость среднего коэффициента теплоотдачи от поверхности устройств охлаждения многодискового типа от частоты вращения вала печного вентилятора:
1 – МД-313; 2 – МД-290; 3 – МД-250;
4 – вал не оборудован устройством охлаждения

Fig. 3. Dependence of average heat transfer coefficient from disk-type cooling devices surface on furnace fan shaft speed:
1 – МД-313; 2 – МД-290; 3 – МД-250; 4 – the shaft is not equipped with a cooling device

в сопоставимых условиях улучшилось, а средний коэффициент теплоотдачи соответственно увеличился. Возможность повышения равномерности обдувки воздухом поверхности дисков в устройстве МД-313 за счет увеличения размеров входных отверстий ограничено в связи с риском уменьшения отвода тепла теплопроводностью от вала вентилятора из-за снижения площади поперечного сечения материала дисков в районе цилиндрической поверхности, проходящей через их оси.

На этом же рис. 3 представлено изменение среднего коэффициента теплоотдачи от боковой поверхности вала, не оборудованного устройством охлаждения (кривая 4). Из рассмотрения зависимостей следует, что в пределах изменения частоты вращения вала от 100 до 600 об/мин интенсивность теплообмена в расчете на единицу площади во всех случаях увеличивается примерно в одном темпе. При частоте вращения более 600 об/мин в отличие от разработанных устройств коэффициент теплоотдачи от поверхности необорудованного вала повышается незначительно, что объясняется, по-видимому, нарастанием пограничного воздушного слоя вокруг его образующей, препятствующего теплообмену с окружающей средой.

Эффективность отвода тепла с помощью разработанных устройств при различной частоте вращения вала приведена на рис. 4. Расчет проведен при следующих параметрах работы вентилятора: диаметр вала в районе устройства охлаждения 110 мм; длина вала, занимаемой устройством, 110 мм; разность средней температуры поверхности устройства охлаждения и окружающей среды 50 °С.

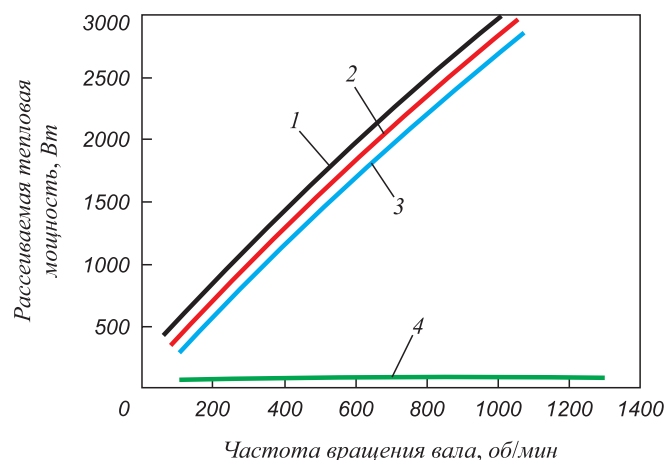


Рис. 4. Тепловая мощность, рассеиваемая с помощью устройств охлаждения вала многодискового типа в зависимости от частоты вращения:
1 – МД-290; 2 – МД-313; 3 – МД-250;
4 – вал не оборудован устройством охлаждения

Fig. 4. Thermal power dissipated by disk-type shaft cooling devices depending on rotation speed:
1 – МД-290; 2 – МД-313; 3 – МД-250; 4 – the shaft is not equipped with a cooling device

Из рассмотрения полученных результатов следует, что наиболее эффективным при отводе тепла от вала вентилятора в сопоставимых условиях является устройство со средним диаметром МД-290, где отводимый тепловой поток, пропорциональный произведению среднего коэффициента теплоотдачи от поверхности дисков и их теплообменной поверхностью, оказался максимальным. Причиной снижения охлаждающей способности устройства МД-313 является более низкая величина среднего коэффициента теплоотдачи из-за неравномерной обдувки поверхности дисков. В свою очередь меньшая эффективность устройства МД-250 объясняется существенным снижением его теплообменной поверхности.

Выводы. Разработана конструкция устройства воздушного охлаждения вращающегося вала печного вентилятора многодискового типа. В ходе экспериментальных исследований получены критериальные зависимости конвективной теплоотдачи от поверхности этого устройства в окружающую среду трех типоразмеров. Показано, что уменьшение внешнего диаметра устройства с 313 до 250 мм приводит к увеличению среднего коэффициента теплоотдачи с единицы их поверхности в 1,6 – 1,7 раза в сопоставимых условиях, что связано с упорядочением аэродинамики и повышением равномерности распределения потока воздуха в междисковом пространстве. Анализ полученных данных показал, что максимальный тепловой поток, отводимый от вала вентилятора, обеспечивается устройством со средним диам. 290 мм, где наиболее оптимально сочетаются два параметра: величина теплообменной поверхности, а также равномерность и интенсивность

обдува дисков. При оснащении вала предложенными устройствами отводимый тепловой поток в сопоставимых условиях увеличивается в 20–30 раз, что существенно повышает надежность работы печного вентилятора. Представленные материалы могут быть использованы при разработке нагревательных и термических печей с применением высокотемпературных вентиляторов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Аптерман В.Н., Тымчак В.М. Протяжные печи. – М.: Металлургия, 1969. – 320 с.
2. Дружинин Г.М., Ашихмин А.А., Маслов П.В. и др. Термическая печь с комбинированной системой отопления // *Сталь*. 2015. № 3. С. 70–74.
3. Зайнуллин Л.А., Калганов М.В., Калганов Д.В. и др. Создание печных электронагревателей с радиационно-конвективным способом теплообмена // *Сталь*. 2015. № 3. С. 75–77.
4. Казанцев Е.И. Промышленные печи. – М.: Металлургия, 1975. – 367 с.
5. Bloom W. Jet heat reparation of waste furnace gases on strip lines // *Iron and Steel Engineer*. 1979. №12. P. 32–37.
6. Martin H. Heat and mass transfer between impinging gas jets and solid surfaces // *Advances in Heat Transfer*. 1977. Vol. 13. P. 1–60.
7. Launder B. E., Rodi W. The turbulent wall jet // *Prog. Aerospace Science*. 1981. Vol. 19. P. 81–128.
8. Кузьмин И.И., Зубков С.В., Лыжин Ю.А. Совершенствование конструкции циркуляционного вентилятора колпаковых печей // *Сталь*. 2007. № 8. С. 89–91.
9. Султанов Н.Л., Мироненков Е.И., Жиркин Ю.В. Управление тепловым состоянием подшипниковых опор на стане-тандеме 2000 холодной прокатки ОМО ММК // *Сталь*. 2014. № 4. С. 71–73.
10. Zareba S., Wolff A., Jelali M. Mathematical modelling and parameter identification of a stainless steel annealing furnace // *Simulation Modelling Practice and Theory*. 2016. Vol. 60. P. 15–39.
11. Strommer S., Niederer M., Steinboeck A., Kugi A. A mathematical model of a direct-fired continuous strip annealing furnace // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2014. Vol. 69. P. 375–389.
12. Feng H.J., Chen L.G., Xie Z.H., Sun F.R. Constructal designs for insulation layers of steel rolling reheating furnace wall with convective and radiative boundary conditions // *Applied Thermal Engineering*. 2016. Vol. 100. P. 925–931.
13. Blaszczyk A., Nowak W. Heat transfer behavior inside a furnace chamber of large-scale supercritical CFB reactor // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2015. Vol. 87. P. 464–480.
14. Feng H.J., Chen L.G., Xie Z.H., Sun F.R. Constructal entransy optimizations for insulation layer of steel rolling reheating furnace wall with convective and radiative boundary conditions // *Chinese Science Bulletin*. 2014. Vol. 59. P. 2470–2477.
15. Emadi A., Saboonchi A., Taheri M., Hassanpour S. Heating characteristics of billet in a walking hearth type reheating furnace // *Applied Thermal Engineering*. 2014. Vol. 63. P. 396–405.
16. Prieto M.M., Fernandez F.J., Rendueles J.L. Development of stepwise thermal model for annealing line heating furnace // *Ironmaking & Steelmaking*. 2005. Vol. 32. P. 165–170.
17. Kim Y.D., Kang D.H., Kim W.S. Experimental and numerical studies on the thermal analysis of the plate in indirectly fired continuous heat treatment furnace // *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2009. Vol. 23. P. 631–642.
18. Зайнуллин Л.А., Калганов М.В., Калганов Д.В. Исследование эффективности охлаждения вращающегося вала печного высокотемпературного вентилятора // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2015. № 9. С. 662–666.
19. Соломахова Т.С., Чебышева К.В. Центробежные вентиляторы: Справочник. – М.: Машиностроение, 1980. – 175 с.
20. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. – М.: Энергия, 1977. – 343 с.
21. Методы планирования и обработки результатов инженерного эксперимента: Учебное пособие для металлургических специальностей вузов / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, Л.А. Зайнуллин и др. – Екатеринбург: ООО «УИНЦ», 2015. – 290 с.

Поступила 19 января 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 6, pp. 451–456.

DEVELOPMENT AND STUDY OF DEVICES FOR AIR COOLING OF THE ROTATING SHAFT IN HIGH-TEMPERATURE FURNACE FAN OF MULTI-DISC TYPE

L.A. Zainullin^{1,2}, M.V. Kalganov¹, D.V. Kalganov¹, N.A. Spirin²

¹ OJSC “Scientific Research Institute of Metallurgical Heat Engineering” (VNIIMT), Ekaterinburg, Russia

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The design of the device for air cooling of the shaft of a multi-disc furnace fan is developed. The dependences of convective heat transfer from the surface of this device to the environment of three standard sizes are obtained. It was established that the heat transfer during the motion of air in the inter-disc spaces of rotating cooling devices with different frequencies is similar to the heat transfer process in the case of its turbulent flow along the flat surface and is described in general by the power law dependence. The found values of the proportionality coefficients in this dependence take into account the design features of the studied devices and differ from the known values by 1.4–1.7 times. With the application of rules for thermal processes modeling, the obtained regularities can be used in the calculation of multi-disc cooling devices and for other designs of high-temperature furnace fans. The effect of changing the device external

diameter on its cooling capacity was studied. It was established that a reduction in diameter from 313 to 250 mm leads to an increase in the uniformity of the distribution of air flow in the inter-disc space and contributes to an increase in the average heat transfer coefficient from a surface unit by 1.6 to 1.7 times in the comparable conditions. The possibility of increasing the uniformity of air blowing of the discs surface in devices with large diameters (MD-313 and MD-290) due to the increase in the dimensions of the inlet openings is limited according to the reduction in heat removal from the fan shaft due to the reduction in the cross-section area of blades material in the zone of cylindrical surface passing through their axes. The maximum heat flow from the fan shaft is provided by the device with a diameter of 290 mm, where two parameters are optimally combined: the value of the heat exchange surface and the intensity of its air blowing. Application of the developed devices allows the removed heat flow to be increased by 20 to 30 times compared to cooling of the surface of an open rotating shaft in a free environment in the comparable conditions. The presented materials can be used for the development of high-temperature fans for heating and thermal furnaces.

Keywords: furnace fan, convective heat transfer, fan shaft cooling device.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-451-456

REFERENCES

1. Apterman V.N., Tymchak V.M. *Protyazhnye pechi* [Stretching furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 320 p. (In Russ.).
2. Druzhinin G.M., Ashikhmin A.A., Maslov P.V., Popov A.B., Loshkarev N.B., Galkin S.A. Furnace with a hybrid heating system. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 3, pp. 216–220.
3. Zainullin L.A., Kalganov M.V., Kalganov D.V., Loshkarev N.B., Fatkhutdinov A.R., Pugin A.I. Furnace electric heaters with radiant-convective heat transfer. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 3, pp. 221–223.
4. Kazantsev E.I. *Promyshlennye pechi* [Industrial furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 367 p. (In Russ.).
5. Bloom W. Jet heat reparation of waste furnace gases on strip lines. *Iron and Steel Engineer*. 1979, no. 12, pp. 32–37.
6. Martin H. Heat and mass transfer between impinging gas jets and solid surfaces. *Advances in Heat Transfer*. 1977, vol. 13, pp. 1–60.
7. Launder B. E., Rodi W. The turbulent wall jet. *Prog. Aerospace Science*. 1981, vol. 19, pp. 81–128.
8. Kuz'min I.I., Zubkov S.V., Lyzhin Yu.A. Perfection of the design of a circulating fan of bell-type furnaces. *Stal'*. 2007, no. 8, pp. 89–91. (In Russ.).
9. Sultanov N.L., Mironenkov E.I., Zhirkin Yu.V. Control of the thermal state of bearing bearings at the mill-tandem 2000 cold rolling mill of OMO MMK. *Stal'*. 2014, no. 4, pp. 71–73. (In Russ.).
10. Zareba S., Wolff A., Jelali M. Mathematical modeling and parameter identification of a stainless steel annealing furnace. *Simulation Modeling Practice and Theory*. 2016, vol. 60, pp. 15–39.
11. Strommer S., Niederer M., Steinboeck A., Kugi A. A mathematical model of a direct-fired continuous strip annealing furnace. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2014, vol. 69, pp. 375–389.
12. Feng H.J., Chen L.G., Xie Z.H., Sun F.R. Constructural designs for insulation layers of steel rolling reheating furnace wall with convective and radiative boundary conditions. *Applied Thermal Engineering*. 2016, vol. 100, pp. 925–931.
13. Blaszczyk A., Nowak W. Heat transfer behavior inside a furnace chamber of large-scale supercritical CFB reactor. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2015, vol. 87, pp. 464–480.
14. Feng H.J., Chen L.G., Xie Z.H., Sun F.R. Constructal entransy optimizations for insulation layer of steel rolling reheating furnace wall with convective and radiative boundary conditions. *Chinese Science Bulletin*. 2014, vol. 59, pp. 2470–2477.
15. Emadi A., Saboonchi A., Taheri M., Hassanpour S. Heating characteristics of billet in a walking hearth type reheating furnace. *Applied Thermal Engineering*. 2014, vol. 63, pp. 396–405.
16. Prieto M.M., Fernandez F.J., Rendueles J.L. Development of stepwise thermal model for annealing line heating furnace. *Ironmaking & Steelmaking*. 2005, vol. 32, pp. 165–170.
17. Kim Y.D., Kang D.H., Kim W.S. Experimental and numerical studies on the thermal analysis of the plate in indirectly fired continuous heat treatment furnace. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2009, vol. 23, pp. 631–642.
18. Zainullin L.A., Kalganov M.V., Kalganov D.V. Investigation of cooling efficiency of the rotating high temperature furnace fan. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 9, pp. 662–666. (In Russ.).
19. Solomakhova T.S., Chebysheva K.V. *Tsentrobezhnye ventilyatory: spravochnik* [Centrifugal fans: Directory]. Moscow: Mashinostroenie, 1980, 175 p. (In Russ.).
20. Mikheev M.A., Mikheeva I.M. *Osnovy teploperedachi* [Fundamentals of heat transfer]. Moscow: Energiya, 1977, 343 p. (In Russ.).
21. Spirin N.A., Lavrov V.V., Zainullin L.A. etc. *Metody planirovaniya i obrabotki rezul'tatov inzhenernogo eksperimenta: Uchebnoe posobie dlya metallurgicheskikh spetsial'nostei vuzov* [Methods for planning and processing the results of an engineering experiment: A manual for metallurgical specialties of higher educational institutions]. Ekaterinburg: OOO "UINTs", 2015, 290 p. (In Russ.).

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

Information about the authors:

L.A. Zainullin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, General Direktor (aup@vniimt.ru)

M.V. Kalganov, Research Associate (z1917@mail.ru)

D.V. Kalganov, Research Associate (KalganovDV@mail.ru)

N.A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (n.a.spirin@urfu.ru)

Received 19 January, 2017

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ БАЛКИ*

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

Белов Е.Г.³, к.т.н., начальник прокатного производства (belov_eg@zsmk.ru)

Громов В.Е.⁴, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsisu.ru)

Коновалов С.В.⁵, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения (ksv@ssau.ru)

Косинов Д.А.⁴, к.т.н., старший научный сотрудник УНИ (kosinov.dima@rambler.ru)

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН

(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ АО «ЕВРАЗ - Западно-Сибирский металлургический комбинат»

(654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

⁴ Сибирский государственный индустриальный университет

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

⁵ Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

(443086, Россия, Самара, Московское шоссе, 34)

Аннотация. Методами современного физического материаловедения выполнены исследования и проведен сравнительный анализ структурно-фазовых состояний, дислокационной субструктуры, механических и трибологических свойств поверхности полки термомеханически упрочненной и неупрочненной двутавровой балки ДП155 из малоуглеродистой стали 09Г2С, используемой для шахтных монорельсовых дорог. Установлено, что ускоренное охлаждение балки в линии сортового стана 450 АО «ЕВРАЗ - Западно-Сибирский металлургический комбинат» (скорость прокатки 6 м/с, давление воды на секции охлаждения полки 0,22 – 0,28 МПа, температура перед холодильником приблизительно 800 °С) формирует в поверхностном слое высокодефектную структуру, характеризующуюся более высокими (по отношению к неупрочненному состоянию) значениями твердости, износостойкости, скалярной плотности дислокаций. В нетермоупрочненном состоянии значение микротвердости образцов составляет $2,70 \pm 0,33$ ГПа, а модуль Юнга – $269,6 \pm 27,1$ ГПа. Термомеханическое упрочнение материала приводит к уменьшению его микротвердости до $3,30 \pm 0,29$ ГПа и к увеличению модуля Юнга до $228,2 \pm 25,7$ ГПа соответственно. Кроме того, установлено увеличение интервала значений микротвердости с 2,20 – 3,80 ГПа до 2,64 – 4,60 ГПа и уменьшение интервала значений модуля Юнга с 208,0 – 403,0 ГПа до 184,1 – 278,2 ГПа при термомеханическом упрочнении стали. Показано, что термомеханическое упрочнение стали приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя ~ 1,36 раза (скорость изнашивания изменяется с $5,3 \cdot 10^{-5}$ до $2,9 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м) и увеличению коэффициента трения в 1,36 раз (с 0,36 до 0,49). В нетермоупрочненном состоянии наблюдается структура дислокационного хаоса (скалярная плотность дислокаций – $(0,9 \div 1,0) \cdot 10^{10}$ см⁻²). Высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение образцов приводят к формированию полосовой дислокационной субструктуры в зернах феррита и сетчатой дислокационной субструктуры в зернах мартенсита (средняя скалярная плотность дислокаций в поверхностном слое – $4,5 \cdot 10^{10}$ см⁻²). Обсуждены возможные причины наблюдаемых закономерностей.

Ключевые слова: термомеханическое упрочнение, двутавровая балка, структура, дислокационная субструктура, трибологические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-457-462

Установление физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры в сталях – одна из важных задач современного физического материаловедения, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик изделий [1 – 11]. В последние десятилетия при

производстве массовых видов прокатной продукции широко используются технологии термомеханического упрочнения, заключающиеся в ускоренном охлаждении в потоке прокатных станов потоками воды. При этом для получения требуемого комплекса прочностных и пластических свойств необходимо понимание физической природы структурных изменений, протекающих в сталях при такой обработке в процессе сложных деформационных и термических воздействий. Изучение процессов термомеханической обработки должно вклю-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 16-48-420530 п_а и 16-32-60048 мол_а_дк и госзадания (проект № 3.1283.2017/ПЧ).

чать в себя установление связей между механическими свойствами готового продукта и эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктурой для каждого вида проката. Только в этом случае можно обеспечить оптимальные режимы упрочнения и задать необходимые эксплуатационные свойства готового изделия.

Для шахтных монорельсовых дорог используется термомеханически упрочненный двутавровый профиль ДП155, обеспечивающий высокую грузоподъемность и надежность в условиях интенсивного механического воздействия и запыленности воздуха. Выполненный ранее комплекс исследований формирования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры для этого вида проката [12 – 15] позволил дать физическое обоснование уровня свойств по длине и сечению, исключающего коробление. Боковая поверхность полки профиля является самой нагруженной частью, вследствие чего научный и практический интерес представляют результаты изучения структуры и триботехнических свойств полки, что и явилось целью настоящей работы.

Материалом исследования являлись образцы двутавра ДП155 класса 345, произведенного по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана 450 АО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат».

Для производства опытных партий двутавра использовали непрерывнолитые заготовки сечением 150×200 мм из стали марки 09Г2С химического состава по ГОСТ 19281 (см. таблицу).

Разработанная технология термоупрочнения (ускоренного охлаждения) проката обеспечивала получение комплекса механических свойств класса 345. Схема охлаждения по элементам профиля фасонного стального проката, температурно-скоростные режимы термомеханической обработки приведены в работах [12 – 15]. Для сопоставления проводили исследования структуры и свойств нетермоупрочненной балки из стали 09Г2С, температура конца прокатки после которой составляла 1000 °С.

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали проводили методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг [16 – 20]. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 8000 – 80 000 крат. Окончательного увеличения достигали с помощью фотопечати или компьютерной графики. Схема препарирования

образца двутавровой балки при изготовлении тонких фольг приведена на рис. 1. Методом электроискровой эрозии из образца вырезали пластинку толщиной приблизительно 0,3 мм, прилегающую к поверхности двутавра. Пластинку механически утоняли до толщин 100 – 150 мкм и односторонне полировали в электролите состава 450 мл H_3PO_4 и 50 г хромового ангидрида при напряжении 20 – 27 В и плотности тока 2 – 3 А/см² до толщины примерно 200 нм, пригодной для просмотра в электронном микроскопе.

Анализ прочностных свойств поверхностного слоя осуществляли, определяя нанотвердость материала и модуль Юнга (динамический ультрамикротвердомер (наноиндентор) Shimadzu DUN-211S, нагрузка на индентор 50 мН). Исследования износостойкости материала (определяли коэффициент трения и скорость износа материала) проводили на трибометрах «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142», CSEM Instruments, Швейцария и «Tribotechnic» (Франция). В качестве контртела использовали шарик из твердого сплава ВК6 diam. 3 мм. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле»; линейная скорость вращения 2,5 см/с. Нормальная нагрузка на контртело составляла 5 Н; конечное число оборотов образца – 5000. По окончании процесса трения с помощью 3D-профилометра MICRO MEASURE

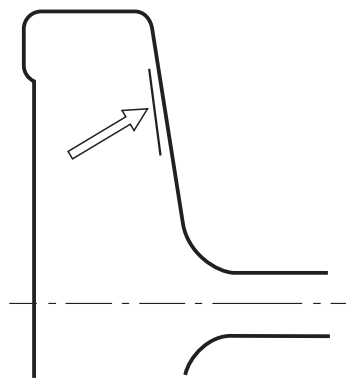


Рис. 1. Схема препарирования образца двутавровой балки при изготовлении фольг для анализа методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (стрелкой указано место расположения пластинки, используемой при изготовлении фольги)

Fig. 1. Diagram of the preparation of an I-beam sample for foils manufacturing for the analysis by transmission electron diffraction microscopy (the arrow indicates the location of the plate used in the production of the foil)

Химический состав стали

Chemical composition of the steel

Марка стали	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	S	P	N	V	Al
09Г2С	0,087	0,62	1,36	0,012	0,019	0,0071	0,004	0,011
Требования ГОСТ 19281	0,07 – 0,12	0,50 – 0,80	1,30 – 1,70	≤0,035	≤0,035	0,008	–	≤0,05

3D station французской фирмы STIL и трибометра прибора «Tribotechnic» (Франция) были проведены измерения профиля канавки трения поверхности образцов с численным определением глубины канавки трения и площади ее поперечного сечения. Износостойкость оценивали величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания. Скорость изнашивания рассчитывали по следующей формуле:

$$V = \frac{2\pi RA}{FL},$$

где V – скорость изнашивания, $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$; R – радиус трека, мм ; A – площадь поперечного сечения канавки износа, мм^2 ; F – величина приложенной нагрузки, Н ; L – пройденная шариком контртела дистанция, м .

Структура стали 09Г2С в неупрочненном состоянии, выявленная методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, приведена на рис. 2. Морфологический и микродифракционный анализ показал, что основной структурной составляющей стали являются зерна феррита (рис. 2, *а, б*). В существенно меньшем количестве присутствуют зерна перлита пластинчатой морфологии (рис. 2, *в, г*). В объеме зерен феррита и в ферритной составляющей зерен перлита выявляется дислокационная субструктура. Дислокации располагаются преимущественно хаотически (структура дислокационного хаоса [21]). Скалярная плотность

дислокаций, определенная методом секущих [16 – 20], составляет $(0,9 \div 1,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение заготовки приводят к формированию в поверхностном слое двутавровой балки закалочной структуры, а именно, наряду с зернами феррита выявляются зерна, в которых присутствуют кристаллы мартенсита пакетной морфологии. Зерна перлита в поверхностном слое стали двутавровой балки не выявляются. На расстоянии 4 мм и более структура стали сформирована зернами феррита и перлита. Мартенситной структуры нет.

Дефектная субструктура зерен феррита поверхностного слоя стали сформирована преимущественно полосами деформации (полосовая субструктура; 0,75 объема зерна). В существенно меньшем количестве присутствует субструктура дислокационного хаоса (0,2 объема зерна) и субзерна (0,05 объема зерна). В кристаллах мартенсита выявляется сетчатая дислокационная субструктура. Усредненная по всем типам субструктур скалярная плотность дислокаций в поверхностном слое термоупрочненной двутавровой балки составляет $4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, термомеханическое упрочнение стали 09Г2С привело к формированию в поверхностном слое двутавровой балки морфологически сложной дефектной субструктуры со сравнительно высокой скалярной плотностью дислокаций. Очевидно, что подоб-

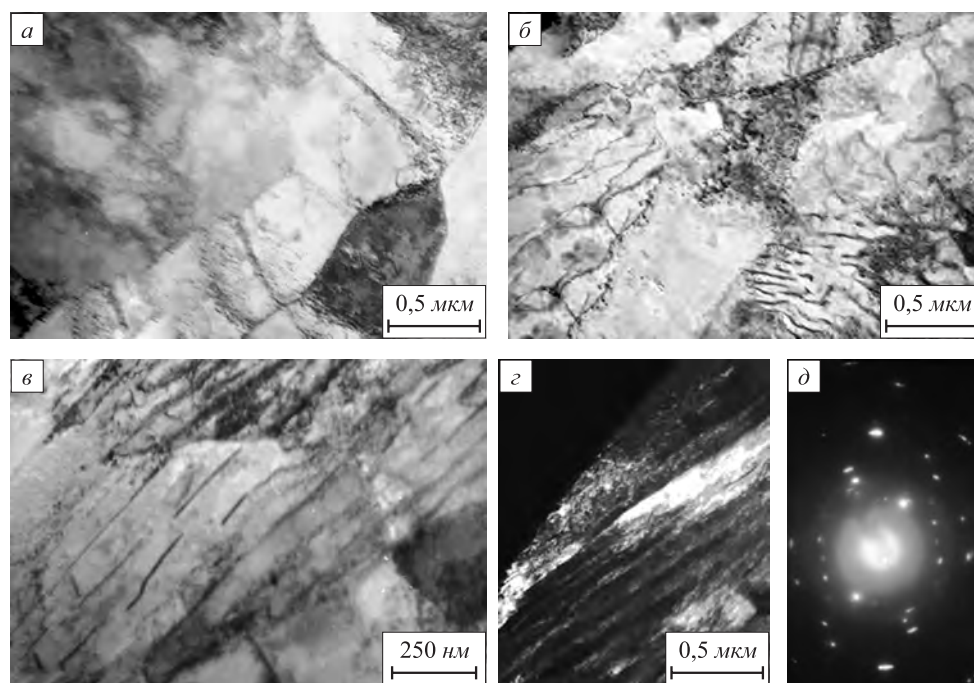


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 09Г2С в нетермоупрочненном состоянии:
а – в – светлосинее изображение; *г* – темное поле, полученное в близко расположенных рефlekсах $[320]\text{Fe}_3\text{C}$ и $[002]\alpha\text{-Fe}$;
д – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 2. Electron microscopic image of the structure of 09G2S steel in non-thermally strengthened state:
a – в – light-blue image; *г* – dark field obtained in closely located reflexes $[320]\text{Fe}_3\text{C}$ and $[002]\alpha\text{-Fe}$;
д – microelectronogram (the arrow indicates the reflex in which the dark field is obtained)

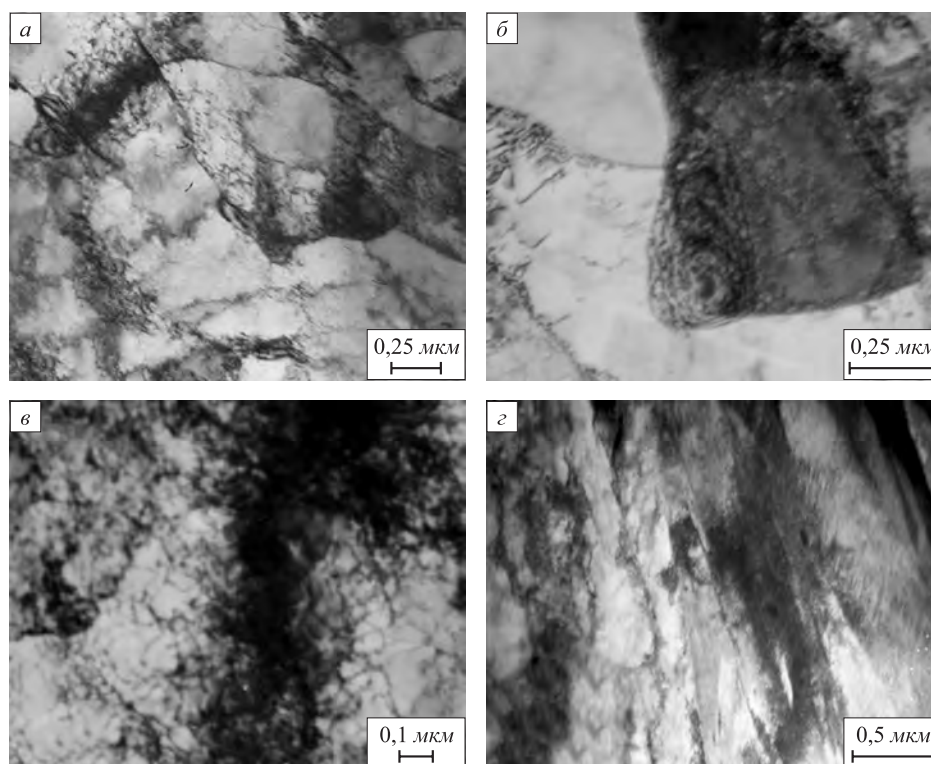


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение дефектной субструктуры, формирующейся в зернах феррита поверхностного слоя термически упрочненной двутавровой балки:

а – полосовая субструктура; *б* и *в* – субзеренная и сетчатая субструктура; *г* – кристаллы мартенсита

Fig. 3. Electron-microscopic image of the defective substructure formed in the ferrite grains of the surface layer of a thermally strengthened I-beam: *a* – strip substructure; *b* and *c* – subgrain and net substructure; *d* – martensitic crystals

ное преобразование дефектной субструктуры должно сопровождаться повышением служебных характеристик стали.

Значения нанотвердости и модуля Юнга стали 09Г2С в нетермоупрочненном (числитель) и термоупрочненном (знаменатель) состояниях приведены ниже:

Характеристика	Значение			
	среднее	ошибка	минимум	максимум
Твердость, ГПа	<u>2,70</u>	<u>0,33</u>	<u>2,20</u>	<u>3,80</u>
	3,30	0,29	2,64	4,60
Модуль Юнга, ГПа	<u>269,6</u>	<u>27,1</u>	<u>208,0</u>	<u>403,0</u>
	228,2	25,7	184,1	278,2

Отчетливо видно, что термоупрочнение стали сопровождается увеличением твердости поверхностного слоя примерно в 1,22 раза при одновременном снижении модуля Юнга примерно в 1,18 раза. Термоупрочнение стали существенным образом изменяет трибологические характеристики стали, а именно, приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя примерно в 1,83 раза и увеличению коэффициента трения примерно в 1,36 раза. Скорость изнашивания стали и коэффициент трения стали в нетермоупрочненном и термоупрочненном состояниях составляют $5,3 \cdot 10^{-5}$ и $2,9 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м и 0,36 и 0,49 соответственно.

Выводы. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования дефектной субструктуры стали 09Г2С в нетермоупрочненном и термоупрочненном состояниях. Показано, что ускоренное охлаждение стали в линии сортового стана 450 АО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат» приводит к формированию в поверхностном слое высокодефектной структуры, характеризующейся более высокими (по отношению к неупрочненному состоянию) значениями твердости и износостойкости. Значения модуля Юнга и коэффициента трения в термоупрочненном состоянии стали в 1,2 – 1,3 раза ниже, чем в неупрочненном.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Rethinam A., Shivakumar V.D., Harish L. etc. Grain refinement of C-Mn steel through thermo-mechanical processing // Journal of Engineering, Design and Technology. 2015. No.13 (2). P. 282 – 297.
2. He L., Zhang H., Cui J. Effects of thermomechanical treatment on the mechanical properties and microstructures of 6013 alloy // Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition. 2009. No. 24 (2). P. 198 – 201.
3. Nemecek S., Novy Z., Stanková H. Optimization of heat treatment of TRIP steels // Metallurgia Italiana. 2006. No. 98 (2). P. 47 – 51.
4. Bakkaloglu A. Effect of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of HSLA steels // Modelling, Measurement and Control C. 1994. No. 44 (3-4). P. 39 – 50.

5. Капуткина Л.М., Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
6. Chen X., Huang Y., Lei Y. Microstructure and properties of 700 MPa grade HSLA steel during high temperature deformation // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. No. 631. P. 225 – 231.
7. Chen X., Huang Y. Hot deformation behavior of HSLA steel Q690 and phase transformation during compression // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 619. P. 564 – 571.
8. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
9. Термическое упрочнение проката / К.Ф. Стародубов, И.Г. Узлов, В.Я. Савенков и др. – М.: Металлургия, 1970. – 367 с.
10. Быхин Б.Б., Канаев А.Т., Капушак А.Ф., Канаев А.А. Совершенствование режимов термоупрочнения стержневой арматурной стали // *Сталь*. 1998. № 12. С. 46 – 48.
11. Узлов И.Г. Термомеханическое упрочнение проката – эффективный путь энергосбережения и повышения качества металлопродукции // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1999. № 5. С. 61 – 63.
12. Костерев В.Б., Белов Е.Г., Ефимов О.Ю. и др. Формирование тонкой структуры и механических свойств при ускоренном охлаждении балочного профиля // *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 825, 826.
13. Костерев В.Б., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. Формирование структурно-фазовых состояний поверхности термоупрочнения // *Деформация и разрушение материалов*. 2010. № 10. С. 43 – 46.
14. Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний при термомеханическом упрочнении // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. № 4. С. 24 – 27.
15. Костерев В.Б., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. и др. Формирование структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры при термомеханическом упрочнении стали 09Г2С // *Изв. вуз. Физика*. 2011. Т. 54. № 9. С. 80 – 90.
16. Electron microscopy of thin crystals / P.B. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley, M.J. Whelan. – Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. – 574 p.
17. Brandon D., Kaplan W.D. Microstructural Characterization of Materials. – John Wiley & Sons Ltd., 2008. – 536 p.
18. Zou X., Hovmöller S., Oleynikov P. Electron Crystallography: Electron Microscopy and Electron Diffraction. – Oxford University Press, 2012. – 344 p.
19. Williams D.B., Carter C.B. Transmission Electron Microscopy. A Textbook for Materials Science. – Springer US, 2009. – 760 p.
20. Egerton R.F. Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM. – Springer International Publishing, 2016. – 196 p.
21. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // *Изв. вуз. Физика*. 1982. № 8. С. 3 – 14.

Поступила 5 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 6, PP. 457–462.

STRUCTURE-PHASE STATES, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF THERMOMECHANICALLY STRENGTHENED BEAM

Yu.F. Ivanov^{1,2}, E.G. Belov², V.E. Gromov⁴, S.V. Konovalov⁵, D.A. Kosinov⁴

¹ Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

² National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

³ JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

⁴ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

⁵ Samara National Research University, Samara, Russia

Abstract. Using the methods of modern materials science the researches and the comparative analysis are performed for the structural and phase states, dislocation substructure, mechanical and tribological properties of the surface of the thermo-mechanically strengthened and non-strengthened I-beam DP155 from low carbon steel used for mine monorails. It was found that accelerated cooling of the beam section in line 450 of the mill at “EVRAZ – Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant” (rolling speed is 6 m/s, the water pressure on the sections of shelf cooling is 0.22 – 0.28 MPa, the temperature before the refrigerator is approximately 800 °C) forms a high defect surface layer structure characterized by higher (relatively to the unhardened state) values of hardness, wear resistance and scalar dislocation density. In the non-heat-resistant state, the microhardness of the samples is 2.70 ± 0.33 GPa, and Young’s modulus is 269.6 ± 27.1 GPa. Thermo-mechanical hardening of the material leads to a decrease in its microhardness up to 3.30 ± 0.29 GPa and to an increase in the Young’s modulus up to 228.2 ± 25.7 GPa, respectively. In addition, an increase in the range of microhardness values from 2.20 – 3.80 GPa to 2.64 – 4.60 GPa and a decrease in the Young’s modulus range from 208.0 to 403.0 GPa to 184.1 to 278.2 GPa is established during thermomechanical hardening of steel. It is shown that the thermomechanical strengthening of steel leads to an increase in the wear resistance of the surface layer in ap-

proximately 1.36 times (the wear rate varies from $5.3 \cdot 10^{-5}$ mm³/N·m to $2.9 \cdot 10^{-5}$ mm³/N·m) and an increase in the friction coefficient by 1.36 times (from 0.36 to 0.49). In the non-strengthened state the dislocation chaos structure is observed (the dislocation scalar density is $(0.9 \div 1.0) \cdot 10^{10}$ cm⁻²). High-temperature rolling and subsequent accelerated cooling of the samples lead to the formation of a strip dislocation substructure in the grains of ferrite and a reticular dislocation substructure in martensite grains (the average scalar dislocation density in the surface layer is $4.5 \cdot 10^{10}$ cm⁻²). The possible reasons for the observed regularities are discussed.

Keywords: thermomechanical strengthening, I-beam, structure, dislocation substructure, tribological properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-457-462

REFERENCES

1. Rethinam A., Shivakumar V.D., Harish L., Abhishek M.B., Ramana G.V., Madhusudana R., Sah R., Manjini S. Grain refinement of C-Mn steel through thermo-mechanical processing. *Journal of Engineering, Design and Technology*. 2015, vol. 13, no 2, pp. 282–297.
2. He L., Zhang H., Cui J. Effects of thermomechanical treatment on the mechanical properties and microstructures of 6013 alloy. *Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition*. 2009, vol. 24, no. 2, pp. 198–201.
3. Nemecek S., Novy Z., Stanková H. Optimization of heat treatment of TRIP steels. *Metallurgia Italiana*. 2006, vol. 98, no 2, pp. 47–51.
4. Bakkaloglu A. Effect of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of HSLA steels. *Modelling, Measurement and Control C*. 1994, vol. 44, no. 3-4, pp. 39–50.
5. Kaputkina L.M., Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 480 p. (In Russ.).

6. Chen X., Huang Y., Lei Y. Microstructure and properties of 700 MPa grade HSLA steel during high temperature deformation. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, vol. 631, pp. 225–231.
7. Chen X., Huang Y. Hot deformation behavior of HSLA steel Q690 and phase transformation during compression. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, vol. 619, pp. 564–571.
8. Tushinskii L.I. *Teoriya i tekhnologiya uprochneniya metallicheskih splavov* [Theory and technology of metal alloys hardening]. Novosibirsk: Nauka, 1990, 306 p. (In Russ.).
9. Starodubov K.F., Uzlov I.G., Savenkov V.Ya., Polyakov S.N., Kalmykov V.V. *Termicheskoe uprochnenie prokata* [Thermal hardening of rolled products]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 367 p. (In Russ.).
10. Bykhin B.B., Kanaev A.T., Kapushchak A.F., Kanaev A.A. Improvement of the thermal strengthening regimes of reinforcing steel bars. *Stal'*. 1998, no. 12, pp. 46–48. (In Russ.).
11. Uzlov I.G. Thermomechanical hardening of rolled metal is an effective way of energy saving and improvement of metal products quality. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 1999, no. 5, pp. 61–63. (In Russ.).
12. Kosterev V.B., Belov E.G., Efimov O.Yu., Yur'ev A.B., Chinkalov V.Ya., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Gromov V.E. Formation of fine structure and mechanical properties during accelerated cooling of beam profile. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki*. 2010, vol. 15, no. 3, pp. 825–826. (In Russ.).
13. Kosterev V.B., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Efimov O.Yu., Yur'ev A.B. Formation of structural-phase states of the surface of thermal hardening. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2010, no. 10, pp. 43–46. (In Russ.).
14. Kosterev V.B., Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Belov E.G., Gromov V.E. Formation of gradient structure-phase states in thermomechanical hardening. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 4, pp. 283–286.
15. Kosterev V.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Efimov O.Y., Kononov S.V. Formation of structure-phase states and dislocation substructures during thermomechanical hardening of Fe-0.09C-2Mn-1Si steel. *Russian Physics Journal*. 2012, vol. 54, no. 9, pp. 1034–1045.
16. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron microscopy of thin crystals*. Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977, 574 p.
17. Brandon D., Kaplan W.D. *Microstructural Characterization of Materials*. John Wiley & Sons Ltd, 2008, 536 p.
18. Zou X., Hovmöller S., Oleynikov P. *Electron Crystallography: Electron Microscopy and Electron Diffraction*. Oxford University Press, 2012, 344 p.
19. Williams D.B., Carter C.B. *Transmission Electron Microscopy. A Text-book for Materials Science*. Springer US, 2009, 760 p.
20. Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM*. Springer International Publishing, 2016, 196 p.
21. Koneva N.A., Kozlov E.V. Nature of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1982, vol. 25, no. 8, pp. 681–691.

Acknowledgements. The work was financially supported by RFBR grants no. 16-48-420530 r_a and no.16-32-60048 mole_a_dk and state assignments (project no. 3.1283.2017/PCh).

Information about the authors:

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

E.G. Belov, Cand. Sci. (Eng.), Head of Rolling Production (belov_eg@zsmk.ru)

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

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

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

Received May 5, 2017

УДК 538.913

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ВОДОРОДА С НАНОЧАСТИЦАМИ ПАЛЛАДИЯ И НИКЕЛЯ*

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

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

Кулабухова Н.А.¹, к.ф.-м.н., докторант (natalya_domaeva@mail.ru)

Новоселова Д.В.¹, к.ф.-м.н., докторант кафедры высшей математики
и математического моделирования

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

¹ Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова
(656038, Россия, Барнаул, Алтайский край, пр. Ленина, 46)

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

Аннотация. Методом молекулярной динамики исследуется взаимодействие водорода с наночастицами палладия и никеля. Металлическую частицу в модели создавали путем вырезания шара из ГЦК кристалла. Рассматривали частицы диам. 1, 2 и 3 нм. Взаимодействие атомов металла друг с другом описывали с помощью многочастичного потенциала Клери-Розато, построенного в рамках модели сильной связи. Для описания взаимодействий атомов водорода с атомами металла и друг с другом использовали потенциал Морзе, параметры которого были рассчитаны по экспериментальным данным энергии абсорбции, энергии активации надбарьерной диффузии водорода в металле (при нормальных и высоких температурах), энергии связи с вакансией, дилатации. В работе рассматривали температуры от 300 до 1100 К. В процессе компьютерного эксперимента температуру в расчетном блоке удерживали постоянной. Концентрация атомов водорода, вводимых в расчетный блок, соответствовала давлению 10 и 20 МПа. Начальные позиции атомов водорода в расчетном блоке (в металлической частице или вне ее) не влияли на конечное равновесное распределение водорода в расчетном блоке, которое устанавливалось после некоторого времени компьютерного эксперимента, зависящего от температуры. Как показало молекулярно-динамическое моделирование, наночастицы палладия и никеля являются эффективными аккумуляторами водорода, обладающими высокой скоростью обратимого процесса сорбции-десорбции водорода. При комнатной температуре указанные частицы сорбируют практически весь водород, который неравномерно распределяется в объеме частиц, стремясь образовать агрегаты, содержащие по несколько десятков атомов водорода. При этом в случае частиц никеля водород преимущественно располагается вблизи поверхности. В частицах палладия, напротив, водород сильнее связан с решеткой палладия, с ростом температуры образует более крупные агрегаты. Интенсивное испарение водорода частицами палладия и никеля происходит при температуре выше 700 К. При этом, согласно полученным данным, водород сильнее связан с частицами палладия, чем с частицами никеля, и работа, которую нужно затратить на эвакуацию (десорбцию) водорода в случае частиц палладия выше, чем для частиц никеля.

Ключевые слова: молекулярная динамика, металл, водород, наночастица, агрегат, потенциал, температура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-463-468

Повышенное внимание к вопросу взаимодействия водорода с металлами обусловлено практическим интересом использования системы металл – водород: создание радиационноустойчивых материалов, фильтров для получения чистого водорода (в том числе для разделения изотопов), аккумуляция и хранение водорода, проблема транспортировки водорода.

В технически чистых металлах ловушками, ответственными за захват атомов водорода, являются дефекты кристаллической решетки: точечные дефекты и их комплексы, дислокации, границы зерен, объемные дефекты. При этом большинство исследователей отмечают,

что наиболее эффективными ловушками являются границы зерен, дислокации и вакансии [1 – 7]. Однако очевидно, что для повышения сорбционной способности металлических аккумуляторов и скорости процессов сорбции и эвакуации водорода необходимо использовать металлические материалы с высокой долей свободной поверхности: пористые материалы, пластины, фольги, наночастицы.

Исследование взаимодействия примеси водорода с различными дефектами структуры на атомном уровне в настоящее время находится на начальной стадии, такие исследования проводятся преимущественно методами компьютерного моделирования. Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-48-190182 p_a.

ки взаимодействия водорода с наночастицами палладия и никеля. Палладий имеет исключительно высокую сорбционную способность по отношению к водороду, энергия абсорбции (работа, которую нужно затратить, чтобы поместить один атом водорода в металл с учетом работы разрыва связи Н–Н в молекуле двухатомного водорода H_2) отрицательна и составляет $-0,1$ эВ [8, 9]. Никель относится к металлам со средней сорбционной способностью, энергия абсорбции для него положительна, но небольшая и составляет $0,16$ эВ [1, 10]. В работах [11, 12] было показано, что в случае сорбции водорода вакансией и краевой дислокацией энергия абсорбции для никеля становится отрицательной (от $-0,1$ до $-0,17$ эВ), что свидетельствует о возможности значительного повышения сорбционной способности никеля при введении высокой концентрации дефектов.

В настоящей работе рассматривали наночастицы палладия и никеля диам. 1, 2 и 3 нм. Взаимодействие атомов металла друг с другом описывали с помощью многочастичного потенциала Клери-Розато [13], построенного в рамках модели сильной связи. Потенциальная энергия (U) i -го атома в этом случае находится с помощью выражения

$$U_i = \sum_j A \exp \left[-p \left(\frac{r_{ij}}{r_0} - 1 \right) \right] - \sqrt{\sum_j \xi^2 \exp \left[-2q \left(\frac{r_{ij}}{r_0} - 1 \right) \right]},$$

где A, p, q, ξ, r_0 – параметры потенциала; r_{ij} – расстояние между i -м и j -м атомами.

Параметры потенциалов Клери-Розато были взяты из работы [13]. Этот потенциал хорошо зарекомендовал себя в ряде расчетов, выполненных методом молекулярной динамики; многие характеристики, полученные с его помощью, хорошо согласуются с экспериментальными данными [11 – 15].

Металлическую частицу создавали путем вырезания шара из ГЦК кристалла. Расчетный блок имел форму куба, в центре которого находилась круглая металлическая частица, вне ее – пустое пространство. Граничные условия на расчетный блок были наложены периодические для удержания постоянного количества атомов в моделируемом пространстве расчетного блока и начальных условий, соответствующих высокому давлению водорода в блоке.

После создания металлической частицы в расчетный блок вводили атомы водорода. В работе использовали допущение, что водород вне частицы рассматривали только атомарный. Внутри металлов водород, как известно, пребывает в атомарном состоянии: молекулы водорода H_2 , прилипая к свободной поверхности металла, диссоциируют на отдельные атомы вследствие значительного ослабления ковалентной связи [1].

Концентрация атомов водорода, вводимых в расчетный блок, соответствовала номинальному давлению легких газов в баллонах – 20 МПа. Рассматривали так-

же давление в два раза ниже – 10 МПа. Для описания взаимодействий Н–Н, Pd–Н, Ni–Н использовали потенциал Морза:

$$\varphi(r_{ij}) = D\beta e^{-\alpha r_{ij}} \left(\beta e^{-\alpha r_{ij}} - 2 \right),$$

где α, β, D – параметры потенциала; r_{ij} – расстояние между i -м и j -м атомами.

Параметры потенциалов α, β и D были рассчитаны в работе [14] с использованием экспериментальных данных по энергии абсорбции, энергии активации надбарьерной диффузии водорода в металле (при нормальных и высоких температурах), энергии связи с вакансией, дилатации. Значения параметров потенциалов Морза для связей Н–Н, Pd–Н, Ni–Н [14] приведены ниже:

Связь	$\alpha, \text{\AA}^{-1}$	β	$D, \text{эВ}$
Н – Н	1,3	6,50	0,04500
Pd – Н	0,9	9,76	0,10737
Ni – Н	1,2	14,00	0,13310

При исследовании методом молекулярной динамики для атомов металла и водорода использовали разный шаг по времени. Атомы водорода значительно легче и подвижнее атомов палладия и никеля, за одну итерацию компьютерного эксперимента они перемещаются на значительно большее расстояние. Поэтому для них использовали относительно малый временной шаг – $0,5$ фс. Для атомов металла применение настолько малого шага по времени нерационально; для них этот шаг задавали в десять раз больше – 5 фс.

Известно, что отличительными особенностями диффузии водорода и гелия в металлах по сравнению с другими более тяжелыми атомами внедрения являются исключительно малая энергия активации и квантовый характер диффузии при низких температурах, проявляющийся для водорода в чистых кристаллах вплоть до комнатной температуры [1, 16, 17]. Так, при сверхнизких температурах возможен преимущественно квантовый механизм диффузии, заключающийся в подбарьерном, квантовом туннелировании атомов водорода между соседними междоузлиями. С ростом температуры и несовершенства кристаллической решетки металла вклад подбарьерной диффузии резко уменьшается, в основном реализуются классические надбарьерные механизмы. При температурах выше комнатной диффузия водорода осуществляется практически надбарьерно [1, 16, 17]. Этот факт позволяет исследовать диффузию легких внедренных атомов классическим методом молекулярной динамики при температурах выше 300 К. В работе рассматривали температуры от 300 до 1100 К. В процессе компьютерного эксперимента температуру в расчетном блоке удерживали постоянной.

Начальные позиции атомов водорода в расчетном блоке (в металлической частице или вне ее) не влияли на конечное равновесное распределение водорода в расчетном блоке, которое устанавливалось после некоторого времени компьютерного эксперимента, зависящего от температуры. Это равновесное распределение (то есть соотношение количества атомов водорода внутри частицы, на ее поверхности и вне ее) зависело от температуры и размера частиц. Очевидно, что быстрее это происходило в случае частиц меньшего размера. Для частиц большего диаметра требовалось время для диффузии водорода внутри частицы. Продолжительность компьютерных экспериментов составляла 300 пс, что являлось достаточным для установления такого равновесия.

За время порядка нескольких десятков пикосекунд водород эффективно сорбировался частицами и образовывал агрегаты. Отличительной особенностью сорбции частицами палладия и никеля являлось то, что в случае применения палладия водород преимущественно располагался в объеме частицы, в случае использования никеля – на поверхности частицы или вблизи нее. По всей видимости, это объясняется разным значением энергии абсорбции для рассматриваемых металлов: $-0,1$ и $0,16$ эВ соответственно (однако нужно учитывать, что эти значения получены для абсорбции водорода бездефектным кристаллом).

Водород в металлических частицах распределялся неравномерно и стремился образовывать агрегаты, содержащие по несколько десятков атомов водорода (рис. 1, 2). В процессе компьютерного эксперимента

наблюдалось формирование различного числа агрегатов в наночастицах: большее их количество наблюдали при относительно низких температурах. С ростом температуры количество атомов водорода, связанных в агрегатах, уменьшалось, а доля атомов, свободно диффундирующих в объеме частицы и испаряемых ею, напротив, увеличивалось.

При комнатной температуре (300 К) практически все атомы водорода сорбировались частицами палладия и никеля, что говорит о высокой эффективности применения данных объектов для аккумуляции водорода. При этом, как уже говорилось выше, в случае частиц никеля атомы водорода располагались преимущественно ближе к поверхности частицы.

Нельзя сказать, что испарение водорода из наночастицы происходило при определенной температуре. Доля атомов водорода вне частицы постепенно увеличивалась с ростом температуры. Наиболее интенсивно процесс испарения (или эвакуации) водорода происходил при температурах выше 700 К. С повышением температуры возрастала подвижность атомов водорода в частицах, что являлось причиной неустойчивости агрегатов атомов водорода в объеме частиц, при температурах выше 1000 К такие агрегаты, как правило, уже не наблюдались. При этом разрушение агрегатов в частицах палладия происходило при сравнительно меньших температурах, что, видимо, объясняется меньшей энергией миграции водорода в палладии по сравнению с миграцией в никеле (0,24 и 0,38 эВ соответственно для используемых потенциалов [14, 19 – 20]).

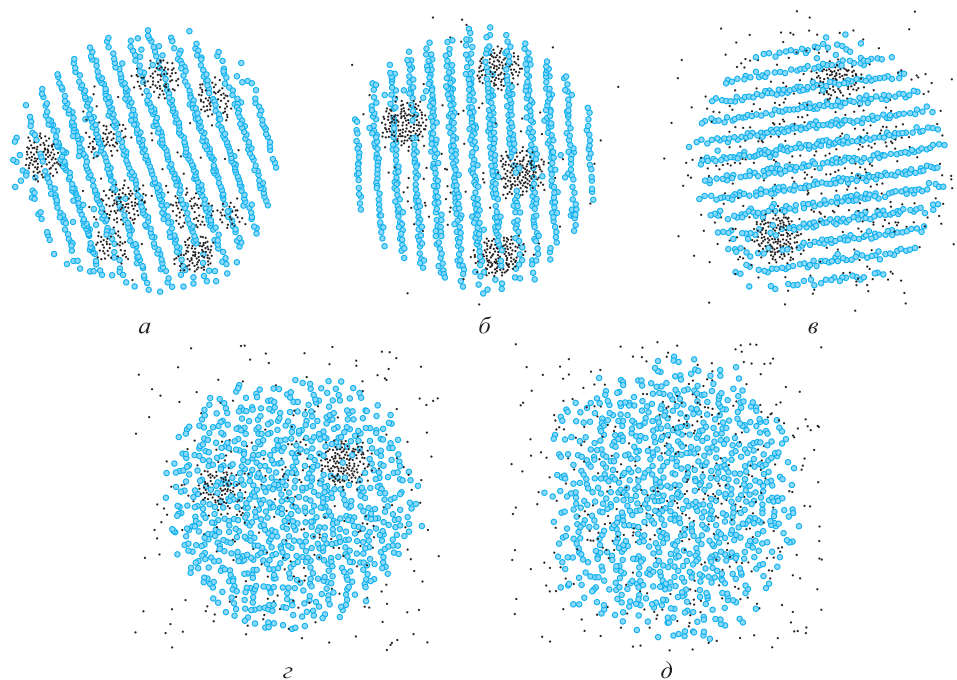


Рис. 1. Абсорбция водорода (черные атомы) частицей палладия (серые атомы) диам. 3 нм при температурах 300, 500, 700, 900 и 1100 К и начальном давлении атомарного водорода в расчетном блоке 20 МПа (а – д) (результаты получены после моделирования в течение 300 пс)

Fig. 1. Absorption of hydrogen (black atoms) by a palladium particle (gray atoms) with diameter of 3 nm at temperatures of 300, 500, 700, 900 and 1100 K and the initial pressure of atomic hydrogen of 20 MPa in the calculation block (a – d) (the results are obtained after 300 ps simulation)

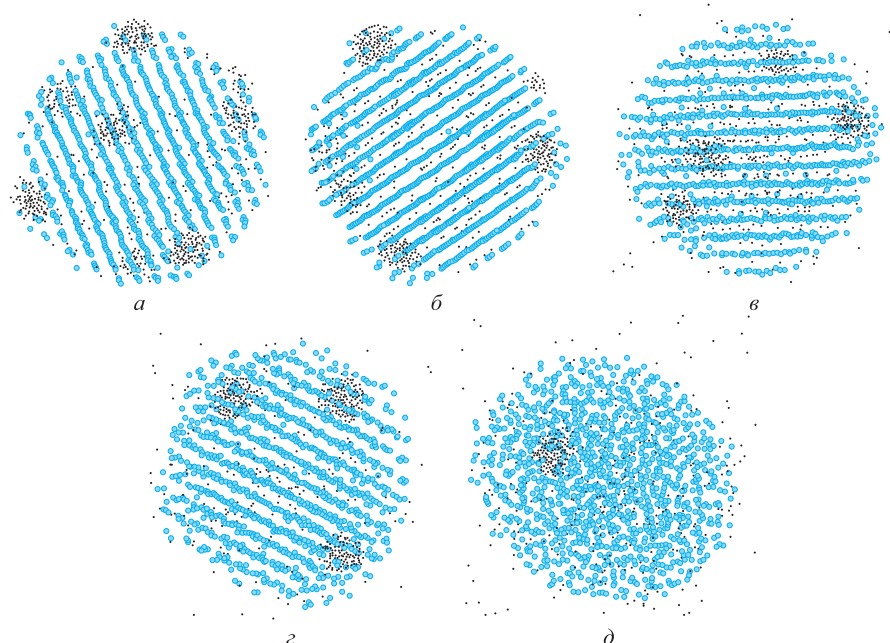


Рис. 2. Абсорбция водорода (черные атомы) частицей никеля (серые атомы) диам. 3 нм при температурах 300, 500, 700, 900 и 1100 К и начальном давлении атомарного водорода в расчетном блоке 20 МПа (а – г) (результаты получены после моделирования в течение 300 пс)

Fig. 2. Absorption of hydrogen (black atoms) by a nickel particle (gray atoms) with diameter of 3nm at temperatures of 300, 500, 700, 900 and 1100 K and the initial pressure of atomic hydrogen of 20 MPa in the calculation block (a – г) (the results are obtained after 300 ps simulation)

Примечательно, что плавление частиц палладия, содержащих водород, происходило при меньшей температуре, чем частиц никеля, хотя чистый палладий плавится при большей температуре. Температура плавления палладия составляет 1827 К, никеля – 1726 К. Частица палладия диам. 3 нм при взаимодействии с водородом плавится уже при 900 К (рис. 1), в то время как частица никеля при той же температуре остается в кристаллическом состоянии (рис. 2).

Процесс сорбции-десорбции был полностью обратим, при снижении температуры водород вновь сорбировался частицей, образовывались агрегаты, снижалась доля атомов водорода вне частицы. Результаты, полученные для начального давления водорода в расчетном

блоке 10 и 20 МПа, были аналогичны, существенного влияния давления на соотношение водорода в частице и вне ее в зависимости от температуры замечено не было.

Для анализа эффективности процесса сорбции-десорбции водорода частицами были получены температурные зависимости средней энергии атомов водорода в моделируемых системах (рис. 3).

Средняя энергия атомов водорода (E_n) в расчетном блоке, содержащем частицу никеля, с ростом температуры увеличивалась (рис. 3, б), что объясняется, как уже говорилось выше, увеличением доли атомов водорода вне агрегатов и вне частицы (образование агрегатов, очевидно, приводит к снижению средней энергии). В случае частиц палладия зависимости сложнее,

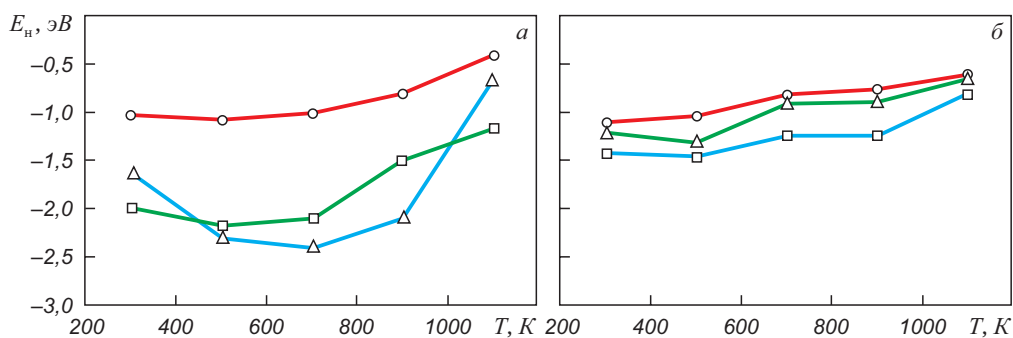


Рис. 3. Температурные зависимости средней энергии атома водорода в расчетном блоке, содержащем частицы палладия (а) и никеля (б) диам. 1 (○), 2 (△) и 3 нм (□), при начальном давлении атомарного водорода 20 МПа (результаты получены после моделирования в течение 300 пс)

Fig. 3. Temperature dependences of the average energy of the hydrogen atom in calculation block containing palladium (a) and nickel (б) particles with diameter of 1 (○), 2 (△) and 3nm (□), with an initial hydrogen atomic pressure of 20 MPa (results are obtained after 300 ps simulation)

по мере увеличения размера частицы имеют более выраженную седлообразную форму. По всей видимости, снижение энергии водорода с ростом температуры объясняется возникновением при этих температурах условий для образования более крупных агрегатов в объеме частицы, то есть происходит их укрупнение в ущерб деформации кристаллической решетки частицы палладия. При дальнейшем повышении температуры агрегаты теряют стабильность, энергия вновь повышается.

Выводы. Как показало молекулярно-динамическое моделирование, наночастицы палладия и никеля являются эффективными аккумуляторами водорода, обладающими высокой скоростью обратимого процесса сорбции-десорбции водорода. При комнатной температуре указанные частицы сорбируют практически весь водород, который неравномерно распределяется в объеме частиц, стремясь образовать агрегаты, содержащие по несколько десятков атомов водорода. При этом в случае частиц никеля водород преимущественно располагается вблизи поверхности. В частицах палладия, напротив, водород сильнее связан с решеткой палладия, с ростом температуры образует более крупные агрегаты и приводит к более существенному снижению температуры плавления частиц палладия по сравнению с частицами никеля. Интенсивное испарение водорода частицами палладия и никеля происходит, начиная с температуры 700 К. При этом, согласно полученным данным, водород сильнее связан с частицами палладия, чем с частицами никеля; работа, которую нужно затратить на эвакуацию (десорбцию) водорода в случае частиц палладия выше, чем для частиц никеля. Это создает предпосылки для рекомендации нанообъектов из никеля в качестве более эффективных и энергетически выгодных аккумуляторов водорода по сравнению с системами из палладия. Очевидно, что помимо рассмотренных в настоящей работе наночастиц круглой формы эффективными аккумуляторами также могут служить и другие нанообъекты из рассмотренных металлов с высокой долей свободной поверхности: фольги, пластины, пористые материалы и т.п.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Взаимодействие водорода с металлами / Под. ред. А.П. Захарова. – М.: Наука, 1987. – 296 с.

2. Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С. Водород и несовершенства структуры металла. – М.: Металлургия, 1979. – 221 с.
3. Fukai Y. The metal-hydrogen system – basic bulk properties. – Berlin: Springer-Verlag, 1993. – 309 p.
4. Еремеев С.В., Кульков С.С., Кулькова С.Е. Влияние примесей d-металлов на границах зерен на сорбцию водорода в палладии // Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 6. Р. 81 – 87.
5. Gapontsev A.V., Kondratiev V.V. Hydrogen diffusion in disordered metals and alloys // Physics-Uspekhi. 2003. Vol. 46. P. 1077 – 1098.
6. Andrievski R.A. Hydrogen in nanostructures // Physics-Uspekhi. 2007. Vol. 50. P. 691 – 704.
7. Shin D.S., Robertson I.M., Birnbaum H. K. Hydrogen effects on the character of dislocations in high-purity aluminum // Acta Metallurgica. 1999. Vol. 47. P. 2991 – 2998.
8. Водород в металлах / Под ред. Г. Алефельда и И. Фелькля. Т. 2. – М.: Мир, 1981. – 480 с.
9. Lewis F.A. The Palladium-Hydrogen System // Platinum Metals Rev. 1982. Vol. 26. No. 1. P. 20 – 27.
10. Daw M.S., Baskes M.I. Embedded-atom method: Derivation and application to impurities, surfaces, and other defects in metals // Phys. Rev. B. 1984. Vol. 29. No. 12. P. 6443 – 6453.
11. Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М. Молекулярно-динамическое исследование сорбционных свойств точечных дефектов по отношению к водороду в Pd и Ni // Химическая физика и мезоскопия. 2013. Т. 15. № 2. С. 225 – 229.
12. Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Взаимодействие атома водорода с краевой дислокацией в Pd и Ni // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 1. С. 99 – 104.
13. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. 1993. Vol. 48. No. 1. P. 22 – 33.
14. 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. P. 53 – 59.
15. Kulabukhova N.A., Poletaev G.M., Starostenkov M.D., Kulagina V.V., Potekaev A.I. A molecular dynamics study of hydrogen-atom diffusion in fcc-metals // Russian Physics Journal. 2012. Vol. 54. No. 12. P. 1394 – 1399.
16. Kashlev Yu.A. Three regimes of diffusion migration of hydrogen atoms in metals // Theoretical and Mathematical Physics. 2005. Vol. 145. P. 1590 – 1603.
17. Tovbin Yu.K., Votyakov E.V. Evaluation of the influence of dissolved hydrogen on mechanical properties of palladium // Physics of the Solid State. 2000. Vol. 42. P. 1192 – 1195.
18. Katagiri M., Onodera H. Molecular dynamics simulation of hydrogen-induced amorphization: softening effect by incorporation of hydrogen // Materials Transactions. 1999. Vol. 40. No. 11. P. 1274 – 1280.
19. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Диффузия в металлах и сплавах. – Киев: Наукова думка, 1987. – 511 с.
20. Tanaka K., Atsumi T., Yamada M. An internal friction peak due to hydrogen-dislocation interaction in nickel // Journal de physique. 1981. Vol. 42. No. 10. P. 139 – 144.

Поступила 30 января 2017 г.

IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 6, pp. 463–468.

THE STUDY OF HYDROGEN INTERACTION WITH PALLADIUM AND NICKEL NANOPARTICLES BY THE METHOD OF MOLECULAR DYNAMICS

G.M. Poletaev¹, I.V. Zorya², N.A. Kulabukhova¹, D.V. Novoselova¹, M.D. Starostenkov¹

²Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

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

Abstract. Hydrogen interaction with Pd and Ni nanoparticles was studied by the method of molecular dynamics. The metal particle in the model was created by cutting a ball from the fcc crystal. The interaction of

metal atoms with each other was described with the aid of the multiparticle Cleri-Rosato potential, constructed within the tight binding model. To describe the interactions of hydrogen atoms with metal atoms and with each other, the Morse potential was used, the parameters of which were calculated from the experimental data of absorption energy, activation energy of the above-barrier diffusion of hydrogen in the metal (at normal and high temperatures), binding energy with the vacancy and dilatations. Temperatures from 300 to 1100 K were considered. During the computer experiment the temperature in calculation block was constant. The concentration of hydrogen atoms introduced into the calculation block corresponded to a pressure of 10 and 20 MPa. The initial positions of the hydrogen atoms in the calculation block (in the metal particle or outside it) did not affect the final equilibrium distribution of hydrogen, which was established after some time of the computer experiment, depending on the temperature. As it was shown by the molecular dynamics simulation, nanoparticles are effective hydrogen accumulator having a high velocity of reversible sorption-desorption process of hydrogen. At room temperature, Pd and Ni nanoparticles sorb substantially all hydrogen which is unevenly distributed in the particle volume in an effort to form aggregates containing a few tens of hydrogen atoms. In the case of Ni particles hydrogen predominantly is located near the surface. In the Pd particles, by contrast, hydrogen strongly connected with the Pd lattice, and at increasing temperature it form larger aggregates. Intensive evaporation of hydrogen from the Pd and Ni particles occurs at temperatures above 700 K. At the same time, according to the obtained data, hydrogen is more strongly associated with the particles of Pd than with Ni particles, and the work that needs to be spent for hydrogen evacuation (desorption) in the case of Pd particles is higher than for Ni particles.

Keywords: molecular dynamics, metal, hydrogen, palladium, nickel, nanoparticle, aggregate, potential, temperature.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-463-468

REFERENCES

1. *Vzaimodeistvie vodoroda s metallami* [Hydrogen interaction with metals]. Zakharov A.P. ed. Moscow: Nauka, 1987, 296 p. (In Russ.).
2. Gel'd P.V., Ryabov R.A., Kodes E.S. *Vodorod i nesovershenstva struktury metalla* [Hydrogen and metal structure insufficiency]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 221 p. (In Russ.).
3. Fukai Y. *The metal-hydrogen system – basic bulk properties*. Berlin: Springer-Verlag, 1993, 309 p.
4. Ereemeev S.V., Kul'kov S.S., Kul'kova S.E. Influence of d-metals impurities on grain boundaries on hydrogen sorption in palladium. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2010, vol. 13, no. 6, pp. 81–87. (In Russ.).
5. Gapontsev A.V., Kondratiev V.V. Hydrogen diffusion in disordered metals and alloys. *Physics-Uspekhi*. 2003, vol. 46, pp. 1077–1098.
6. Andrievski R.A. Hydrogen in nanostructures. *Physics-Uspekhi*. 2007, vol. 50, pp. 691–704.
7. Shin D.S., Robertson I.M., Birnbaum H.K. Hydrogen effects on the character of dislocations in high-purity aluminum. *Acta Metallurgica*. 1999, vol. 47, pp. 2991–2998.
8. Alefeld Georg, Völkl Johann. *Hydrogen in Metals. Vol. 2. Application-Oriented Properties*. Springer-Verlag, 1978. (Russ.ed.: Alefeld G., Völkl J. *Vodorod v metallakh. T. 2. Prikladnye aspekty*. Moscow: Mir, 1981.).
9. Lewis F.A. The Palladium-Hydrogen System. *Platinum Metals Rev.* 1982, vol. 26, no. 1, pp. 20–27.
10. Daw M.S., Baskes M.I. Embedded-atom method: Derivation and application to impurities, surfaces, and other defects in metals. *Phys. Rev. B*. 1984, vol. 29, no. 12, pp. 6443–6453.
11. Kulabukhova N.A., Poletaev G.M. Molecular dynamic study of sorption properties of spot defects in relation to hydrogen in Pd and Ni. *Khimicheskaya fizika i mezoskopiya*. 2013, vol. 15, no. 2, pp. 225–229. (In Russ.).
12. Kulabukhova N.A., Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Interaction of hydrogen atom with edge dislocation in Pd and Ni. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2014, vol. 11, no. 1, pp. 99–104. (In Russ.).
13. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys. *Physical Review B*. 1993, vol. 48, no. 1, pp. 22–33.
14. 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.
15. Kulabukhova N.A., Poletaev G.M., Starostenkov M.D., Kulagina V.V., Potekaev A.I. A molecular dynamics study of hydrogen-atom diffusion in fcc-metals. *Russian Physics Journal*. 2012, vol. 54, no. 12, pp. 1394–1399.
16. Kashlev Yu.A. Three regimes of diffusion migration of hydrogen atoms in metals. *Theoretical and Mathematical Physics*. 2005, vol. 145, pp. 1590–1603.
17. Tovbin Yu.K., Votyakov E.V. Evaluation of the influence of dissolved hydrogen on mechanical properties of palladium. *Physics of the Solid State*. 2000, vol. 42, pp. 1192–1195.
18. Katagiri M., Onodera H. Molecular dynamics simulation of hydrogen-induced amorphization: softening effect by incorporation of hydrogen. *Materials Transactions*. 1999, vol. 40, no. 11, pp. 1274–1280.
19. Larikov L.N., Isaichev V.I. *Diffuziya v metallakh i splavakh* [Diffusion in metals and alloys]. Kiev: Naukova dumka, 1987, 511 p. (In Russ.).
20. Tanaka K., Atsumi T., Yamada M. An internal friction peak due to hydrogen-dislocation interaction in nickel. *Journal de physique*. 1981, vol. 42, no. 10, pp. 139–144.

Acknowledgements. The work was financially supported by RFBR within scientific project 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)

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

N.A. Kulabukhova, Cand. Sci. (Phys.-math.), Doctoral (natalya_domaeva@mail.ru)

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

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

Received January 30, 2017

УДК 539.3

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ, РАЗМЕРА ЗЕРЕН И ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ В ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ Э2412*

Федоров В.А., д.ф.-м.н., профессор кафедры теоретической
и экспериментальной физики (feodorov@tsu.tmb.ru)

Кириллов А.М., к.ф.-м.н., научный сотрудник кафедры теоретической
и экспериментальной физики (kirillov@tsu.tmb.ru)

Плужникова Т.Н., к.ф.-м.н., доцент кафедры теоретической
и экспериментальной физики (plushnik@mail.ru)

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина
(392000, Россия, Тамбов, ул. Интернациональная, 33)

Аннотация. Рассмотрены особенности деформации мелкозернистой стали Э2412 с содержанием кремния 3,63 % и различным набором размеров зерен, деформирующихся преимущественно двойникованием. Образцы подвергали растяжению на машине Instron-5565 со скоростями относительной деформации $\dot{\epsilon} \approx 0,002 \div 0,660 \text{ с}^{-1}$ при температурах 183 – 393 К. Исследовали образцы двух типов: около 80 % зерен имели размеры в пределах 1,5 – 9,0 и 0,025 – 0,225 мкм. Установлена связь между числом двойников, видом образующейся при нагружении ступени на диаграммах деформации и скоростью деформирования (для зерен $d_{\text{ср1}} = 3,55 \text{ мкм}$). При малых скоростях нагружения за счет высокой скорости роста двойников образование ступеней на диаграммах деформации сопровождается заметным снижением нагрузки. По мере увеличения скорости нагружения величина сброса нагрузки уменьшается, величина $\Delta\sigma$ изменяет знак при скорости деформирования $\dot{\epsilon} \approx 0,04 \text{ с}^{-1}$. В мелкокристаллической стали ($d_{\text{ср2}} = 0,12 \text{ мкм}$) не наблюдается видимых скачков нагрузки при возникновении двойников. В мелкокристаллическом материале мало время роста двойников в зерне, за счет высокой скорости их развития мало и их количество. Построены гистограммы распределения сдвойникованных зерен в зависимости от размера зерен при различных температурах и скоростях нагружения. Выявлено, что максимум распределения сдвойникованных зерен по размеру смещается в сторону более крупного зерна относительно общего распределения зерен поликристалла по размерам. Определено, что существует некоторый оптимальный размер зерен, предпочтительный для развития двойникования, который, как правило, больше среднестатистического размера зерен, определенного в исходном распределении зерен по размерам. Показано, что число двойников в отдельном зерне зависит от температуры испытания и скорости деформирования. Интенсивность двойникования в максимально сдвойникованном образце зависит от температуры и скорости деформирования. Существует температура деформирования, при которой число двойников в зерне постоянно при скоростях деформирования, используемых в работе.

Ключевые слова: электротехническая сталь, двойникование, ОЦК решетка, диаграмма напряжение – деформация, размер зерна, температура, скорость деформации, поликристалл.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-469-473

При деформации различных материалов с ОЦК решеткой в определенных условиях в качестве основного механизма выступает механическое двойникование [1 – 6]. Изучение механизмов двойникования при различных термических обработках вызывает значительный интерес [7 – 11], так как двойникование приводит к существенному изменению физико-механических свойств.

Процессу механического двойникования в поликристаллах уделено значительно меньше внимания [12, 13], чем в монокристаллических материалах [14, 15]. Повышенный интерес в последнее время к поликристаллическим материалам связан с изменением их свойств при уменьшении размера зерен до микро- и нанокристаллического [16, 17]. Сложность исследования образующихся двойников заключается в высоких скоростях

роста [18], а также в создании условий их получения (высокие скорости деформации и низкие температуры).

Среди сплавов с ОЦК решеткой, деформируемой двойникованием, особый интерес представляют электротехнические стали с высоким содержанием кремния. Деформационное двойникование этих сталей наблюдается в широком интервале температур.

Цель настоящей работы – исследование процессов деформации электротехнической стали с различным набором зерен в зависимости от температуры и скорости деформирования.

В качестве исследуемого материала использовали электротехническую сталь Э2412 с содержанием кремния 3,63 %, широко применяемую при производстве трансформаторов, генераторов, реле и т.д. Образцы, вырезанные в форме двойной лопатки, с размером рабочей зоны $40 \times 9,5 \times 0,35 \text{ мм}$ готовили как металлографический

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-41-03166р_центр_а).

шлиф. Образцы подвергали растяжению на машине Instron-5565 со скоростями относительной деформации $\dot{\varepsilon} \approx 0,002 \div 0,660 \text{ с}^{-1}$ при температурах 183 – 393 К. В эксперименте исследовали образцы двух типов, в которых около 80 % зерен имели размеры в пределах 1,5 – 9,0 и 0,025 – 0,225 мм. Среднестатистические размеры зерен $d_{cp1} = 3,55 \text{ мм}$ и $d_{cp2} = 0,12 \text{ мм}$ соответственно. После деформации образцов осуществляли подсчет двойников в рабочей области, для чего образцы химически травили в 4 %-ом спиртовом растворе азотной кислоты и определяли количество двойников в зернах различного размера.

В ходе испытания на растяжение образцов первого типа ($d_{cp1} = 3,55 \text{ мм}$) на диаграммах нагрузка – деформация при разных скоростях и температурах испытаний отмечалось наличие ступеней (рис. 1, а, б) в области упругопластического перехода.

Появление ступеней на диаграмме $\sigma(\varepsilon)$ связано с образованием деформационных двойников. Характерная ширина ступеньки на диаграмме нагружения не превышает величины деформации приблизительно 0,5 %. Сопоставляли число образовавшихся двойников с величиной относительной деформации в ступени. Связь между числом двойников и величиной относительной деформации представлена экспериментальными точками (рис. 2, а).

В.Ф. Моисеевым и В.И. Трефиловым [19] был предложен метод расчета пластичности при двойниковании поликристаллов, основанный на дислокационной модели двойника в ОЦК решетке. Согласно этой модели $\varepsilon = \frac{\delta N}{2\sqrt{2}Dm}$ (где N – число двойников толщиной δ ; D – размер зерен; m – усредненный фактор ориентации). При значениях $\delta \approx 4 \text{ мкм}$ и $D = d_{cp1} = 3,55 \text{ мм}$, взятых из эксперимента, и $m_{ОЦК} \approx 2$ [20], расчетные данные относительной деформации (прямая линия на рис. 2, а) согласуются с экспериментальными.

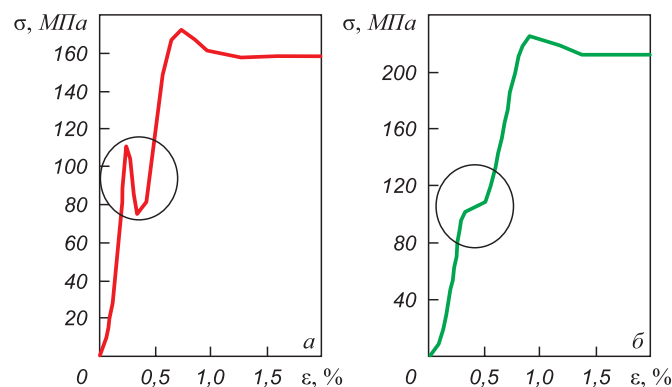


Рис. 1. Характерные диаграммы нагружения электротехнической стали ($d_{cp1} = 3,55 \text{ мм}$) с образованием двойников при температуре $T = 293 \text{ К}$ и скоростях нагружения $\dot{\varepsilon} = 0,03 \text{ с}^{-1}$ (а) и $\dot{\varepsilon} = 0,06 \text{ с}^{-1}$ (б) (выделена область образования двойников)

Fig. 1. Typical loading diagrams of electrical steel ($d_{av1} = 3.55 \text{ мм}$) with the formation of twins at a temperature of $T = 293 \text{ К}$ and loading rates $\dot{\varepsilon} = 0.03 \text{ с}^{-1}$ (а) and $\dot{\varepsilon} = 0.06 \text{ с}^{-1}$ (б) (twins formation zone is emphasized)

Отмечено, что форма ступени на диаграммах нагружения зависит от скорости деформирования. При малых скоростях нагружения за счет высокой скорости роста двойников образование ступеней сопровождается заметным снижением нагрузки (рис. 1, а). По мере увеличения скорости нагружения величина сброса нагрузки уменьшается. При скорости выше примерно $0,04 \text{ с}^{-1}$ снижения нагрузки нет (область II на рис. 2, б). На рис. 2, б представлена зависимость величины и знака скачка напряжения на зависимости $\sigma(\varepsilon)$ при различных скоростях деформирования. При $\dot{\varepsilon} \approx 0,04 \text{ с}^{-1}$ скорость роста нагрузки и скорость сброса ее за счет двойникования совпадают. При этом на диаграмме $\sigma(\varepsilon)$ должна наблюдаться горизонтальная ступень.

Отличительной чертой мелкокристаллической стали ($d_{cp2} = 0,12 \text{ мм}$) от более крупнозеренной ($d_{cp1} = 3,55 \text{ мм}$) является отсутствие видимых скачков нагрузки при возникновении двойников. В мелкокристаллическом материале мало время роста двойников в зерне за счет высокой скорости их развития и мало их количество. При этом на диаграммах $\sigma(\varepsilon)$ ступеней не образуется.

Ранее [21] на образцах моно- и крупнокристаллических сплавов Fe + 3,25 % Si ($d_{cp} \geq 10 \text{ мм}$) было показано, что зависимость интенсивности двойникования (общее число двойников в рабочей зоне) от температуры, а так-

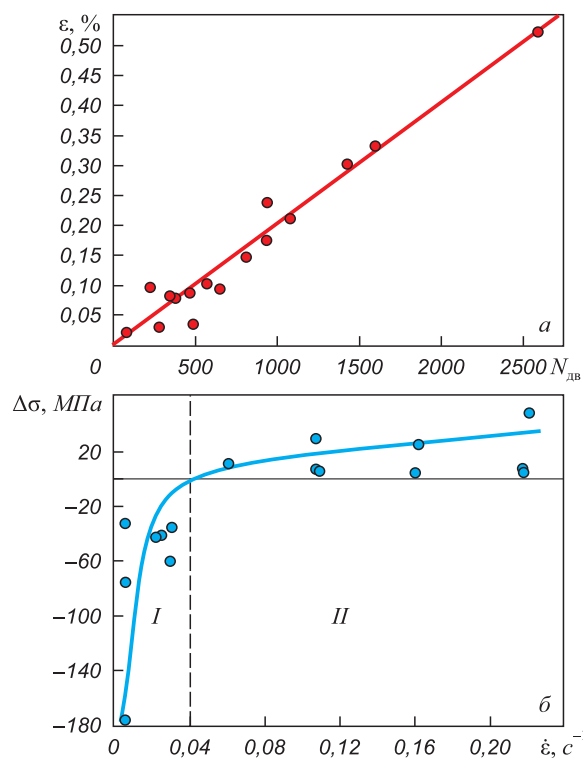


Рис. 2. Зависимость относительной деформации, связанной с двойникованием, от общего числа двойников в образце (а) и величины и знака скачка напряжения на диаграмме нагрузка – деформация от скорости деформации образца (б)

Fig. 2. Dependence of relative deformation (а) associated with twinning on total number of twins in the sample, and magnitude and sign of strain surge on stress-strain diagram on strain rate of the sample (б)

же скорости деформирования имеют характерный максимум. В поликристаллах [22] (для среднего размера зерен 0,7 и 2,35 мм) с увеличением температуры от 293 до 393 К интенсивность двойникования снижается, а положение максимума количества двойников смещается в область более высоких температур при увеличении скорости деформирования.

Эксперименты на образцах с размером зерен $d_{\text{ср}} = 0,12$ мм показали, что общее число двойников в рабочей области не имеет явно выраженной зависимости от скорости деформирования. В этом случае количественной характеристикой двойникования считали среднее число двойников в зернах в зависимости от размера зерен поликристаллического сплава, а также скорости деформирования и температуры. В эксперименте определяли размеры, число сдвойникованных зерен и число образовавшихся в них двойников. Построены гистограммы распределения сдвойникованных зерен от размера зерен при различных температурах и скоростях нагружения (рис. 3, а).

Выявлено, что максимум распределения сдвойникованных зерен по размеру смещается в сторону

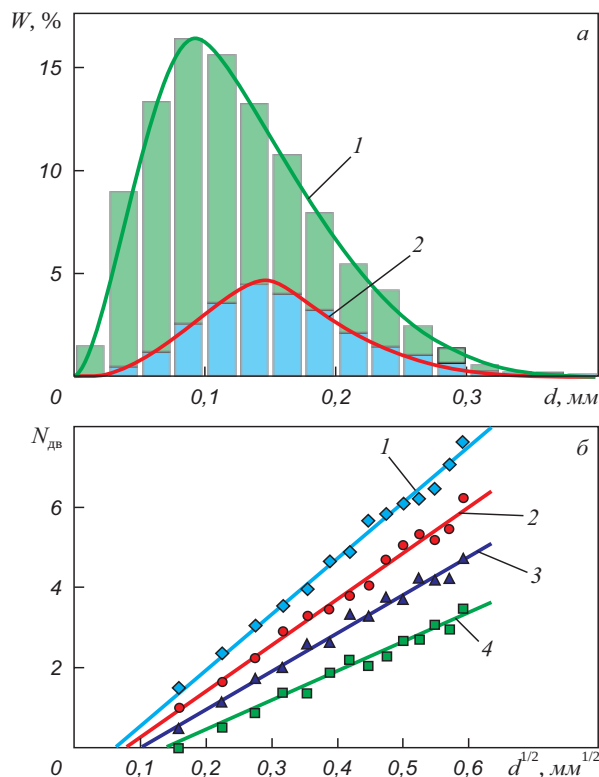


Рис. 3. Гистограммы распределения частоты появления зерен по размерам (а) в рабочей зоне образца в исходном состоянии (1), распределение сдвойникованных зерен (2), а также зависимость среднего числа двойников в зерне (б) от размера зерна при $\dot{\epsilon} = 0,211 \text{ с}^{-1}$ и температурах 183 К (1), 243 К (2), 293 К (3), 343 К (4)

Fig. 3. Histograms of distribution of grains appearance frequency by size (а) in the working zone of the sample in the initial state (1), distribution of twinned grains (2), and dependence of the average number of twins in the grain (б) on grain size at $\dot{\epsilon} = 0.211 \text{ s}^{-1}$ and the temperatures of 183 K (1), 243 K (2), 293 K (3), 343 K (4)

более крупных зерен относительно общего распределения зерен поликристалла по размерам (рис. 3, а). Среднестатистический размер сдвойникованных зерен ($d_{\text{ср}}^{\text{дв}} = 0,15$ мм) также смещен в сторону более крупных размеров относительно среднестатистического размера зерен поликристалла ($d_{\text{ср}} = 0,12$ мм). Таким образом показано, что существует некоторый оптимальный размер зерен, предпочтительный для развития двойникования, который, как правило, больше среднестатистического размера зерен, определенного в исходном распределении зерен по размерам.

Установлено, что зависимость среднего числа двойников в зерне от квадратного корня из размера зерна при одной и той же температуре хорошо описывается линейной функцией (рис. 3, б). Показано, что при всех скоростях деформации можно выделить «характерный» минимальный размер зерен, двойникование в котором при данных условиях эксперимента отсутствует, что может быть объяснено законом Холла-Петча (на рис. 3, б минимальные размеры зерен отмечены стрелками).

Дальнейшие исследования показали (рис. 4), что среднее число двойников в зернах с максимальным количеством двойников ($d_{\text{ср}}^{\text{дв}}$) при температурах выше примерно 273 К с ростом скорости деформирования возрастает, а при температурах менее 273 К – снижается. Такое изменение можно объяснить сменами механизмов деформации, конкурирующих между собой: при повышении температуры происходит переход от двойникования к скольжению, а при снижении температуры – обратный переход. Можно заключить, что для рассматриваемого сплава температура приблизительно 273 К является «характерной» температурой, при которой число двойников

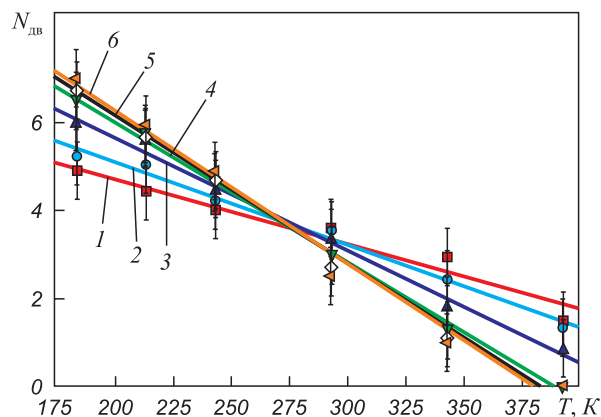


Рис. 4. Зависимости среднего числа двойников в сдвойникованном зерне среднестатистического размера мелкокристаллических образцов от температуры и скорости деформирования при разной скорости деформирования $\dot{\epsilon}$:
1 – $1,9 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$; 2 – $8,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$; 3 – $5,8 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$; 4 – $3,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$;
5 – $7,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$; 6 – $1,9 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$

Fig. 4. Dependences of the average number of twins in twinned grain of an average size of fine crystalline samples on the temperature and deformation rate at $\dot{\epsilon}$:
1 – $1.9 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$; 2 – $8.5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; 3 – $5.8 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; 4 – $3.1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$;
5 – $7.8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; 6 – $1.9 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

в максимально сдвойникованном зерне является постоянной величиной при любых скоростях деформирования.

Выводы. Исследования показали, что характер ступеней на диаграммах $\sigma(\epsilon)$ при двойниковании электро-технической стали Э2412 зависит от скорости приложения нагрузки (для зерен $d_{\text{ср1}} = 3,55$ мкм). Величина $\Delta\sigma$ изменяет знак при скорости деформации $0,04 \text{ с}^{-1}$. Число образовавшихся двойников и величина вызванной ими деформации связаны линейной зависимостью при любых скоростях нагружения. Показано, что в распределении сдвойникованных зерен по размерам максимум смещен в сторону большего размера зерен по сравнению с исходным распределением зерен по размерам (для зерен $d_{\text{ср2}} = 0,12$ мкм). Интенсивность двойникования в максимально сдвойникованном образце зависит от температуры и скорости деформирования. Температура 273 К – некоторая критическая, при которой число двойников постоянно при любых скоростях нагружения. При температуре меньше 273 К число двойников с увеличением скорости деформирования снижается, а при температуре больше 273 К – возрастает.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Березовская В.В., Хадыев М.С., Меркушкин Е.А., Соколовская Ю.А. Влияние деформации на структуру, механические и коррозионные свойства высокоазотистой аустенитной стали 07X16AG13M3 // *Металлы*. 2013. № 6. С. 54 – 62.
2. Воронова Л.М., Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Пилюгин В.П. Эволюция и стабильность структуры меди, деформированной при 80 К // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 3. С. 9 – 11.
3. Мальцева Л.А., Левина А.В., Логинов Ю.Н. и др. Изменения структуры и свойств при деформации аустенитно-ферритной стали при комнатной и отрицательных температурах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 11. С. 9 – 15.
4. Каблов Д.Е., Крапошин В.С., Герасимов С.А. Кристаллографический механизм образования двойников под влиянием азота при выращивании монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2012. № 7. С. 37 – 41.
5. Denk J., Dallmeier J., Huber O., Saage H. The fatigue life of notched magnesium sheet metals with emphasis on the effect of bands of twinned grains // *International journal of fatigue*. 2017. Vol. 98. P. 212 – 222.
6. Khan S.A., Chivavibul P., Sedlak P. etc. M. Analysis of Acoustic Emission Signals during Tensile Deformation of Fe-Si Steels with Various Silicon Contents // *Metallurgical and materials transactions a-physical metallurgy and materials science*. 2013. Vol. 44A. No. 8. P. 3623 – 3634.
7. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Pobedennaya Z.V. etc. Slip and twinning in the [49]-oriented single crystals of a high-entropy alloy // *Russian physics journal*. 2016. Vol. 59. No. 8. P. 1242 – 1250.
8. Hai-Tao Liu, Zhen-Yu Liu, Yu Sun etc. Development of l-fiber recrystallization texture and magnetic property in Fe-6.5 wt % Si thin sheet produced by strip casting and warm rolling method // *Materials Letters*. 2013. No. 91. P. 150 – 153.
9. Zhen Zhang, Ming-pu Wang, Nian Jiang, Shu-mei Li. Orientation analyses for twinning behavior in small-strain hot-rolling process of twin-roll cast AZ31B sheet // *Materials Science and Engineering. A*. 2010. Vol. 527. P. 6467 – 6473.
10. Дробышевская Т.В., Остриков О.М. Задача о расчете напряженно-деформированного состояния, обусловленного единичным двойником в зерне различной формы // *Наука и техника*. 2016. Т. 15. № 3. С. 247 – 260.
11. Шматок Е.В., Остриков О.М. Влияние трещины поперечного сдвига на особенности распределения напряжений у единичного линзовидного механического двойника в сплавах Ni2MnGa // *Механика машин, механизмов и материалов*. 2016. № 2. С. 63 – 67.
12. Mizuguchi T., Ikeda K., Karasawa N. Effects of Temperature and Strain Rate on Deformation Twinning in Fe-Si Alloy // *Isij international*. 2015. Vol. 55. No. 7. P. 1496 – 1501.
13. Huadong Fu, Zhihao Zhang, Yanbin Jiang, Jianxin Xie. Applying the grain orientation dependence of deformation twinning to improve the deformation properties of an Fe-6.5 wt % Si alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. Vol. 689. P. 307 – 312.
14. Moskalenko V.A., Smirnov A.R., Smolyanets R.V. Low-temperature plastic deformation and strain-hardening of nanocrystalline titanium // *Low temperature physics*. 2014. Vol. 40. No. 9. P. 837 – 845.
15. Чикова Т.С., Башмаков В.И. Обратимая пластичность металлических монокристаллов на стадии их остаточного двойникования // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Физико-математические науки*. 2016. № 4. С. 9 – 21.
16. Sharma A., Chhangani S., Madhavan R., Suwas S. Correlation between crystallographic texture, microstructure and magnetic properties of pulse electrodeposited nanocrystalline nickel-cobalt alloys // *Journal of magnetism and magnetic materials*. 2017. Vol. 434. P. 68 – 77.
17. Mine Y., Nakamichi S., Koga K. etc. Deformation behavior of nano-twinning single crystals of an Fe-19Cr-16Ni austenitic alloy // *Materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing*. 2016. Vol. 675. P. 181 – 191.
18. Joshi K., Joshi S.P. Interacting effects of strengthening and twin boundary migration in nanotwinned materials // *Journal of the mechanics and physics of solids*. 2017. Vol. 101. P. 180 – 196.
19. Моисеев В.Ф., Трефилов В.И. Пластичность при двойниковании. – В кн.: *Физическая природа пластической деформации и разрушения металлов*. – Киев: Наукова думка, 1969. С. 7 – 15.
20. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
21. Финкель В.М., Савельев А.М., Королев А.П. О температурной зависимости интенсивности и кинетики развития двойникования при динамическом растяжении кремнистого железа // *Физика металлов и металловедение*. 1979. Т. 47. № 2. С. 411 – 419.
22. Федоров В.А., Плужников С.Н., Плужникова Т.Н. и др. Влияние температуры и скорости нагружения на количественные характеристики сопутствующего двойникования в поликристалле Fe + 3,25 % Si // *Деформация и разрушение материалов*. 2007. № 7. С. 13 – 16.

Поступила 10 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 6, pp. 469–473.

INFLUENCE OF DEFORMATION RATE, GRAIN SIZE AND TEMPERATURE ON MECHANICAL TWINNING IN ELECTRICAL STEEL E2412

V.A. Fedorov, A.M. Kirillov, T.N. Pluzhnikova

Tambov State University named after G.R. Derzhavin, Tambov, Russia

Abstract. Deformation features of fine-grained steel E2412 with 3.63 % silicon concentration and different grain sizes, mainly deforming by twinning, have been considered. Samples were stretched with In-

stron-5565 machine at deformation rates $\dot{\epsilon} \approx 0.002 \div 0.660 \text{ s}^{-1}$ during heating in temperature interval of $183 \div 393 \text{ K}$. Constantly, two types of specimens among which are 80 % with grain sizes of $1.5 \div 9 \text{ mm}$ and $0.025 \div 0.225 \text{ mm}$, have been experimentally studied. General connection between the number of crystal twins, step-like view of crystal load curve and deformation rate (for grains with $d_{av1} = 3.55 \text{ mm}$) have been determined. Generation of steps is accompanied by detectable decrease of load due to high rate of twin forming at low rates of load. The value of load dropping decreases with increase of load rate. The value $\Delta\sigma$ reverses the sign at deformation rate $\dot{\epsilon} \approx 0.04 \text{ s}^{-1}$. The authors did not observe detectable load surges in finely crystalline steel at formation of twins ($d_{av2} = 0.12 \text{ mm}$). High-speed forming of twins and their small amounts lead to decrease of twin forming time in a single grain in finely crystalline material. Distribution histograms for twinned grains as functions of grain size, temperature and load rates have been plotted. It has been detected that distribution maximum of twinned grains shifts toward bigger grain against general size distribution in polycrystal. It has been determined that optimum grain size, being preferred for twinning and exceeding average grain size at initial size distribution, exists. It has been also shown that number of crystal twins depends on test temperature and deformation rate in a separate grain. Twinning intensity depends on temperature and deformation rate in maximum twinned sample. Deformation temperature, retaining constant number of crystal twins at main experimental rates, exists.

Keywords: electrical steel, twinning, BCC-lattice, graph of stress-strain, grain size, temperature, strain rate, polycrystal.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-469-473

REFERENCES

1. Berezovskaya V.V., Khadyev M.S., Merkushev E.A., Sokolovskaya Yu.A. Influence of deformation on the structure and mechanical and corrosion properties of high-nitrogen austenitic 07Kh16AG13M3 steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2013, no. 11, pp. 855–862.
2. Voronova L.M., Chashchukhina T.I., Degtyarev M.V., Pilyugin V.P. Evolution and stability of copper structure deformed at 80 K. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2011, no. 3, pp. 9–11. (In Russ.).
3. Mal'tseva L.A., Levina A.V., Loginov Yu.N., Gladkovskii S.V., Mal'tseva T.V., Demidov S.A., Khadyev M.S. Changes in the structure and properties under deformation of austenitic-ferritic steel at room and negative temperatures. *Metal Science and Heat Treatment*. 2016, vol. 57, no. 11–12, pp. 645–651.
4. Kablov D.E., Kraposhin V.S., Gerasimov S.A. Crystallographic mechanisms of compound crystals formation under the nitrogen influence at temperature resistant nickel alloys monocrystals growing. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2012, no. 7, pp. 37–41. (In Russ.).
5. Denk J., Dallmeier J., Huber O., Saage H. The fatigue life of notched magnesium sheet metals with emphasis on the effect of bands of twinned grains. *International Journal of Fatigue*. 2017, vol. 98, pp. 212–222.
6. Khan S.A., Chivavibul P., Sedlak P., Arai S., Enoki M. Analysis of acoustic emission signals during tensile deformation of Fe-Si steels with various silicon contents. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*. 2013, vol. 44A, no. 8, pp. 3623–3634.
7. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Pobedennaya Z.V., Platono-va Yu.N., Kuksgauzen I.V., Kuksgauzen D.A., Poklonov V.V., Karaman I., Sehitoglu H. Slip and twinning in the [49]-oriented single crystals of a high-entropy alloy. *Russian Physics Journal*. 2016, vol. 59, no. 8, pp. 1242–1250.
8. Hai-Tao Liu, Zhen-Yu Liu, Yu Sun, Fei Gao, Guo-Dong Wang. Development of l-fiber recrystallization texture and magnetic property in Fe–6.5 wt % Si thin sheet produced by strip casting and warm rolling method. *Materials Letters*. 2013, no. 91, pp. 150–153.
9. Zhen Zhang, Ming-pu Wang, Nian Jiang, Shu-mei Li. Orientation analyses for twinning behavior in small-strain hot-rolling process of twin-roll cast AZ31B sheet. *Materials Science and Engineering. A*. 2010, vol. 527, pp. 6467–6473.
10. Drobyshevskaya T.V., Ostrikov O.M. Matter of calculation of strain-stress state, determined by a singular twin in a grain of different forms. *Nauka i tekhnika*. 2016, vol. 15, no. 3, pp. 247–260. (In Russ.).
11. Shmatok E.V., Ostrikov O.M. Influence of crack of perpendicular shear on distribution of strains in singular lenticular mechanic compound crystals in Ni_2MnGa alloys. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov*. 2016, no. 2, pp. 63–67. (In Russ.).
12. Mizuguchi T., Ikeda K., Karasawa N. Effects of temperature and strain rate on deformation twinning in Fe-Si alloy. *ISIJ International*. 2015, vol. 55, no. 7, pp. 1496–1501.
13. Huadong Fu, Zhihao Zhang, Yanbin Jiang, Jianxin Xie. Applying the grain orientation dependence of deformation twinning to improve the deformation properties of an Fe-6.5 wt%Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016, vol. 689, pp. 307–312.
14. Moskalenko V.A., Smirnov A.R., Smolyanets R.V. Low-temperature plastic deformation and strain-hardening of nanocrystalline titanium. *Low Temperature Physics*. 2014, vol. 40, no. 9, pp. 837–845.
15. Chikova T.S., Bashmakov V.I. Reversible plasticity of metallic monocrystals at their residual twinning stage. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta. Fiziko-matematicheskie nauki*. 2016, no. 4, pp. 9–21. (In Russ.).
16. Sharma A., Chhangani S., Madhavan R., Suwas S. Correlation between crystallographic texture, microstructure and magnetic properties of pulse electrodeposited nanocrystalline Nickel-Cobalt alloys. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017, vol. 434, pp. 68–77.
17. Mine Y., Nakamichi S., Koga K., Takashima K., Kraft O. Deformation behavior of nano-twinned single crystals of an Fe-19Cr-16Ni austenitic alloy. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 2016, vol. 675, pp. 181–191.
18. Joshi K., Joshi S.P. Interacting effects of strengthening and twin boundary migration in nanotwinned materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2017, vol. 101, pp. 180–196.
19. Moiseev V.F., Trefilov V.I. Plasticity at twinning. In: *Fizicheskaya priroda plasticheskoi deformatsii i razrusheniya metallov* [Physical nature of plastic deformation and fracture of metals]. Kiev: Naukova dumka, 1969, pp. 7–15. (In Russ.).
20. Zolotarevskii V.S. *Mekhanicheskie svoistva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 352 p. (In Russ.).
21. Finkel' V.M., Savel'ev A.M., Korolev A.P. Influence of temperature on twin formation in silicon iron. *Physics of Metals and Metallography*. 1979, vol. 47, no. 3, pp. 166–173.
22. Fedorov V.A., Pluzhnikov S.N., Pluzhnikova T.N., Dudakov S.P., Kirillov A.M. Influence of temperature and straining rate on quantitative characteristics of concurrent twinning in Fe + 3.25 % Si polycrystal. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2007, no. 7, pp. 13–16. In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by Russian Fund of Fundamental Research (grant no. 15-41-03166_r_center_a).

Information about the authors:

V.A. Fedorov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Theoretical and Experimental Physics (fedorov@tsu.tmb.ru)

A.M. Kirillov, Cand. Sci. (Phys.-math.), Research Associate of the Chair of Theoretical and Experimental Physics (kirillov@tsu.tmb.ru)

T.N. Pluzhnikova, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor of the Chair of Theoretical and Experimental Physics (pluzhnik@mail.ru)

Received March 10, 2017

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ОКИСЛЕНИЯ В ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Меламуд С.Г., к.т.н.

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

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

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

Аннотация. С использованием методов физико-химического анализа (дифференциально-термического и минералогического) проведено изучение процесса окисления магнетита (титаномагнетита) на образцах из ольховского магнетитового и качканарского титаномагнетитового концентратов при низких температурах (200 – 400 °С). Получены кинетические кривые для исследуемых материалов при различных температурах, типичные для топохимических процессов. Вычислены значения удельных скоростей окисления магнетита разной крупности при различных температурах, а также значения кажущейся энергии активации процесса. С целью выявления лимитирующей стадии процесса окисления магнетита и титаномагнетита изучено влияние парциального давления кислорода в газовой фазе на кинетику окисления. С использованием графического метода рассчитан порядок реакции окисления по кислороду при определенных температурах и степени окисления. Изучено влияние включений титана в магнетите на кинетику фазового перехода магнетит – гематит. Определены кинетические закономерности и характер окисления исследуемых материалов в неизотермических условиях при разных скоростях нагрева. Установлено, что в начальной стадии процесс окисления магнетита и титаномагнетита в температурном интервале 200 – 400 °С протекает в смешанном режиме, а затем процесс переходит в диффузионный режим. Полученные результаты представляют определенный интерес и могут быть использованы для оптимизации режимов низкотемпературного окисления железорудных материалов на ленте конвейерной обжиговой машины.

Ключевые слова: магнетит, титаномагнетит, низкотемпературное окисление, механизм, кинетика, диффузия, степень окисления, энергия активации, железорудные материалы, низкие температуры.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-474-480

Реакция окисления магнетита (титаномагнетита) является одной из основных в сложном комплексе физико-химических процессов, сопровождающих термическую обработку магнетитовых окатышей [1 – 15]. Завершение процессов окисления означает получение равномерной структуры окатышей. Большое влияние на свойства окатышей оказывает температурный интервал окисления, так как условия окисления магнетита (титаномагнетита) предопределяют образование твердых ферритов [16]. Окисление магнетита (титаномагнетита) сопровождается выделением значительного количества теплоты [17, 18]. Зная температурные интервалы окисления магнетита, можно рационально распределять источники тепловыделения по технологическим зонам обжиговых машин конвейерного типа.

Учитывая, что качканарский концентрат содержит 90,9 % титаномагнетита, который представляет собой твердый раствор титана и магния в магнетите, очень важно знать закономерности его окисления.

Установлено, что процесс окисления магнетитовых материалов протекает последовательно в три стадии, различающиеся температурными интервалами: первая при 200 – 400 °С, вторая при 400 – 1000 °С и третья при

1000 – 1350 °С [4]. Целью настоящего исследования являлось изучение кинетических параметров (удельной скорости окисления, кажущейся энергии активации и порядка реакции по кислороду) и механизма окисления магнетита (титаномагнетита) на первой стадии. Для этого использовали дериватографический (дериватограф ОД-102) и минералогический методы исследований. Образцами для испытаний служили брикеты из ольховского магнетитового (образцы 1 и 2) и качканарского титаномагнетитового (образец 3) концентратов, характеристика которых приведена в табл. 1.

Результаты опытов по окислению исследованных материалов при нагреве с постоянной скоростью 0,17 °С/с показали [19], что наблюдаются два максимума в интервале температур 200 – 400 и 400 – 1000 °С. Кинетику низкотемпературного окисления образцов изучали при температурах 270, 300, 320 и 350 °С. Анализ кинетических кривых показал, что их характер для магнетитового и титаномагнетитового концентратов одинаков. Ход кривых типичен для топохимических процессов, когда скорость реакции вначале (первые 10 – 20 с) меняется медленно, затем резко возрастает, проходит через максимум и быстро снижается. Изменение скорости

Характеристика исследованных образцов в исходном состоянии

Table 1. Characteristic of the studied samples in the initial state

Образец	Химический состав, %								d , мкм	$S \cdot 10^{-3}$, м ² /кг
	Fe _{общ}	FeO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	TiO ₂	V ₂ O ₅		
1	70,23	29,25	Сл.	0,72	0,67	0,55	0,28	0,40	50 – 74	1,14
2									100 – 200	0,24
3	61,30	27,40	1,50	3,60	2,50	2,10	2,80	0,60	50 – 74	1,20

Пр и м е ч а н и е. d – крупность частиц; S – удельная поверхность частиц.

наблюдали в течение 120 – 130 с, что соответствовало 40 – 60 % степени завершенности первой стадии. При времени, большем 300 с, скорость медленно снижалась и приближалась к нулю.

Для описания начальных участков кинетических зависимостей до наступления максимума скорости использовали уравнение вида [20]

$$v = \frac{d\alpha}{d\tau} = k_1 \alpha^{2/3}, \quad (1)$$

где v – скорость окисления, с⁻¹; α – степень окисления, доли ед.; k_1 – константа скорости, с⁻¹.

Результаты расчета показывают (рис. 1), что начальные прямолинейные участки кинетических кривых окисления материалов соответствуют уравнению (1). Отклонение от линейной зависимости наблюдается вблизи максимума скорости окисления и связано с частичным перекрытием растущих ядер новой фазы, в результате которого изменяется соотношение между по-

верхностью раздела твердых фаз и объемом продукта реакции.

Максимум скорости реакции соответствует касанию растущих ядер и образованию сплошной пленки продукта реакции. По данным работы [21] наименьшая толщина оксидной пленки, обеспечивающая переход реакции изотермического окисления в диффузионный режим, находится в пределах $2 \cdot 10^{-9}$ м.

В то же время максимум скорости, наблюдаемый при $\alpha = 0,5 - 5,0$ %, указывает на локализацию зоны окисления в отдельных участках поверхности зерен. Это подтверждается и результатами минералогических исследований [14, 22], где были обнаружены пластинчатые образования гематита, примыкающие к продуктам распада твердого раствора, содержащегося в исходном титаномagnetите, и трещиноватым участкам в magnetите. Это вызвано тем, что указанные места доступны для проникновения кислорода и имеют наиболее дефектную решетку, которая легко перестраивается при окислении в решетку гематита.

Учитывая наличие максимума скорости при протекании топохимических реакций и принятые допущения при выводе уравнения (1), можно вычислить значение удельной скорости окисления $v_{уд}$, с⁻¹·м⁻², т.е. скорости окисления, отнесенной к единице поверхности окисляемых зерен magnetита, по следующей формуле [20]:

$$v_{уд} = 0,207 \left(\frac{\rho_{эф}}{M} \right)^{2/3} \frac{v_{max}}{\alpha_{max}^{2/3}} d_3, \quad (2)$$

где $\rho_{эф}$ – эффективная плотность гематита, кг/м³; M – молярная масса, кг; v_{max} – максимальная скорость реакции, с⁻¹; α_{max} – степень окисления в точке максимума скорости, доли ед.; d_3 – средний размер зерен magnetита, м.

Значения удельных скоростей окисления образцов при разных температурах приведены в табл. 2. Видно, что при повышении температуры изотермической выдержки от 270 до 530 °С удельные скорости окисления magnetита крупностью 50 – 74 и 100 – 200 мкм возрастают соответственно от $1,85 \cdot 10^{-8}$ до $2,65 \cdot 10^{-8}$ и от $0,84 \cdot 10^{-8}$ до $2,7 \cdot 10^{-8}$ с⁻¹·м⁻² соответственно. При темпе-

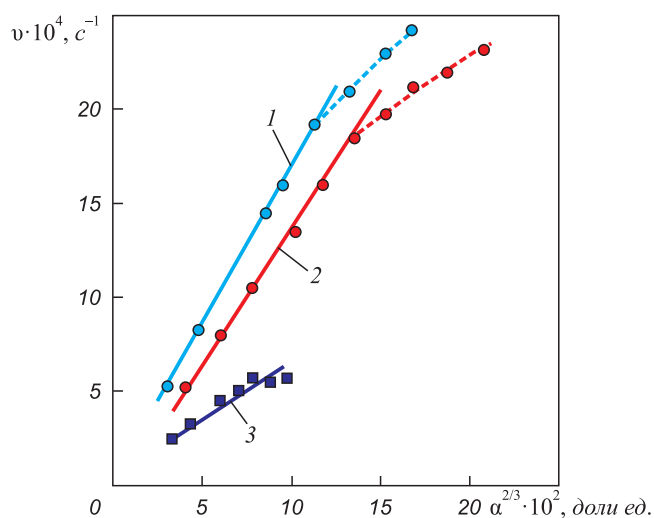


Рис. 1. Кинетические кривые окисления ольховского магнетитового (1, 2) и качканарского титаномagnetитового (3) концентратов при температуре 350 °С

Fig. 1. Kinetic curves of oxidation of Olkhovsky magnetite (1, 2) and Kachkanarsky titanium magnetite (3) concentrates at temperature of 350 °С

Кинетические параметры первой стадии процесса окисления исследованных образцов при разных температурах

Table 2. Kinetic parameters of the first stage of oxidation of the samples at different temperatures

Параметр процесса	Значения параметров для образцов 1 – 3 при температурах, °С												
	1				2					3			
	280	300	330	350	270	300	320	340	350	270	300	320	350
$v_{\max} \cdot 10^4, \text{с}^{-1}$	10,30	14,20	20,00	24,10	2,50	5,70	10,40	17,90	24,20	0,60	1,50	3,20	5,80
$\alpha_{\max}, \%$	4,00	5,30	7,50	8,40	1,60	2,80	3,20	6,50	7,80	0,50	0,90	1,80	3,00
$v_{\text{уд}} \cdot 10^8, \text{с}^{-1} \cdot \text{М}^{-1}$	1,85	2,12	2,38	2,65	0,84	1,32	1,63	2,33	2,70	0,44	0,76	0,98	1,27
$E_{\text{каж}}, \text{кДж/моль}$	14 ± 1				36 ± 2					40 ± 2			
$z, \text{с}^{-1} \cdot \text{М}^{-1}$	4,27 · 10 ⁻⁷				3,4 · 10 ⁻⁵					5,0 · 10 ⁻⁵			

ратурах 270 – 320 °С удельные скорости окисления магнетита крупностью 50 – 74 мкм выше в 1,5 – 2,0 раза по сравнению с уд магнетита крупностью 100 – 200 мкм. Однако в интервале 330 – 350 °С их значения соизмеримы.

Более высокие значения $v_{\text{уд}}$ для фракции зерен магнетита 50 – 74 мкм можно объяснить возрастанием количества дефектных мест при измельчении. При повышении температуры до 330 – 350 °С происходит частичная релаксация несовершенств структуры, с чем может быть связано совпадение удельных скоростей окисления магнетита разной крупности. Для титаномагнетита при повышении температуры от 270 до 350 °С наблюдается рост значений $v_{\text{уд}}$ от $0,44 \cdot 10^{-8}$ до $1,27 \cdot 10^{-8} \text{ с}^{-1} \cdot \text{м}^{-2}$. Полученные значения удельных скоростей в 2 – 4 раза меньше, чем таковые для магнетита той же крупности (50 – 74 мкм).

По температурной зависимости удельных скоростей в координатах $\lg \left(\frac{v_{\max}}{\alpha_{\max}^{2/3}} \right) - \frac{1}{T}$ были рассчитаны значения кажущейся энергии активации ($E_{\text{каж}}$) и предэкспоненциального множителя z . Для магнетита крупностью 50 – 74 и 100 – 200 мкм значения $E_{\text{каж}}$ составляют 14 и 36 кДж/моль соответственно, а для титаномагнетита – 40 кДж/моль (табл. 2).

Согласно допущениям, при выводе уравнения (1) для получения зависимостей $\lg v - \alpha$ при разных температурах в случае $\alpha > \alpha_{\max}$ поверхность реагирования одинакова при одной и той же степени превращения. Поэтому по температурной зависимости скорости окисления при заданной степени превращения определили значение кажущейся энергии активации процесса. Результаты расчетов $E_{\text{каж}}$ при разных степенях превращения приведены в табл. 3.

Можно отметить, что при степенях окисления, соответствующих области максимума скорости, полученные значения кажущейся энергии активации совпадают с расчетными значениями, определенными по температурным зависимостям удельных скоростей реакции (см. табл. 2). Рост параметра $E_{\text{каж}}$ с увеличением α свя-

зан с возрастающей долей диффузионного торможения слоя продукта реакции.

С целью выявления лимитирующей стадии процесса окисления магнетита и титаномагнетита было изучено влияние парциального давления кислорода в газовой фазе на кинетику окисления. Исследования проводили на образцах титаномагнетита и магнетита крупностью 50 – 74 мкм в газовой фазе с содержанием кислорода 2,5, 5,0, 10,0, 21,0 и 100 %. В случае титаномагнетита использовали изотермический нагрев при температуре 320 °С. Расчет удельной скорости окисления (уравнение (2)) и ее зависимости от парциального давления кислорода P_{O_2} показали, что порядок реакции по кислороду близок к нулю ($n = 0,1$).

После образования слоя продуктов реакции (при $v > v_{\max}$) при заданной степени превращения поверхность реагирования одинакова и скорость окисления пропорциональна удельной скорости. В этом случае для фиксированных значений α рассчитали порядок (n) реакции по кислороду по зависимости $\lg v - \lg P_{\text{O}_2}$. Расчет изменения порядка реакции по кислороду в зависи-

Т а б л и ц а 3

Влияние изменения степени окисления α на первой стадии процесса окисления исследованных образцов на расчетные значения кажущейся энергии активации

Table 3. Effect of change in the oxidation degree in the first stage of oxidation process of investigated samples on the calculated values of apparent activation energy

Образец 1		Образец 2		Образец 3	
$\alpha, \%$	$E_{\text{каж}}, \text{кДж/моль}$	$\alpha, \%$	$E_{\text{каж}}, \text{кДж/моль}$	$\alpha, \%$	$E_{\text{каж}}, \text{кДж/моль}$
4	14	3	37	1	95
6	36	4	103	2	135
8	54	6	105	3	143
10	55	8	158	4	173
12	56	–	–	–	–

мости от степени окисления по ходу изотермического окисления титаномагнетита при температуре 320 °С дал следующие результаты:

α , % ...	2	3	4	5
n	0,16	0,27	0,50	0,60

Для определения порядка реакции по кислороду при окислении магнетита и зависимости его от температуры провели неизотермические опыты в газовых средах с различным содержанием кислорода при двух скоростях нагрева: 0,17 и 0,34 °С/с. Установлено, что при изменении содержания кислорода в газовой фазе от 2,5 до 100 % наблюдается увеличение максимума скорости на первой стадии окисления от $2,8 \cdot 10^{-4}$ до $10,0 \cdot 10^{-4}$ и от $5,3 \cdot 10^{-4}$ до $16,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при скоростях нагрева соответственно 0,17 и 0,34 °С/с.

С использованием графического метода по тангенсу угла наклона линейной зависимости скорости окисления от парциального давления кислорода в газовой фазе в координатах $\lg v - \lg P_{\text{O}_2}$ рассчитали порядок (n) реакции по кислороду при выбранных температурах t и степени окисления α . Результаты расчета представлены ниже:

t , °С	<u>250</u>	<u>300</u>	<u>330</u>	<u>360</u>
	550	640	800	850
α , %	<u>4</u>	<u>5</u>	<u>6</u>	<u>6</u>
	30	40	50	60
n	<u>0,1</u>	<u>0,3</u>	<u>0,5</u>	<u>0,5</u>
	0,7	0,8	0,9	0,9

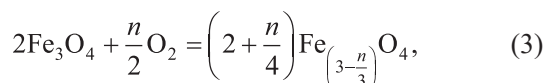
Примечание. Числитель – на первой стадии процесса, знаменатель – на второй.

Таким образом, изучение процесса окисления качканарского титаномагнетитового и ольховского магнетитового концентратов в газовой среде разного состава показало следующее:

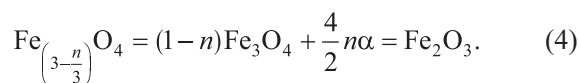
– при изотермическом окислении титаномагнетита ($t = 320$ °С) до образования поверхностной гематитовой пленки порядок реакции по кислороду близок к нулю ($n = 0,1$), при дальнейшем окислении порядок реакции изменяется от 0,1 до 0,6 ($\alpha = 5$ %);

– порядок реакции по кислороду, определенный по неизотермическим кривым окисления магнетита при двух скоростях нагрева, изменяется от 0,12 до 0,50 при повышении температуры окисления от 250 до 360 °С.

Такое изменение параметра n связано с тем, что на первой стадии окисления имеет место растворение кислорода в магнетите и образование оксида нестехиометрического состава:



а на второй – его распад:



При температурах 250–270 °С процесс лимитируется замедленным распадом нестехиометрического магнетита (4), а в интервале 330–360 °С – образованием нестехиометрического магнетита по реакции (3).

Проведенный анализ кинетических закономерностей окисления магнетита относится к начальному этапу процесса. Между тем с увеличением толщины слоя продукта реакции возрастает вероятность диффузионного торможения. Следовательно, необходимо оценить его влияние на наблюдаемую кинетику процесса после достижения максимума скорости изотермического окисления.

Увеличение кажущейся энергии активации с ростом степени превращения при окислении магнетита (табл. 3) указывает на смешанный режим процесса с переменной долей кинетических и диффузионных затруднений. Полученные данные по изотермическому окислению качканарского титаномагнетита (табл. 2 и приведенные выше данные по параметру n) также указывают на кинетический режим процесса в начальной стадии.

Для определения влияния включений титана в магнетите на кинетику фазового перехода магнетит–гематит провели сопоставление полученных количественных характеристик окисления ольховского магнетитового и качканарского титаномагнетитового концентратов одной крупности 50–74 мкм (образцы 1 и 3). В температурном интервале 270–350 °С удельные скорости окисления титаномагнетита в 2–4 раза ниже, чем у магнетита (табл. 2). Следовательно, небольшие изоморфные включения титана в магнетите уменьшают реакционную способность последнего при окислении. Близкий к нулю порядок реакции по кислороду для начального изотермического окисления титаномагнетита наблюдается при более высокой температуре (320 °С), чем у магнетита (250 °С). Окисление титаномагнетита также протекает через образование (3) и распад (4) нестехиометрического оксида. Однако частичная замена в решетке магнетита ионов Fe^{3+} ионами Ti^{4+} увеличивает количество вакансий [23] и тем самым ускоряет реакцию (3). Поэтому наличие включений титана способствует некоторой стабилизации полученного нестехиометрического оксида и распад его происходит при более высокой температуре.

При росте толщины поверхностной оксидной пленки на зернах титаномагнетита наблюдается увеличение кажущейся энергии активации процесса окисления от 95 до 173 кДж/моль (табл. 3) и порядка реакции по кислороду от 0,1 до 0,6. При этом процесс окисления титаномагнетита протекает в смешанном режиме с разной долей кинетических и диффузионных затруднений.

Однако технологические процессы производства окискованных железорудных материалов, в которых

имеет место окисление магнетита, протекают в неизотермических условиях. Поэтому представляет интерес проследить изменение кинетических параметров процесса окисления в ходе непрерывного нагрева магнетитовых образцов.

Для изучения кинетических закономерностей и характера процесса окисления ольховского магнетитового (образец 1) и качканарского титаномагнетитового (образец 3) концентратов в неизотермических условиях использовали экспериментальные данные при разных скоростях нагрева b . Для магнетита приняли $b = 0,17; 0,23$ и $0,47$ °C/с, а для титаномагнетита – $0,10; 0,17$ и $0,34$ °C/с. Полученные зависимости изменения скорости и степени окисления исследованных материалов от температуры показаны на рис. 2.

С увеличением темпа нагрева максимумы скоростей смещаются для первой стадии окисления ($200 - 400$ °C) магнетита и титаномагнетита в область более высоких температур, а их абсолютные значения увеличиваются (рис. 2, a и b). При этом одна и та же степень окисления при увеличении скорости нагрева достигается при более высоких температурах (рис. 2, b и z). Предполагая, что механизм процесса окисления в интервале скоростей нагрева $0,1 - 0,5$ °C/с не меняется, по зависимости в координатах $\lg v - 1/t$ рассчитали кажущиеся энергии активации процесса при фиксированных значениях сте-

пени окисления ($\alpha = \text{const}$). Результаты расчета приведены ниже:

Образец 1		Образец 3	
$\alpha, \%$	$E_{\text{каж}}, \text{кДж/моль}$	$\alpha, \%$	$E_{\text{каж}}, \text{кДж/моль}$
В области скоростей до v_{max}			
5	41	3	153
10	55	5	143
В области скоростей после v_{max}			
–	–	7	140
–	–	9	130

Из приведенных данных следует, что на первой стадии неизотермического окисления магнетита и титаномагнетита изменение кажущейся энергии активации процесса в зависимости от степени окисления незначительное. Значения $E_{\text{каж}}$ соизмеримы с полученными ранее экспериментальными данными кажущейся энергии активации изотермического окисления магнетита и титаномагнетита после образования поверхностного слоя продукта реакции (см. табл. 3).

Процесс изотермического окисления протекал в смешанном режиме. Поэтому можно считать, что и при неизотермическом нагреве исследуемых образцов со скоростями $0,1 - 0,5$ °C/с окисление магнетита и тита-

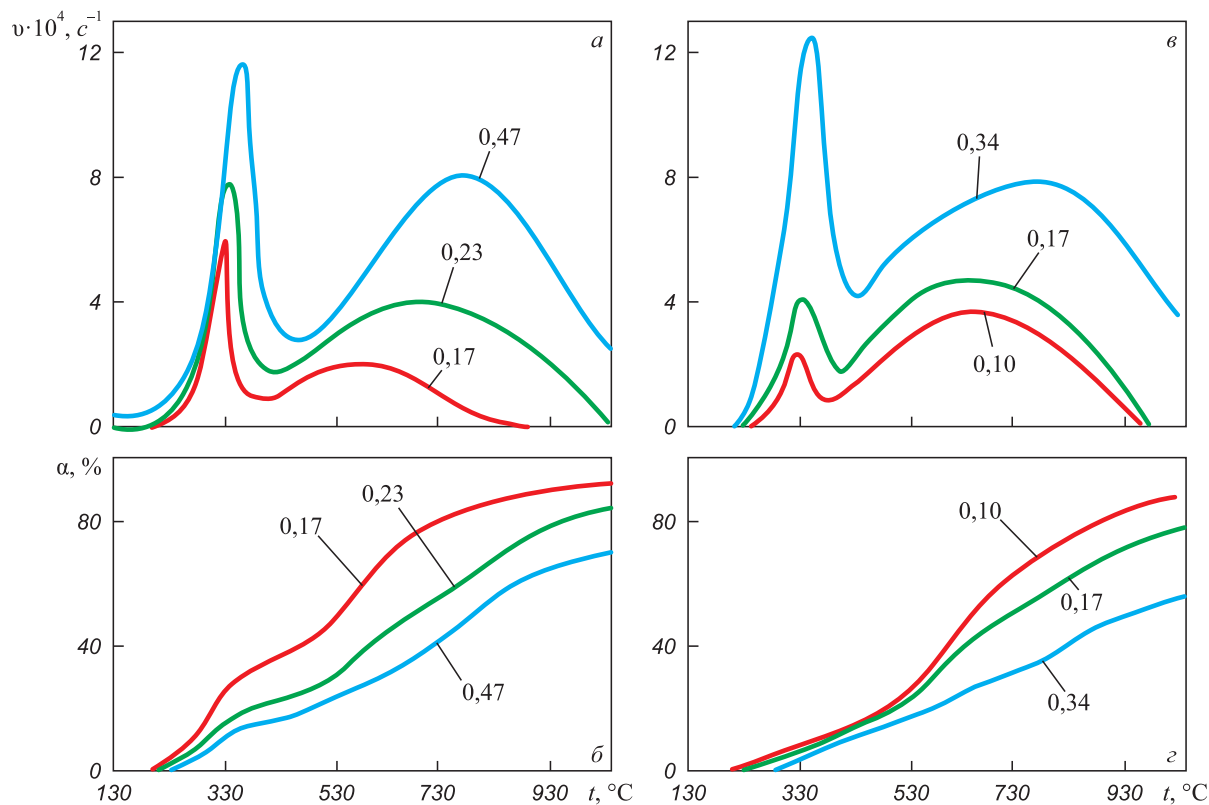


Рис. 2. Зависимости скорости и степени окисления образцов 1 (a, b) и 3 (b, z) при непрерывном нагреве с разными скоростями (цифры у кривых, °C/с)

Fig. 2. Dependences of the rate and degree of oxidation of samples 1 (a, b) and 3 (b, z) during continuous heating with different rates (figures for curves, °C/s)

номагнетита в температурном интервале 200 – 400 °С также протекает в смешанном режиме с переменной долей кинетических и диффузионных затруднений. При увеличении слоя продукта реакции доставка кислорода по микропорам между зёрнами частиц все в большей мере лимитирует процесс окисления, что в конечном итоге приводит к диффузионному механизму его протекания [24].

Выводы. Определены кинетические параметры и установлен механизм окисления магнетита и титаномагнетита в железорудных материалах. Рассмотрены особенности окисления титаномагнетита и отмечено влияние включений титана в магнетите на кинетику фазовых переходов. Показана роль полученных данных для отработки режимов низкотемпературного окисления железорудных материалов на обжиговой конвейерной машине. Полученные в работе результаты представляют определенный интерес и могут быть использованы при оптимизации режимов низкотемпературного окисления железорудных материалов на обжиговой конвейерной машине.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Плотноков С.В. Технологические аспекты производства окатышей из магнетитовых руд // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 3 – 5.
2. Кокорин Л.К., Лелеко С.Н. Производство окисленных окатышей. – Екатеринбург: Уральский центр ПФ и рекламы «Марат», 2004. – 280 с.
3. Плотноков С.В., Бормотов А.С. Механизм фазовых превращений при окислительном обжиге промышленных окатышей из концентратов руд железистых кварцитов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 3. С. 29 – 32.
4. Yur'ev B.P., Spirin N.A. Oxidation of iron-ore pellets // Steel in Translation. 2011. Vol. 41, No. 5. P. 400 – 403.
5. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets // Steel in Translation. 2007. Vol. 37, No. 4. P. 336 – 338.
6. Юсфин Ю.С., Малышева Т.Я., Плотноков С.В. Критерии качества железорудных окатышей из концентратов руд магнетитовых кварцитов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 5. С. 7 – 10.
7. Mazanek E., Krupinska Z., Kulgawezuk D. Zur Oxydation – sreaktion von Magnetit // Arch. Eisenhüttenwesen. 1973. Bd. 44. No. 8. S. 571 – 577.
8. Papanastassion D., Bitsianes G. Mechanism and kinetics underlying the oxidation of magnetite in the induration of iron ore pellets // Met. Trans. 1973. Vol. 4. No. 2. P. 487 – 496.
9. Булах А.Г., Золотарев А.А., Кривовичев В.Г. Общая минералогия. – М.: Академия, 2008. – 360 с.
10. Gillot B., Jemmali F., Clerc L., Rousset A. Iron cation distributions and kinetic study of the low-temperature oxidation of finely divided titanomagnetites // Reactivity of Solids. 1986. Vol. 2, Issues 1–2, October. P. 95 – 106.
11. Petersen N., Moll A. Low-temperature oxidation of synthetic Al- and Mg-doped titanomagnetites // Physics of the Earth and Planetary Interiors. 1982. Vol. 30. Issue 4. December. P. 330.
12. Takatoshi Akimoto, Hajimu Kinoshita, Toshio Furuta. Electron probe microanalysis study on processes of low-temperature oxidation of titanomagnetite // Earth and Planetary Science Letters. 1984. Vol. 71. Issue 2. December. P. 263 – 278.
13. Gapeev A.K., Gribov S.K. Kinetics of single-phase oxidation of titanomagnetite // Physics of the Earth and Planetary Interiors. 1990. Vol. 63. Issues 1–2, 1 October. P. 58 – 65.
14. Saikat Samanta, Siddhartha Mukherjee, Rajib Dey. Oxidation behaviour and phase characterization of titaniferous magnetite ore of eastern India // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. Vol. 24. Issue 9. September. P. 2976 – 2985.
15. Gui-hong Han, Tao Jiang, Yuan-bo Zhang, Yan-fang Huang, Guang-hui Li. High-Temperature Oxidation Behavior of Vanadium, Titanium-Bearing Magnetite Pellet // Journal of Iron and Steel Research, International. 2011. Vol. 18. Issue 8. August. P. 14 – 19.
16. Егоров-Тисменко Ю.К. Кристаллография и кристаллохимия. – М.: Изд-во Книжный дом «Университет», 2010. – 588 с.
17. Yur'ev B.P. Heat transfer in a bed of iron-ore pellets // Steel in Translation. 2010. Vol. 40, No. 4. P. 330 – 333.
18. Щербakov В.П. Роль кинетики в окислении титаномагнетитовых зёрен // Изв. АН СССР. Серия физика Земли. 1982. № 5. С. 43 – 49.
19. Меламуд С.Г., Юрьев Б.П. Исследование кинетики окисления титаномагнетитовых качканарских окатышей // Металлы. 2000. № 1. С. 3 – 10.
20. Розовский А.Я. Кинетика топохимических реакций. – М.: Химия, 1974. – 224 с.
21. Франк-Каменецкий Д.А. Основы макрокинетики. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. – М.: Интеллект, 2008. – 408 с.
22. Физико-химические и теплотехнические основы производства железорудных окатышей / В.М. Абзалов, В.А. Горбачев, С.Н. Евстюгин, В.И. Клейн, Л.И. Леонтьев, Б.П. Юрьев / Под ред. акад. РАН Л.И. Леонтьева. – Екатеринбург: МИЦ, 2015. – 335 с.
23. Readman P.W., Reilly W. Oxidation processes in titanomagnetites // Z. Geophys. 1971. Bd. 37. No. 3. S. 329 – 338.
24. Мереп Х. Диффузия в твердых телах. – М.: Интеллект, 2011. – 536 с.

Поступила 25 февраля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 6, pp. 474–480.

OXIDATION PROCESS IN IRON ORE MATERIALS AT LOW TEMPERATURES

S.G. Melamud, B.P. Yur'ev, V.A. Gol'tsev

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

Abstract. Using methods of physico-chemical analysis (differentially-thermal and mineralogical) helped to study the oxidation process of magnetite (titanium magnetite) on samples from Olhovsk magnetite and Kachkanar titanium magnetite concentrates at low temperatures (200 – 400 °C). Kinetic curves for the studied materials were obtained

at different temperatures; they are typical for topochemical processes. Meanings of specific speeds of oxidation of magnetite various size at different temperatures were calculated and sizes of apparent energy of activation of the process were defined. The influence of partial pressure on kinetics of oxidation in gas phase was studied to expose the limiting point of the process of oxidation of magnetite and titanium magnetite. The order of oxidation reaction on oxygen at definite temperatures and the oxidation degree was calculated using graphical methods. The influence of titanium inclusions in magnetite on kinetics of phase change of magnetite-hematite was examined at the temperature interval of

200–400 °C, it happens in mixed operational parameters. Then the process comes to diffusive operational parameters. Kinetic principles and the character of oxidation of the studied materials in nonisothermal conditions were defined at different speeds of heating. These results are of some interest and can be used to optimize the low temperature oxidation regimes of iron ore materials on a conveyor roasting machine.

Keywords: magnetite, titanium magnetite, low temperature oxidation, mechanism, kinetics, diffusion, degree of oxidation, energy of activation, iron ore materials, low temperatures.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-474-480

REFERENCES

1. Malysheva T.Ya., Yusfin Yu.S., Plotnikov S.V. Technological aspects of production of pellets from magnetite ores. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 9, pp. 3–5. (In Russ.).
2. Kokorin L.K., Leleko S.N. *Proizvodstvo oksilennykh okatyshei* [Production of oxidized pellets]. Ekaterinburg: Marat, 2004, 280 p. (In Russ.).
3. Plotnikov S.V., Bormotov A.S. Phase transformation mechanism at oxidation burning of industrial pellets, produced from iron quartzite ores. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 3, pp. 29–32. (In Russ.).
4. Yur'ev B.P., Spirin N.A. Oxidation of iron-ore pellets. *Steel in Translation*, 2011, vol. 41, no. 5, pp. 400–403.
5. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 4, pp. 336–338.
6. Yusfin Yu.S., Malysheva T.Ya., Plotnikov S.V. Quality of iron-ore pellets made from magnetite-quartzite concentrates. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 5, pp. 375–378.
7. Mazanek E., Krupinska Z., Kulgawezuk D. Zur Oxydation –reaktion von Magnetit. *Arch. Eisenhüttenwesen*. 1973. Bd. 44, no. 8, S. 571–577. (In Germ.).
8. Papanastassion D., Bitsianes G. Mechanism and kinetics underlying the oxidation of magnetite in the induration of iron ore pellets. *Metal Transactions*. 1973, vol. 4, no. 2, pp. 487–496.
9. Bulakh A.G., Zolotarev A.A., Krivovichev V.G. *Obshchaya mineralogiya* [General mineralogy]. Moscow: Akademiya, 2008, 360 p. (In Russ.).
10. Gillot B., Jemmal F., Clerc L., Rousset A. Iron cation distributions and kinetic study of the low-temperature oxidation of finely divided titanomagnetites. *Reactivity of Solids*. 1986, vol. 2, Issues 1–2, pp. 95–106.
11. Petersen N., Moll A. Low-temperature oxidation of synthetic Al- and Mg-doped titanomagnetites. *Physics of the Earth and Planetary Interiors*. 1982, vol. 30. Issue 4, p. 330.
12. Takatoshi Akimoto, Hajimu Kinoshita, Toshio Furuta. Electron probe microanalysis study on processes of low-temperature oxidation of titanomagnetite. *Earth and Planetary Science Letters*. 1984, vol. 71. Issue 2, pp. 263–278.
13. Gapeev A.K., Gribov S.K. Kinetics of single-phase oxidation of titanomagnetite. *Physics of the Earth and Planetary Interiors*. 1990, vol. 63. Issues 1–2, pp. 58–65.
14. Saikat Samanta, Siddhartha Mukherjee, Rajib Dey. Oxidation behaviour and phase characterization of titaniferous magnetite ore of eastern India. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2014, vol. 24. Issue 9, pp. 2976–2985.
15. Gui-hong Han, Tao Jiang, Yuan-bo Zhang, Yan-fang Huang, Guanghui Li. High-temperature oxidation behavior of vanadium, titanium-bearing magnetite pellet. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2011, vol. 18. Issue 8, pp. 14–19.
16. Egorov-Tismenko Yu.K. *Kristallografiya i kristallokhimiya* [Crystallography and crystallochemistry]. Moscow: Knizhnyi dom “Universitet”, 2010, 588 p. (In Russ.).
17. Yur'ev B.P. Heat transfer in a bed of iron-ore pellets. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 4, pp. 330–333.
18. Shcherbakov V.P. Role of kinetics in the oxidation of titanium magnetite grains. *Izv. AN SSSR. Seriya fizika Zemli*. 1982, no. 5, pp. 43–49. (In Russ.).
19. Melamud S.G., Yur'ev B.P. Oxidation kinetics of titanium-magnetite pellets made from Kachkanar ore. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2000, no. 1, pp. 3–10. (In Russ.).
20. Rozovskii A.Ya. *Kinetika topokhimicheskikh reaktsii* [Kinetics of topochemical reactions]. Moscow: Khimiya, 1974, 224 p. (In Russ.).
21. Frank-Kamenetskii D.A. *Osnovy makrokinetiki. Diffuziya i teploperedacha v khimicheskoi kinetike* [Basics of macrokinetics. Diffusion and heat transfer in chemical kinetics]. Moscow: Intellekt, 2008, 408 p. (In Russ.).
22. Abzalov V.M., Gorbachev V.A., Evstyugin S.N., Klein V.I., Leont'ev L.I., Yur'ev B.P. *Fiziko-khimicheskie i teplotekhnicheskie osnovy proizvodstva zhelezorudnykh okatyshei* [Physico-chemical and thermotechnical foundations for the production of jelly-ore pellets]. Leont'ev L.I. ed. Ekaterinburg: MITs, 2015, 335 p. (In Russ.).
23. Readman P.W., Reilly W. Oxidation processes in titanomagnetites. *Z. Geophys.* 1971. Bd. 37, no. 3, pp. 329–338.
24. Mehrer Helmut. *Diffusion in Solids. Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Berlin: Springer, 2007, 654 p. (Russ. ed.: Mehrer H. *Diffuziya v tverdykh telakh*. Moscow: Intellekt, 2011, 536 p.).

Information about the authors:

S.G. Melamud, Cand. Sci. (Eng.)

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

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

Received 25 February, 2017

УДК 621.791:624

НЕКОТОРЫЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВОЛЬФРАМА ИЗ ОКСИДА WO_3 КРЕМНИЕМ

Бендре Ю.В., к.х.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин

им. проф. В.М. Финкеля (bendre@list.ru)

Горюшкин В.Ф., д.х.н., профессор кафедры естественнонаучных дисциплин

им. проф. В.М. Финкеля (koax@sibsiu.ru)

Крюков Р.Е., к.т.н., старший преподаватель кафедры материаловедения,

литейного и сварочного производства (rek_nzrmk@mail.ru)

Козырев Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного

и сварочного производства (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

Шурупов В.М., аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного

производства (grand1966@yandex.ru)

Сибирский государственный индустриальный университет

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

Аннотация. Практический интерес с целью ресурсосбережения представляет технология дуговой наплавки порошковой проволокой, в которой в качестве наполнителей используются оксид вольфрама WO_3 и вещество (ферросилиций), содержащее восстановитель – кремний. В работе проведена термодинамическая оценка вероятности протекания в стандартных условиях девяти реакций по табличным термодинамическим данным реагентов в интервале температур 1500 – 3500 К. В числе реакций – реакции прямого восстановления оксида WO_3 кремнием и реакции соединения вольфрама с кремнием с образованием силицидов вольфрама. В качестве возможных продуктов реакций рассматривались W, WSi_2 , W_5Si_3 . Реакции восстановления оксида записывали на 1 моль O_2 , а реакции соединения вольфрама с кремнием – на 1 моль W. Вероятность протекания реакций оценивали по стандартной энергии Гиббса реакций. В качестве стандартных для веществ-реагентов в интервале 1500 – 3500 К были выбраны состояния: $W_{(тв)}$, $WO_{3(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 1745 К, $WSi_{2(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 2433 К, $W_5Si_{3(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 2623 К, $Si_{(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 1690 К, $SiO_{(г)}$, $SiO_{2(тв,ж)}$ с фазовым переходом при 1996 К. С целью оценки степени влияния на термодинамические свойства реакций возможного испарения в дуге оксида вольфрама WO_3 рассчитывали термодинамические характеристики одной из реакций, в которой в качестве стандартного состояния в том же интервале температуры выбрано состояние $WO_{3(г)}$. Термодинамический анализ показывает, что при восстановлении оксида WO_3 наиболее вероятно образование силицидов WSi_2 и W_5Si_3 , затем вольфрама. Термодинамическая вероятность образования этих же силицидов за счет реакций соединения вольфрама и кремния в стандартных состояниях оказывается существенно меньше. Восстановительная способность кремния в реакциях с образованием SiO_2 с повышением температуры уменьшается, а в реакциях с образованием SiO, наоборот, увеличивается. Вследствие этого в рассматриваемой системе при высоких температурах расплава (более 2500 К) вероятно изменение состава газовой фазы за счет образования SiO. При температурах менее 1750 К шлаковая фаза может стать более кислой за счет образующегося оксида кремния SiO_2 . Испарение WO_3 в дуге увеличивает термодинамическую вероятность протекания реакций восстановления, но в большей степени при низкой температуре.

Ключевые слова: термодинамический анализ, энергия Гиббса реакции, порошковая проволока, оксид вольфрама, ферросилиций, дуговая наплавка, вольфрам, восстановление, силициды вольфрама.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-481-485

Развитие технологии восстановления деталей машин горно-металлургического комплекса с применением порошковой проволоки ведет к разработке и исследованию новых марок стали и железоуглеродистых сплавов как в Российской Федерации, так и за рубежом [1 – 17].

Широкое распространение для наплавки сталей, обладающих наивысшей износостойкостью, получили порошковые проволоки с вольфрамом, в которых в качестве наполнителей служат восстановленный вольфрам в виде ферросплавов, лигатур и металлического порошка различной степени чистоты [18 – 20]. Кроме

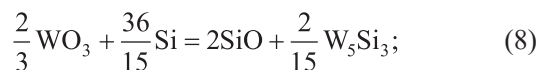
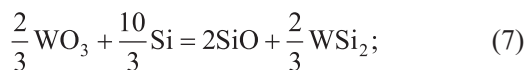
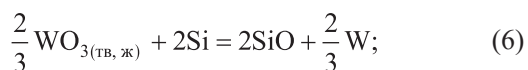
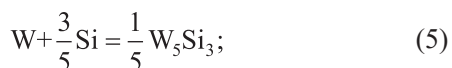
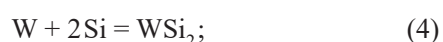
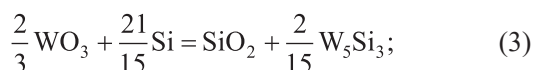
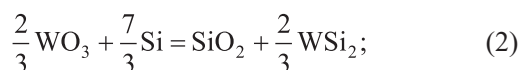
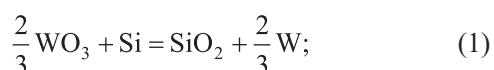
того, для придания определенных служебных свойств могут использоваться силициды вольфрама.

Необходимость применения ресурсосберегающих технологий, а именно рациональное использование вольфрама в связи с его высокой стоимостью и дефицитностью является одним из актуальных направлений на данный момент.

Для практического применения представляет интерес технология наплавки порошковой проволокой, в которой в качестве наполнителя используются, с одной стороны, оксид вольфрама, а с другой – восстановители.

В таких процессах химические соединения вольфрама с неметаллами-восстановителями могут образоваться при дуговом разряде, в процессе наплавки. Ранее [21] была проведена термодинамическая оценка вероятности протекания реакций восстановления оксида WO_3 углеродом (рассмотрено как прямое, так и косвенное восстановление). Настоящая работа посвящена процессам восстановления этого оксида кремнием при дуговом разряде при наплавке порошковой проволокой. Кремний в порошковую проволоку вводится в сплав с железом марки FeSi 75A10.5-A по ГОСТ 1415–93, класс крупности – 8. Согласно диаграмме состояния системы Fe–Si [22], в интервале температур 298 – 1481 К в ферросилиции такого состава кремний находится в твердом состоянии в равновесии с твердым силицидом железа $FeSi_2$, затем в интервале 1481 – 1583 К – в равновесии с жидким раствором Fe–Si переменного состава, а после 1583 К – полностью переходит в жидкий раствор.

Проведена термодинамическая оценка вероятности протекания следующих реакций:



Реакции восстановления оксида записывали на 1 моль кислорода, а реакции соединения вольфрама с кремнием – на 1 моль вольфрама. Химический состав и температуры конгруэнтного плавления соединений вольфрама с кремнием определяли из диаграммы плавления системы W–Si согласно данным справочного источника [22].

Термодинамические характеристики реакций (1) – (9) в стандартных условиях ($\Delta_f H^\circ(T)$, $\Delta_f S^\circ(T)$, $\Delta_f G^\circ(T)$) рассчитывали известными методами [23] в интервале температур 1500 – 3500 К по термодинамическим свойствам ($[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ K})]$, $S^\circ(T)$, $\Delta_f H^\circ(298,15 \text{ K})$) реагентов WO_3 , W, Si, SiO, SiO₂ [24] и WSi_2 , W_5Si_3 [25, 26].

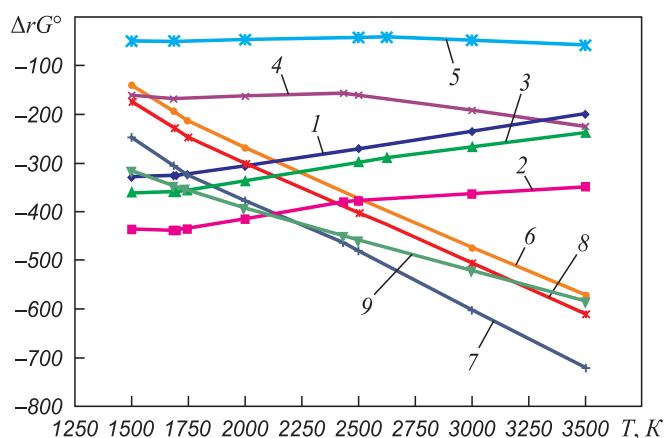
В качестве стандартных состояний для веществ-реагентов в интервале 1500 – 3500 К были выбраны: $W_{(тв)}$, $WO_{3(тв, ж)}$ с фазовым переходом при 1745 К; $WSi_{2(тв, ж)}$ с фазовым переходом при 2433 К; $W_5Si_{3(тв, ж)}$ с фазовым переходом при 2623 К; $Si_{(тв, ж)}$ с фазовым переходом при 1690 К; $SiO_{(г)}$, $SiO_{2(тв, ж)}$ с фазовым переходом при 1996 К. В реакции (9), в которой оценивалась степень влияния на термодинамику восстановления возможного испарения оксида вольфрама в дуге, в отличие от реакции (6) использовали стандартное состояние $WO_{3(г)}$.

Стандартные энергии Гиббса реакций (1) – (9) приведены в таблице и на рисунке. Анализ этих данных показывает, что наиболее вероятными с учетом высокотемпературного потенциала дуги являются реакции (6) – (9), которые осуществляются с образованием продукта восстановления $SiO_{(г)}$. Испарение WO_3 повышает вероятность протекания реакций восстановления в области более низких температур, но в области высоких температур значение этого фактора нивелируется.

Стандартные энергии Гиббса реакций (1) – (9) в зависимости от температуры

Standard Gibbs energy of the reactions (1) – (9) depending on temperature

Реакция	$\Delta_f G^\circ(T)$, кДж, при T, К				
	1500	2000	2500	3000	3500
(1)	–328,433	–305,668	–270,556	–234,836	–198,978
(2)	–435,490	–414,301	–377,616	–362,831	–348,710
(3)	–361,281	–337,117	–298,786	–267,132	–237,748
(4)	–160,585	–162,949	–160,590	–191,991	–224,598
(5)	–49,272	–47,174	–42,345	–48,444	–58,156
(6)	–139,948	–268,310	–373,169	–473,615	–570,770
(7)	–247,005	–376,943	–480,229	–601,610	–720,502
(8)	–172,796	–299,759	–401,399	–505,911	–609,540
(9)	–315,291	–392,631	–457,241	–520,749	–583,703



Зависимость стандартных энергий Гиббса реакций (1) – (9) от температуры

Dependence of standard Gibbs energy of the reactions (1) – (9) on temperature

Как и при восстановительных процессах с участием углерода [21], наиболее вероятны реакции с образованием бинарных соединений между металлом и неметаллом-восстановителем, в данном случае силицидов вольфрама, а не чистого металла. Причем, чем меньше металла содержится в силициде, тем больше термодинамическая вероятность его образования. Таким образом, из двух имеющихся у вольфрама силицидов WSi_2 , W_5Si_3 (согласно диаграмме состояния [22]) наиболее вероятно образование силицида WSi_2 по реакции (7). Вероятность реакций образования силицидов за счет прямого соединения вольфрама и кремния в стандартных состояниях оказывается существенно меньше.

Следует также отметить, что восстановительная способность кремния в реакциях с образованием SiO_2 (реакции (1) – (3)) с увеличением температуры уменьшается, в то время как восстановительная способность углерода в реакциях с WO_3 [21] с ростом температуры увеличивается во всех случаях, не зависимо от продукта окисления углерода.

Выводы. Проведенные термодинамические расчеты восстановления оксида вольфрама кремнием показали, что образование силицида WSi_2 по реакции восстановления оксида вольфрама с образованием SiO наиболее вероятно по сравнению с образованием силицида W_5Si_3 , при этом вероятность реакций образования силицидов за счет прямого соединения вольфрама и кремния в стандартных состояниях оказывается существенно меньше. Восстановительная способность кремния в реакциях с образованием SiO_2 при повышении температуры уменьшается, а в реакциях с образованием SiO , наоборот, увеличивается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Klimpel A., Lisiecki A., Janicki D. / The study of properties of Ni-WC wires surfaced deposits // Proceedings of 13th international

scientific conference on achievements on mechanical and material engineering. 16-19 may 2005. P. 299 – 302.

2. 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.
3. Zahmatkesh B., Enayati M.H. A novel approach for development of surface nanocomposite by friction stir processing // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. P.6734 – 6740.
4. 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. V. 204. P. 2459 – 2464.
5. Badisch E., Kirchgabner M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide // Surf. Coat. Technol. 2008. V. 202. P. 6016 – 6022.
6. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrasive deposits against abrasion // Welding Int. 2009. V. 23. P. 706 – 716.
7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits // J. Mater. Process. Technol. 2005. V. 164 – 165. P. 1056 – 1061.
8. Kirchgabner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact // Wear. 2008. V. 265. P. 772 – 779.
9. Chang C-M., Chen Y-C., Wu W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe-Cr-C hardfacing alloy // Tribol. Int. 2010. V. 43. P. 929 – 934.
10. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying // Surf. Coat. Technol. 2009. V. 203. P. 3638 – 3646.
11. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry // Wear. 2007. V. 263. 99 – 110.
12. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys // Weld. J. 2010. V. 89. P. 133 – 139.
13. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe – Cr – C hardfacing alloys // J. Alloys Compd. 2010. V. 505. P. 598 – 603.
14. Mendez P. Modern technologies for the deposition of wear-resistant overlays. In: Weld overlay for wear protection // Edmonton: Canadian Welding Association. 2013
15. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40H3G2MF/ A.I. Gusev, N.V. Kibko, N.A. Kozyrev, M.V. Popova, I.V. Osetkovsky // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. V. 150. P. 12 – 33.
16. New materials for welding and surfacing/ N.A. Kozyrev, G.V. Galevsky, R.E. Kryukov, D.A. Titov, V.M. Shurupov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2016. V. 150. P. 12 – 31.
17. On Quality of a Weld Bead Using Power Wire 35v9h3sf / N.A. Kozyrev, G.V. Galevskiy, D.A. Titov, D.E. Kolmogorov and D.E. Gusarov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2016. V. 125. P. 1 – 8: All-Russian Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions, 26–28 November 2015, Yurga, Russia.
18. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
19. Пацекин В.П., Рахимов К.З. Производство порошковой проволоки. – М.: Металлургия, 1979. – 80 с.
20. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б.Е. Патона. – М.: Металлургия, 1974. – 768 с.
21. Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Шурупов В.М., Козырева О.Е. Термодинамика реакций восстановления WO_3 углеродом // Вестник СибГИУ. 2016. № 2 (16). С. 15 – 18.
22. Hansen M., Anderko K. Constitution of binary alloys. 2nd ed. – McGraw Hill, New York, 1958. – 1287 p.

23. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочник. Т. 1. Кн. 1 / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвича и др. – М.: Наука, 1978. – 22 с.
24. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Электронный ресурс]: data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, and A.N. Syvernd. – Режим доступа: <http://kinetics.nist.gov/janaf> (дата обращения 25 декабря 2016).

25. Barin I., Knacke O., Kubaschewski O. Thermochemical Properties of Inorganic Substances. Supplement Heidelberg: N.Y., Berlin, Springer-Verlag, 1977, 861p.
26. Рузинов Л.П., Гуляницкий Б. С. Равновесные превращения металлургических реакций. – М.: Металлургия, 1975. – 416 с.

Поступила 27 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 6, pp. 481–485.

SOME THERMODYNAMIC ASPECTS OF WO_3 RECOVERY BY SILICON

Yu.V. Bendre, V.F. Goryushkin, R.E. Kryukov, N.A. Kozyrev, V.M. Shurupov

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Practical interest, with the goal of resource conservation, is the technology of arc welding with powder wire in which the fillers are used, the tungsten oxide is WO_3 , and the material (ferrosilicon) with a reducing agent is silicon. In the work, a thermodynamic estimate of the probability of nine standard reactions under tabular thermodynamic data of reagents was carried out in the temperature range from 1500 to 3500 K. Among the reactions, the reaction of direct reduction of WO_3 oxide by silicon and the reaction of a tungsten-silicon compound with the formation of tungsten silicides are considered. As possible products of the reactions were considered W, WSi_2 , W_5Si_3 . The reduction reaction of the oxide was recorded on 1 mole of O_2 , and the reaction of the compounds of tungsten with silicon – on 1 mole of W. The probability of reactions was estimated by their standard Gibbs energy. As standard for reagent substances in the range 1500 – 3500 K, the following states were selected: $W_{(solid)}$, $WO_{3(solid, liquid)}$ with a phase transition at 1745 K, $WSi_{2(s, l)}$ with a phase transition at 2433 K, $W_5Si_{3(s, l)}$ with a phase transition at 2623 K, $Si_{(s, l)}$ with a phase transition at 1690 K, $SiO_{(l)}$, $SiO_{2(s, l)}$ with a phase transition at 1996 K. In order to assess the degree of effect on the thermodynamic properties of the possible evaporation reactions in the tungsten oxide WO_3 arc, the thermodynamic characteristics of one of the reactions were calculated in which the $WO_{3(l)}$ state was selected as the standard state in the same temperature range. Thermodynamic analysis shows that at the reduction of WO_3 the formation of silicides WSi_2 and W_5Si_3 is most likely, then tungsten. The thermodynamic probability of formation of these silicides due to the reactions of the tungsten-silicon compound in standard states turns out to be substantially lower. The reducing ability of silicon in reactions with the formation of SiO_2 decreases with increasing temperature, while in the reactions with formation of SiO , on the contrary, it increases. Consequently, in the system under consideration at high melt temperatures (more than 2500 K), a change in the composition of the gas phase due to the formation of SiO is more likely. At temperatures below 1750 K, the slag phase can become more acidic due to the resulting silicon oxide SiO_2 . The evaporation of WO_3 in the arc increases the thermodynamic probability of the reduction reactions occurrence, but more at a low temperature.

Keywords: thermodynamic calculations, tungsten reduction, silicon, tungsten silicides, flux cored wire, surface welding, temperature.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-481-485

REFERENCES

1. Klimpel A., Lisiecki A., Janicki D. The study of properties of Ni-WC wires surfaced deposits. In: *Proceedings of 13th international scientific conference on achievements on mechanical and material engineering*. 16-19 may 2005, pp. 299–302.
2. 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.

3. Zahmatkesh B., Enayati M.H. A novel approach for development of surface nanocomposite by friction stir processing. *Mater. Sci. Eng.* 2010, vol. 527, pp. 6734–6740.
4. 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, pp. 2459–2464.
5. Badisch E., Kirchgabner M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. *Surf. Coat. Technol.* 2008, vol. 202, pp. 6016–6022.
6. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrasive deposits against abrasion. *Welding Int.* 2009, vol. 23, pp. 706–716.
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. Kirchgabner M., Badisch E., Franek F. Behavior of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008, vol. 265, pp. 772–779.
9. Chang C.-M., Chen Y.-C., Wu W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. *Tribol. Int.* 2010, vol. 43, pp. 929–934.
10. 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.
11. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*. 2007, vol. 263, pp. 99–110.
12. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Weld. J.* 2010, vol. 89, pp. 133–139.
13. 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.
14. Mendez P. Modern technologies for the deposition of wear-resistant overlays. In: *Weld overlay for wear protection*. Edmonton: Canadian Welding Association, 2013.
15. Gusev A.I., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Popova M.V., Osetkovsky I.V. A study on the properties of the deposited metal by flux cored wires 40GMFR and 40Kh3G2MF. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 12–33.
16. Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Kryukov R.E., Titov D.A., Shurupov V.M. New materials for welding and surfacing. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 150, pp. 12–31.
17. Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Titov D.A., Kolmogorov D.E., Gusarov D.E. On quality of a weld bead using power wire 35V9Kh3SF. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 125, pp. 1–8: All-Russian Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions, 26–28 November 2015, Yurga, Russia.

18. Samsonov G.V., Vinnitskii I.M. *Tugoplavkie soedineniya* [High melting compounds]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 560 p. (In Russ.).
19. Patsekin V.P., Rakhimov K.Z. *Proizvodstvo poroshkovoi provoloki [FCW production]*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 80 p. (In Russ.).
20. *Tekhnologiya elektricheskoi svarki metallov i splavov plavleniem* [Technology of metal electrical welding]. Paton B.E. ed. Moscow: Metallurgiya, 1974, 768 p. (In Russ.).
21. Kozyrev N.A., Bendre Yu.V., Goryushkin V.F., Shurupov V.M., Kozyreva O.E. Thermodynamics of WO_3 reduction by carbon. *Vestnik SibGIU*. 2016, no. 2 (16), pp. 15–18. (In Russ.).
22. Hansen M., Anderko K. *Constitution of binary alloys*. 2nd ed. New York: McGraw Hill, 1958. 1287 p.
23. *Termodinamicheskie svoystva individual'nykh veshchestv. Spravochnik. T. 1. Kn. 1* [Thermodynamic conditions of individual substances. Reference book. Vol.1. Book 1]. Glushko V.P., Gurvich L.V. etc. eds. Moscow: Nauka, 1978, 22 p. (In Russ.).
24. *NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0* [Electronic resource]: Available at URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf>
25. Barin I., Knacke O., Kubaschewski O. *Thermochemical Properties of Inorganic Substances*. Berlin: Springer-Verlag, 1977.
26. Ruzinov L.P., Gulyanitskii B.S. *Ravnovesnye prevrashcheniya metallurgicheskikh reaktsii* [Equilibrium transformations in metallurgical reactions]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 416 p. (In Russ.).

Information about the authors:

Yu.V. Bendre, Cand. Sci. (Ch.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (bendre@list.ru)
V.F. Goryushkin, Dr. Sci. (Ch.), Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (koax@sibsiu.ru)
R.E. Kryukov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (rek_nzrmk@mail.ru)
N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)
V.M. Shurupov, Postgraduate of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (grand1966@yandex.ru)

Received December 27, 2016

УДК 504.062:[658.567.1:622.713]

КОМПЛЕКСИРОВАНИЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ПЕРЕРАБОТКИ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОТХОДОВ ОБОГАТИТЕЛЬНЫХ ФАБРИК

*Шорохова А.В., старший преподаватель кафедры бизнеса и инноваций (shoroxova_a@mail.ru)
Новичихин А.В., д.т.н., доцент, зав. кафедрой транспорта и логистики (novitchihin@pochta.ru)*

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

Аннотация. Проведен анализ существующих отечественных и зарубежных технологий по переработке и утилизации железорудных отходов.

Для условий Кемеровской области обоснованы эффективные технологии утилизации отходов с получением дополнительной продукции, соответствующей требованиям потребителей. Эффективные технологии комплексированы в сценарии, обеспечивающие полный цикл рационального природопользования. Выполнена постановка задачи формирования сценариев переработки отходов. Разработаны сценарии поэтапной переработки железорудных отходов с извлечением полезных компонентов химическими методами, восстановлением нарушенных земель и созданием рекреационных зон на освобожденных территориях. Предложены рекомендации и технологические решения по круглогодичной переработке железорудных отходов химическими методами, в том числе в зимний период. Представлены карты отработки хвостохранилища с поэтапной переработкой и восстановлением нарушенных земель. Количество этапов определяется в зависимости от объема инвестиций и годовой производительности комплекса по переработке отходов с возможной одновременной отработкой нескольких секций. После полной выемки железорудных отходов из хвостохранилища проводятся подготовительные работы для постройки рекреационных зон – поиск тендера и выбор проекта зон отдыха, демонтаж и продажа оборудования, зданий и сооружений, восстановление земляного покрытия, посадка газона, саженцев деревьев и кустарников. Работы по восстановлению территории проводятся во время функционирования перерабатывающего предприятия; ввод в эксплуатацию зон отдыха осуществляется после его ликвидации. Осуществлено математическое моделирование сценариев переработки железорудных отходов обогатительных фабрик в условиях Кемеровской области по следующим показателям эффективности: экономический эффект; процесс восстановления нарушенных земель; объем загрязнений; численность населения горнопромышленных районов с нормативными социокультурными показателями; предотвращенный объем загрязнения на душу населения. Инструментарием модельных экспериментов является программный комплекс, реализационный в среде Scilab. Из предложенных сценариев выполнен отбор Парето-оптимальных решений графическим способом. Отбор приоритетных из Парето-оптимальных сценариев осуществляется ранжированием, основанным на уровнях социально-экологической безопасности (низкий, умеренный и высокий) в условиях Кемеровской области.

Ключевые слова: комплексирование технологий, сценарии, социально-экологическая безопасность, переработка, утилизация, рациональное природопользование, железорудные отходы, математическое моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-486-492

В Кемеровской области наиболее массовыми «неугольными» отходами являются хвосты обогащения железных руд [1, 2], что оказывает существенное негативное влияние на социально-экологическую обстановку в регионе с учетом объемов их переработки. В общей массе отходов, кроме тонкодисперсной «пустой» породы, содержатся тонны золота, десятки тонн серебра и сотни тысяч тонн железа, поэтому отвалы фабрик целесообразно рассматривать как техногенные месторождения. Дальнейшее распространение железорудных хвостов может привести к экологической катастрофе в регионе.

Железорудные отходы располагаются в хвостохранилищах, оборудованных пульпонасосными станциями оборотной воды с насосами и водоводами. Отходы обогащения располагаются, как правило, на расстоянии около 5 км от предприятий переработки. Основание хвостохранилищ состоит из естественного уплотненного слоя глины, что препятствует попаданию отходов в

почву и грунтовые воды. Содержание железа в отходах составляет более 15 %, из них порядка 3 % магнетита и около 2 – 4% пирита [1].

На основе анализа лучших отечественных и мировых практик [3 – 8] существуют следующие технологии переработки железорудных отходов: механические, гравитационные, флотационные, химические и магнитные методы обогащения (табл. 1).

В условиях Кемеровской области для железорудных отходов гравитационные методы переработки являются неэффективными, поскольку разница в плотности между полезными компонентами и породой невысока. Флотационные методы переработки требуют высоких капитальных вложений, основаны на гидрофильности и гидрофобности частиц, что экономически и экологически нецелесообразно по причине большого содержания серы в хвостах. Наиболее приоритетным методом переработки является химический [14, 16], позволяющий извлечь полезные компоненты, в том числе желе-

Технологии переработки и утилизации железорудных отходов

Table 1. Iron ore wastes processing and utilization technologies

Технология	Источники образования отходов
Производство кирпичей и строительных материалов [9]	Вскрышные породы рудников, породные отвалы обогатительных фабрик
Производство пористых заполнителей в качестве добавок при получении бетона и цемента [9]	Дробленые породные отходы добывающих и обогатительных производств
Строительство дорог, промышленных площадок, насыпей и других объектов [10]	Вскрышные породы рудников, породные отвалы обогатительных фабрик
Производство органоминеральных удобрений [11, 12]	Отходы добывающих и обогатительных производств
Использование в гидротехническом строительстве (в качестве насыпного материала для дамб, фильтрующего и сорбирующего материала) [11, 12]	Вскрышные породы рудников, породные отвалы обогатительных фабрик
Извлечение редкоземельных элементов флотационными [13], гравитационными, магнитными, гидрометаллургическими, химическими и бактериальными методами [11, 14, 15]	Отходы добывающих и обогатительных производств
Механизированная технология проведения выработок, позволяющая оставлять пустую породу на месте ее получения или размещать на закрываемых рудниках в пространство околоствольных дворов и вертикальных стволов [11, 12]	Вся порода или ее часть размещаются в выработанном пространстве рудника в качестве закладочного материала

зо из пирита. В результате существенно уменьшается содержание серы в железном концентрате. Таким образом, продукция, полученная из отходов, будет отвечать требованиям металлургической промышленности и других потребителей.

На базе разработанного организационно-технологического механизма управления социально-экологической безопасностью горнопромышленных районов [17] предлагается отбор и комплексирование безотходных технологий переработки железорудных отходов, обеспечивающих полный цикл рационального природопользования, в сценарии и определением их оптимального множества.

В этой связи задачу формирования сценариев переработки отходов можно сформулировать следующим образом:

Задача. Задан перечень вариантов по переработке отходов и рекультивации нарушенных земель $j, j \in [1; J]$. Каждый вариант характеризуется определенным набором технологий $Th(j)$ и показателей $F(j) = \{F_1(j), l \in [1; L]\}$. При $L = 5$ имеем: экономический эффект F_1 ; площади нарушенных и восстановленных земель F_2 ; объем загрязнений в результате негативной деятельности производства F_3 ; численность населения района с нормативными социокультурными показателями F_4 ; предотвращенный объем загрязнений на душу населения района F_5 .

Требуется сформировать набор сценариев $A_n, n \in [1; N]$ по переработке отходов с созданием рекреационных зон на рекультивированных землях из множеств j -х

вариантов, $j \in [1; J]$, которые снижают негативные последствия производства в соответствии с нормативными показателями $\{F_1^*\}$:

$$\sum_{i=1}^T \sum_{m=1}^M \sum_{n=1}^N \sum_{j=1}^J Kp_{imni} \rightarrow \min \text{ при } A_n = \bigcup_{j=1}^J Th(j)$$

при условиях

$$\begin{aligned} F_1^*(A) < F_1(A); F_2^*(A) < F_2(A); F_3(A) > F_3^*(A); \\ F_4^*(A) < F_4(A); F_5^*(A) < F_5(A), \end{aligned} \quad (1)$$

где Kp – капитальные затраты для внедрения безотходных технологий, руб.

В соответствии с поставленной задачей разработана процедура формирования и комплексирования сценариев по переработке отходов с созданием рекреационных зон на освобожденных территориях, позволяющая комплексировать существующие технологии [17]. Сценарии переработки железорудных отходов в условиях обогатительных фабрик Кемеровской области представлены в табл. 2.

Разработанные сценарии переработки железорудных отходов предусматривают выход на проектную мощность в 2020 г., поэтапное восстановление освобожденных территорий с 2020 г., строительство рекреационных зон (озелененные парки отдыха) с 2031 г.

В соответствии с особенностями химических, технологических характеристик и пространственного расположения хвостохранилищ железорудных обогати-

Сценарии переработки железорудных отходов до 2035 года

Table 2. Iron ore wastes processing scenarios up to 2035

Характеристика	Показатель
Сценарий СМ. Строительство (2017 – 2018 гг.) и ввод комплекса по переработке хвостов с получением материалов для строительных нужд (отсыпка дорог, насыпей, дамб и прочее) в 2019 г.	Производительность комплекса 0,7 млн. т/год (100 т/ч). Объем инвестиций 30 млн. руб
Сценарий ЖКСВ. Строительство (2017 – 2018 гг.) и ввод комплекса по переработке хвостов с получением 60 – 62 % железорудного концентрата методом кучного выщелачивания серной кислотой в 2019 г.	Производительность комплекса 0,7 млн. т/год (100 т/ч). Объем инвестиций 64 млн. руб. Выход концентрата 60 тыс. т/год
Сценарий ЖКБВ. Строительство (2017 – 2018 гг.) и ввод комплекса по переработке хвостов с получением 60 – 62 % железорудного концентрата методом биологического выщелачивания тионовыми бактериями в 2019 г.	Производительность комплекса 0,7 млн. т/год (100 т/ч). Объем инвестиций 54 млн. руб. Выход концентрата 60 тыс. т/год
Сценарий ЗКБВ. Строительство (2017 – 2018 гг.) и ввод комплекса по переработке хвостов с получением 60 % золоторудного концентрата методом биологического выщелачивания тионовыми бактериями в 2019 г.	Производительность комплекса 0,7 млн. т/год (100 т/ч). Объем инвестиций 60 млн. руб. Выход концентрата 40 кг/год
Сценарий ЗКЦВ. Строительство (2017 – 2018 гг.) и ввод комплекса по переработке хвостов с получением 65 – 70 % золоторудного концентрата методом кучного выщелачивания (ционирование) в 2019 г.	Производительность комплекса 0,7 млн. т/год (100 т/ч). Объем инвестиций 96 млн. руб. Выход концентрата 48 кг/год
Сценарий МКБВ. Строительство (2017 – 2018 гг.) и ввод комплекса по переработке хвостов с получением 65 % медного концентрата методом биологического выщелачивания тионовыми бактериями в 2019 г.	Производительность комплекса 0,7 млн. т/год (100 т/ч). Объем инвестиций 96 млн. руб. Выход концентрата 56 т/год
Сценарий СКБВ. Строительство (2017 – 2018 гг.) и ввод комплекса по переработке хвостов с получением 65 % концентрата серебра методом биологического выщелачивания тионовыми бактериями в 2019 г.	Производительность комплекса 0,7 млн. т/год (100 т/ч). Объем инвестиций 60 млн. руб. Выход концентрата 80 кг/год

тельных фабрик сценарии предусматривают излечение полезных компонентов круглогодично методом кучного выщелачивания. Хвосты обогащения орошаются слабым раствором серной кислоты H_2SO_4 . В зимний период времени предлагаются следующие технологические решения: линию орошения покрыть 2-м слоем руды для изоляции от низких температур [14, 16].

Вследствие пространственной удаленности хвостохранилища от фабрики и климатических особенностей Кемеровской области раствор с полезными компонентами рекомендуется транспортировать по имеющимся трубопроводам на фабрику для дальнейшего восстановления и обезвоживания [18].

Технологический комплекс по восстановлению и осаждению полезных компонентов, полученных из хвостов обогащения, предлагается разместить в цехе обогащения. Дальнейшее обезвоживание рекомендуется проводить на имеющемся оборудовании, породу использовать для строительных целей в качестве минеральных добавок к асфальтобетону и земляного покрытия. В случае отсутствия спроса на строительные материалы – рекультивировать отходы после извлечения полезных компонентов с высадкой саженцев деревьев и кустарников.

Структура и последовательность работ по отработке отвала (рис. 1) осуществляется так: площадь хвостохра-

нилища разделяется на несколько секций. Количество секций и их размер определяются объемом инвестиций и мощностью перерабатывающего предприятия. На первом этапе производится отработка первой секции отстойника: выемка отходов с последующей рекультивацией площади первой секции.

На следующих этапах после полной выемки отходов из хвостохранилища на территории предприятия проводятся подготовительные работы для создания зон отдыха. В зависимости от объема инвестиций и годовой производительности установки по переработке отходов возможно осуществление отработки одновременно нескольких секций хвостохранилища, например первой и последней.

После полной выемки отходов из отстойника (этап $n - 5$) осуществляется поиск тендера на проект рекреационных зон. Подготовительные работы для постройки рекреационных зон (этапы с $n - 5$ по n) состоят из выбора проекта рекреационных зон; демонтажа и продажи оборудования, демонтажа (модернизации) зданий и сооружений; восстановления земляного покрытия прилегающих территорий; посадки газона, саженцев деревьев и кустарников. Этапы проводятся во время функционирования перерабатывающего предприятия. Ввод в эксплуатацию зон отдыха осуществляется после ликвидации

предприятия (этапа n). Таким образом, осуществляется полный цикл рационального природопользования.

Инструментарием модельных экспериментов является программный комплекс, состоящий из пяти моделей социально-экологической безопасности:

«Экономика» (F_1), «Экология» (F_2), «Экологоемкость производства» (F_3), «Социум» (F_4) и «Предотвращенный ущерб» (F_5) [19]. Программный комплекс реализован в среде Scilab, результаты модельных экспериментов представлены на рис. 2.

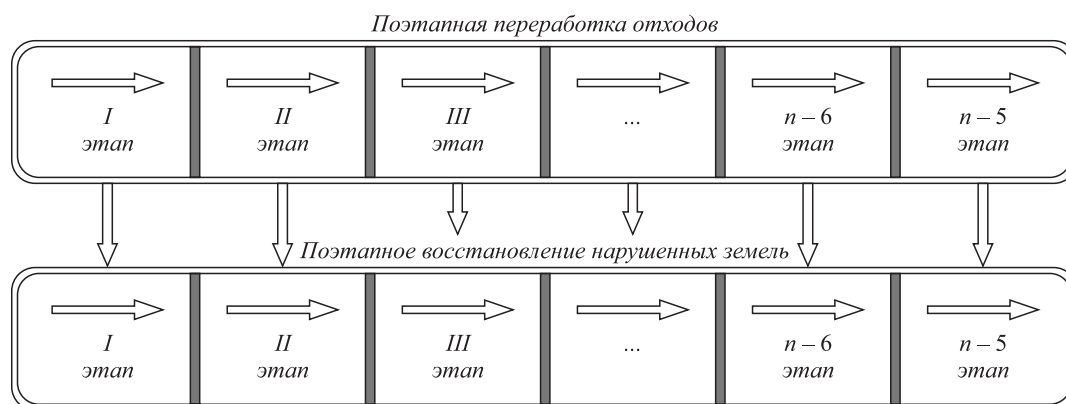


Рис. 1. Карты отработки хвостохранилища

Fig. 1. Maps of tailing dumps processing

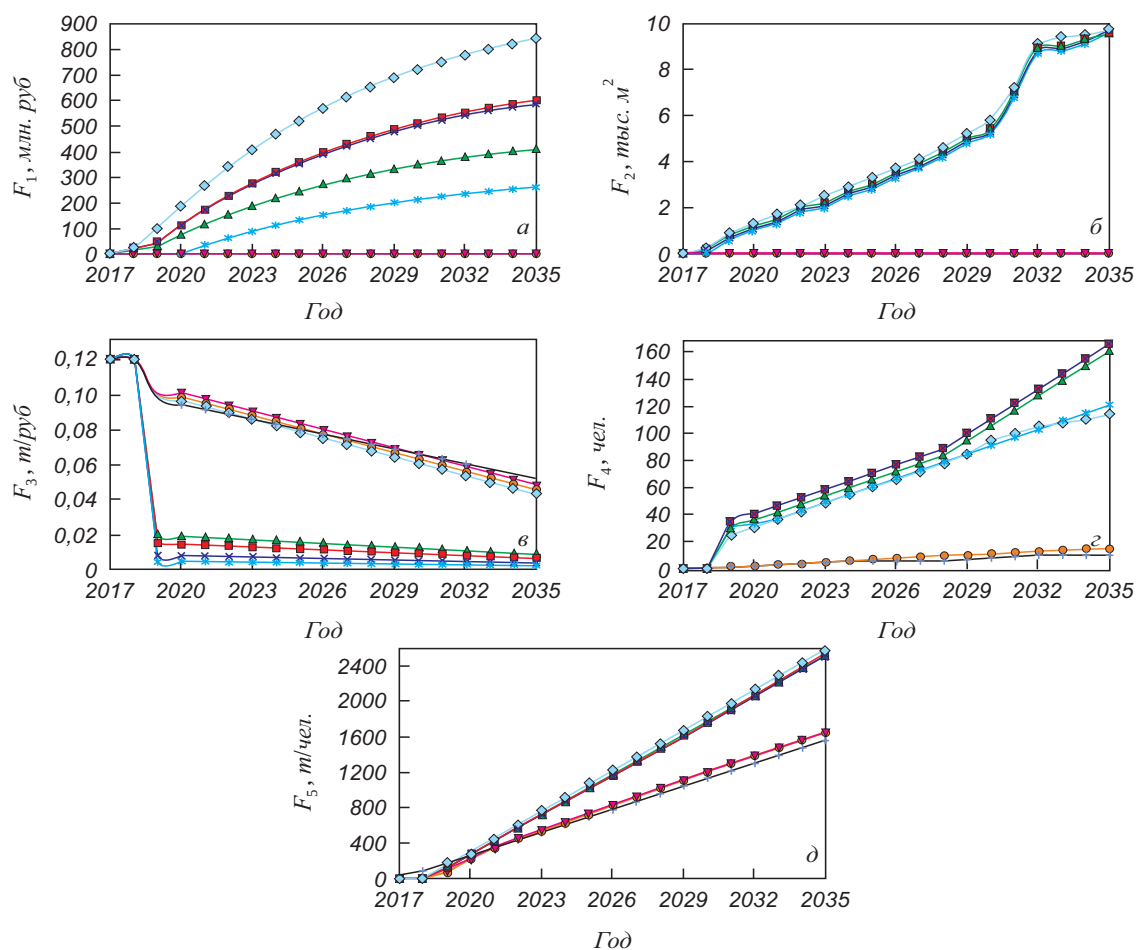


Рис. 2. Результаты математического моделирования сценариев переработки железорудных отходов обогатительных фабрик в Кемеровской области:

◆ – СМ, ■ – ЖКСВ, ▲ – ЖКБВ, × – ЗКБВ, * – ЗКЦВ, ● – МКБВ, ▼ – СКБВ, + – ограничение

Fig. 2. The results of mathematical modeling of processing scenarios of concentrating plants iron ore wastes in the Kemerovo region:

◆ – CM, ■ – ICSL, ▲ – ICBL, × – GCBL, * – GCCL, ● – CCBL, ▼ – SKBL, + – limitation

Планируемые показатели сценариев переработки отходов представлены в табл. 3. Из разработанных сценариев (табл. 2) осуществляется отбор Парето-оптимальных решений графическим способом [20] (рис. 3). В качестве показателей оптимальности обоснованы следующие: экономический эффект (F_1), площади нарушенных и восстановленных земель (F_2), численность населения с нормативными социокультурными показателями (F_4). При этом показатели объем загрязнений (F_3) и предотвращенный объем загрязнения на душу населения (F_5) приняты в качестве ограничений.

Парето-оптимальными сценариями переработки железорудных отходов являются СМ, ЖКСВ, ЗКБВ. Для отбора приоритетных из Парето-оптимальных сценариев осуществляется их ранжирование, основанное на

уровнях социально-экологической безопасности: низким (Н), умеренном (С) и высоком (В). Значения границ показателей между низким и умеренным, умеренным и высоким уровнями соответственно определяются экспертным методом. Из Парето-оптимальных сценариев к рангу 1 относят ЖКСВ и ЗКБВ.

Выводы. На основе анализа технологий переработки и утилизации железорудных отходов сформированы комплексные сценарии устранения и ликвидации негативных воздействий обогатительных фабрик на социально-экологическую безопасность горнопромышленных районов. Математическое моделирование процессов утилизации техногенных ресурсов позволяет обосновать компромиссные решения по согласованию интересов собственников, органов регионального управления и инвесторов. Комплексирование и математическое моделирование технологий переработки железорудных отходов обеспечивают структурный синтез поэтапных процессов утилизации отходов, рекультивации нарушенных земель и создания рекреационных зон, снижение эколого-экономических затрат перерабатывающих производств и реализацию полного цикла рационального природопользования, повышение уровня социально-экологической безопасности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Статистическая информация по вопросам охраны окружающей среды по регионам Сибирского федерального округа (СФО) за 2015 год [Электронный ресурс] / Экология и природные ресурсы Кемеровской области. Режим доступа: <http://ecokem.ru/wp-content/uploads/2016/09/СФО-за-20151.pdf> (Дата обращения 22 мая 2017 г.)
2. Регионы России. Социально-экономические показатели 2015: Статистический сборник. – М.: Росстат, 2015. – 900 с.
3. Putz H. J. Final fate of residues from the German recovered paper processing industry // 7 Research Forum on Recycling, Quebec City, Sept. 27–29. PARTAC. 2004. P. 239 – 244.
4. Mouravykh A.I. A chapter from the book «Security of Russia. Environment protection problems, sustainable development and ecological security». – Moscow, 2000. – 150 p.
5. Spladding L. Environmental Management for Business. John Wiley and Sons Inc. 1996.
6. Finch J.A. Column Flotation: A Selected Review, Part IV – Novel Flotation Devices // Minerals Engineering. 1995. Vol. 8. № 6. P. 587 – 602.
7. Koch A., Assis T., Magnaghi C.P. The Illustrated Method of Archimedes: Utilizing the Law of the Lever to Calculate Areas, Volumes, and Centers of Gravity. Montreal: C. Keys Inc., 2012. – 48 p.
8. Mineral processing plant design, practice and control, vol. 1. SME Symposium proceedings, Vancouver BC, Canada, Oct. 20 – 24, 2002. – 1264 p.
9. Нагин А.С. Проблема сырьевого обеспечения нерудными материалами строительных компаний // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2010. № 1. С. 55 – 59.
10. Калаева С.З., Макаров В.М., Ерехинская А.Г. Нанотехнология получения магнитных жидкостей из железосодержащих отходов // Нанотехника. 2008. № 3. С. 80 – 82.

Т а б л и ц а 3

Показатели сценариев переработки железорудных отходов на 2035 г.

Table 3. Indicators of iron ore wastes processing scenarios in 2035

Сценарий	F_1 , млн. руб	F_2 , тыс. м ²	F_3 , т/руб	F_4 , чел.	F_5 , т/чел.
СМ	841,02	9,6500	0,043	114	2587,0
ЖКСВ	601,50	9,5000	0,006	166	2547,0
ЖКБВ	412,11	9,5000	0,009	161	2524,9
ЗКБВ	590,50	9,7000	0,003	164	2516,9
ЗКЦВ	263,00	9,3000	0,002	121	2501,9
МКБВ	5,00	0,0001	0,045	15	1645,2
СКБВ	2,00	0,0001	0,048	10	1656,2

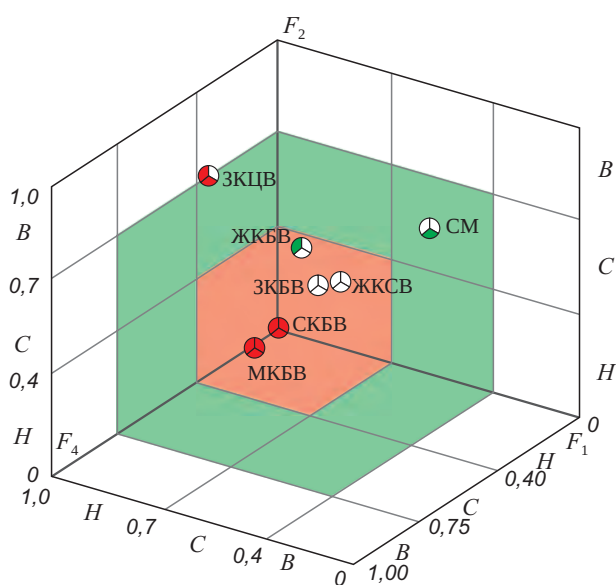


Рис. 3. Определение Парето-оптимального множества сценариев переработки железорудных отходов

Fig. 3. Determination of Pareto-optimal set of iron ore wastes processing scenarios

11. Астахов А.С. Геоэкономика (системная экономика промышленного недропользования). – М.: ООО «МИГЭК», 2004. – 488 с.
12. Астахов А.С. Экологическая безопасность и эффективность природопользования. 2-е изд., стер. – М.: Изд-во «Горная книга», 2009. – 323 с.
13. Miettinen T., Ralsen J., Fornasiero D., 2010, The limits of fine particle flotation // *Minerals Engineering*. 2010. Vol 23. P. 420 – 437.
14. Krauth, Richard G. 1991 Controlled Percolation System and Method for Heap Leach Mining. United States Patent 5,005,806. April 9. – 1991.
15. Gupta A., Yan D. Mineral Processing Design and Operation: An Introduction // Elsevier Science, 2006. – 718 p.
16. Thiel R.S., Smith, M.E. State Of The Practice Review of Heap Leach Pad Design Issues // *Proc. GRI-18*, Las Vegas, Nevada, USA. 2003. Vol. 22. P. 555 – 568.
17. Шорохова А.В., Новичихин А.В. Социально-экологическая безопасность горнопромышленных районов: разработка и конкретизация организационно-технологического механизма управления // *Экономика и менеджмент системы управления*. 2016. № 4.1. С. 194 – 200.
18. Lowrie R. SME Mining Reference Handbook. Society for Mining, Metallurgy, and Exploration, Inc. (SME) // Electronic edition published. 2009. 448 p.
19. Шорохова А.В., Новичихин А.В. Имитационные модели социально-экологической безопасности горнопромышленных районов // *Экономика и менеджмент системы управления*. 2016. № 4. С. 93 – 100.
20. Новичихин А.В., Фрянов В.Н. Формирование комплексных сценариев развития социально-экономических систем топливно-сырьевого региона // *Экономика и менеджмент систем управления*. 2014. № 3.1. С. 165 – 172.

Поступила 10 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 6, pp. 486–492.

INTEGRATION AND MATHEMATICAL MODELING OF PROCESSING TECHNOLOGIES OF CONCENTRATING PLANT IRON ORE WASTE

A.V. Shorokhova, A.V. Novichikhin

REFERENCES

Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk

Abstract. The analysis of existing domestic and international technologies of processing and utilization of iron ore wastes was carried out. For the Kemerovo region, effective technologies of waste recycling were provided for additional products meeting all consumers' requirements. These technologies were integrated into scenarios that provide a full cycle of rational nature management. The task of waste processing scenarios generation has been formulated. Scenarios for gradual processing of iron ore waste with extraction of useful components by chemical methods, reclamation of disturbed lands and creation of recreation zones in the exempt lands were developed. Recommendations and technological solutions for all-the-year processing, including winter, of iron ore waste by chemical methods are offered. The maps of tailings dumps processing with stage-by-stage processing and reclamation of disturbed lands are presented. The number of stages is determined by investments and annual capacity of waste recycling complex with possible simultaneous operation of several sections. After the complete excavation of iron ore wastes from the tailing dumps, preparatory work was carried out for construction of recreation areas, including searching for a tender, choosing the design of recreation areas, equipment, buildings and structures dismantling and selling, soil reclamation, lawns, trees and shrubs planting. Reclamation of the territory was carried out during the operation of processing plant; commissioning of recreation areas was made after the end of operation. Mathematical modeling of scenarios for concentration plants iron ore wastes processing in the Kemerovo region was carried out based on the following performance indicators: economic effect; reclamation of disturbed lands; pollution; mining area population with normative socio-cultural indicators; prevented pollution per capita. The toolkit of model experiments is a software package for Scilab environment. From the proposed scenarios, Pareto-optimal solutions were selected graphically. Selection of priorities among Pareto-optimal scenarios was carried out by ranking, based on levels of social and environmental safety (low, moderate and high) in the Kemerovo region.

Keywords: integration of technologies, scenarios, social and environmental safety, processing, utilization, rational nature management, iron ore wastes, mathematic modeling.

1. *Statisticheskaya informatsiya po voprosam okhrany okruzhayushchei sredy po regionam Sibirskogo federal'nogo okruga (SFO) za 2015 god* [Statistic information on environmental protection in the regions of the Siberian Federal District (SFD) in 2015]. *Ekologiya i prirodnye resursy Kemerovskoi oblasti* [Ecology and nature resources of Kemerovo region]. Available at URL: <http://ecokem.ru/wp-content/uploads/2016/09/СФО-за-20151.pdf> (Accessed 22.05.2017). (In Russ.).
2. *Regiony Rossii. Sotsial'no-ekonomicheskie pokazateli 2015: Statisticheskii sbornik* [Regions of Russia. Social and economic indicators of 2015: Statistics collection]. Moscow: Rosstat, 2015, 900 p. (In Russ.).
3. Putz H. -J. Final fate of residues from the German recovered paper processing industry. *7 Research Forum on Recycling*. Quebec City, Sept. 27–29. PARTAC, 2004, pp. 239–244.
4. Mouravykh A.I. *Security of Russia. Environmental protection problems, sustainable development and ecological security*. Moscow, 2000, 150 p.
5. Spladding L. *Environmental management for business*. John Willy and Sons Inc. 1996.
6. Finch J.A. Column flotation: A Selected Review, Part IV – Novel Flotation Devices. *Minerals Engineering*. 1995, vol. 8, no. 6, pp. 587–602.
7. Koch A., Assis T., Magnaghi C.P. *The illustrated method of Archimedes: utilizing the law of the lever to calculate areas, volumes, and centers of gravity*. Montreal: C. Roy Keys Inc., 2012, 48 p.
8. Mineral processing plant design, practice and control. Vol. 1. *SME Symposium proceedings, Vancouver BC, Canada, Oct. 20 – 24, 2002*, 1264 p.
9. Nagin A.S. Issue of non-metallic materials provision as a resource for civil engineering companies. *Gornyi informatsionno-analiticheskii byulleten'*. 2010, no. 1, pp. 55–59. (In Russ.).
10. Kalaeva S.S., Makarov V.M., Erekhinskaya A.G. Nanotechnology of production of magnetic liquids out of iron containing wastes. *Nanotekhnika*. 2008, no. 3, pp. 80–82. (In Russ.).
11. Astakhov A.S. *Geoekonomika (sistemnaya ekonomika promyshlennogo nedropol'zovaniya)* [Goeconomics (System economics of industrial mineral resources management)]. Moscow: MIGEK, 2004, 488 p. (In Russ.).
12. Astakhov A.S. *Ekologicheskaya bezopasnost' i effektivnost' prirodopol'zovaniya* [Ecologic safety and effectiveness of nature management]. Moscow: Gornaya kniga, 2009, 323 p. (In Russ.).

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-486-492

13. Miettinen T., Ralson J., Fornasiero D. The limits of fine particle flotation. *Minerals Engineering*. 2010, vol. 23, pp. 420–437.
14. Krauth Richard G. *Controlled Percolation System and Method for Heap Leach Mining*. United States Patent 5,005,806. April 9. 1991.
15. Gupta A., Yan D. *Mineral Processing Design and Operation: An Introduction*. Elsevier Science, 2006, 718 p.
16. Thiel R.S., Smith, M.E. State of the practice review of heap leach pad design issues. *Proc. GRI-18, Las Vegas, Nevada, USA*. 2003, vol. 22, pp. 555–568.
17. Shorokhova A.V., Novichikhin A.V. Social and ecological safety of mining areas: development and determination of organizational and technological management mechanisms. *Ekonomika i menedzhment sistemy upravleniya*. 2016, no. 4.1, pp. 194–200. (In Russ.).
18. Lowrie R. *SME Mining reference handbook*. Society for Mining, Metallurgy, and Exploration, Inc. (SME). Electronic edition, 2009, 448 p.
19. Shorokhova A.V., Novichikhin A.V. Simulation models of social and ecological safety of mining areas. *Ekonomika i menedzhment sistemy upravleniya*. 2016, no. 4, pp. 93–100. (In Russ.).
20. Novichikhin A.V., Fryanov V.N. Generation of integrated scenarios of socio-economic systems in fuel and resource producing region. *Ekonomika i menedzhment sistem upravleniya*. 2014, no. 3.1, pp. 165–172. (In Russ.).

Information about the authors:

A.V. Shorokhova, Senior Lecturer of the Chair of Business and Innovation (shorokova_a@mail.ru)

A.V. Novichikhin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Transport and Logistics (novichikhin@pochta.ru)

Received May 10, 2017

УДК 519.677

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАПОЛНЕНИЯ МЕТАЛЛОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРА УНРС*

Одинокое В.И.¹, д.т.н., профессор-консультант кафедры
«Машиностроение и металлургия» (odinokov@uralweb.ru)

Дмитриев Э.А.¹, д.т.н., профессор, ректор (rector@knastu.ru)

Евстигнеев А.И.^{1,2}, д.т.н., профессор, советник при ректорате (diss@knastu.ru)

¹ Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет
(681013, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

² Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН
(681005, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, ул. Металлургов, 1)

Аннотация. Математическое моделирование течения жидкого расплава в кристаллизаторе установки непрерывной разливки стали до сих пор является малоизученным. Аналитические решения течения расплава в общем случае являются сложной математической задачей. Тем не менее для некоторых случаев точные решения найдены. Такие аналитические решения служат средством проверки результатов численных методов решения. Цель настоящей работы – использование численного метода, предложенного профессором В.И. Одиноким, основанного на конечно-разностном представлении исходной системы уравнений. Метод успешно использован в механике сплошных сред, в литейном производстве при математическом моделировании напряженного деформированного состояния оболочковых форм по выплавляемым моделям, а также и в других технологических работах, что говорит о его универсальности. В настоящей работе объектами исследований стали гидродинамические и тепловые потоки жидкого металла при разливке стали в кристаллизатор прямоугольного сечения установки непрерывной разливки стали, а результатом – пространственная математическая модель, описывающая потоки жидкого металла в кристаллизаторе. Для моделирования процессов, протекающих при заполнении, использован программный комплекс «Одиссей». В основу теоретических расчетов положены основополагающие уравнения гидродинамики, уравнения математической физики (уравнение теплопроводности с учетом массопереноса) и апробированный численный метод. Решение сформулированной в работе системы дифференциальных уравнений осуществляли численным способом. Исследуемую область разбивали на элементы конечных размеров, для каждого элемента записывали в разностном виде полученную систему уравнений. Результат решения – поля скоростей потока металла и температурные поля в объеме кристаллизатора. Для решения полученной системы алгебраических уравнений разработаны численные схемы и алгоритмы расчета. По разработанным численным схемам и алгоритмам составлена программа расчета на языке Fortran-4. Математическая модель позволяет варьировать геометрические размеры кристаллизатора и сечения отверстий выхода металла из погружного стакана, а также может помочь понять схему движения разливаемого металла, влияющую на теплоотвод стенками кристаллизатора, и найти оптимальные параметры выхода жидкого металла из погружного стакана при различных режимах разливки. Приведен пример расчета разливки стали в кристаллизатор прямоугольного сечения высотой 100 см. Разливку осуществляли из погружного стакана симметрично в обе стороны в горизонтальной плоскости. Результат решения представлен в графической форме. Показано движение потоков жидкого металла в разных сечениях кристаллизатора. Выявлены области кругового течения металла, а также области в объеме кристаллизатора, где наблюдается вихревое движение жидкого металла, определены их величины и интенсивность. Представленное поле температур указывает на наличие локальной области с высокой температурой на стенке кристаллизатора, что объясняется направленным потоком горячего металла, выходящего из отверстия погружного стакана.

Ключевые слова: численное моделирование, гидродинамика, тепломассоперенос, жидкий металл, разливка, кристаллизатор, установка непрерывной разливки стали.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-493-499

Процесс разливки металла в установке непрерывной разливки стали (УНРС) осуществляется следующим образом (рис. 1): из промежуточного ковша жидкий металл (ЖМ) через погружной керамический стакан и отверстия поступает в водоохлаждаемый кристаллизатор прямоугольного сечения. На стенках кристаллизатора вследствие отвода тепла образуется корочка, которая специальными вытяжными устройствами вытягивается из кристаллизатора со скоростью v_u .

С целью упрощения решения задачи принимаем, что погружной стакан квадратного поперечного сече-

ния, и пренебрегаем нарастающей корочкой. Толщина корочки в нижней части кристаллизатора составляет 10 – 20 мм, поперечное сечение кристаллизатора 2000×250 мм. Тогда с учетом двухплоскостной симметрии формализованная расчетная схема может быть представлена в виде, показанном на рис. 2: будем рассматривать четвертую часть области течения жидкого металла (S_6, S_9 – поверхности симметрии; на виде «С» показаны окна, через которые жидкий металл поступает в кристаллизатор).

Изменяя геометрические параметры окон, можно менять объем металла, вытекающего через каждое окно, а, следовательно, и кинематику истечения металла.

* Обработку численных результатов выполнил к.т.н. А.И. Горнаков.

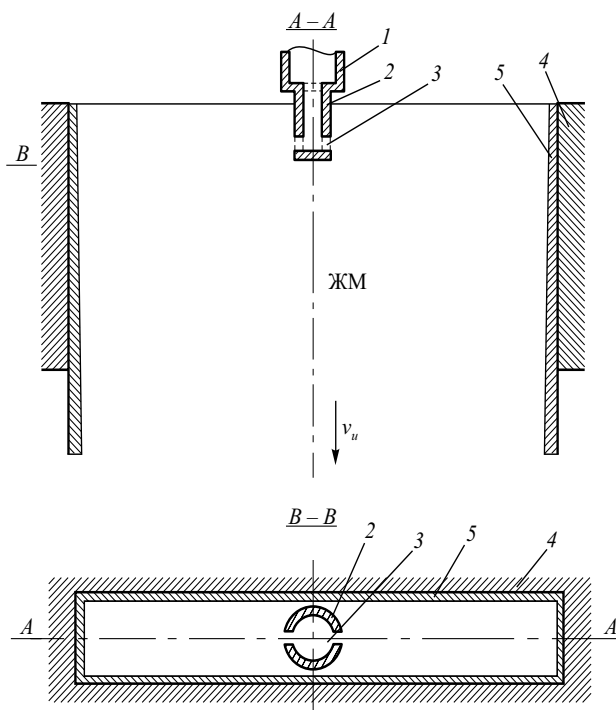


Рис. 1. Процесс разливки металла в установке непрерывной разливки стали:

1 – промежуточный ковш; 2 – погружной стакан;
3 – выходные отверстия погружного стакана; 4 – кристаллизатор;
5 – закристаллизовавшийся металл

Fig. 1. Process of metal casting in the continuous casting plant:
1 – tundish; 2 – submerged nozzle; 3 – outlets of the submerged nozzle;
4 – mold; 5 – crystallized metal

Процесс стационарный. Среду (жидкий металл) будем считать несжимаемой. Исходя из сформулированных допущений, запишем систему дифференциальных уравнений в декартовой системе координат.

Для несжимаемой жидкости ($\rho = \text{const}$) и стационарного течения $\partial v_i / \partial \tau = 0$ имеем следующую систему уравнений гидродинамики:

– закон количества движения:

$$F_i^* - \frac{\partial p}{\partial x_i} + \mu \nabla^2 v_i = I_i; F_2^* = F_3^* = 0;$$

$$I_i = \rho \frac{dv_i}{d\tau}, \frac{dv_i}{d\tau} = v_k \frac{\partial v_i}{\partial x_k}, i, k = 1, 2, 3; \quad (1)$$

$$\nabla^2 v_i = \frac{\partial^2 v_i}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2 v_i}{\partial x_2^2} + \frac{\partial^2 v_i}{\partial x_3^2};$$

– уравнение несжимаемости:

$$v_{i,i} = 0, i = 1, 2, 3; \quad (2)$$

– уравнение теплопроводности (с учетом массопереноса и стационарности)

$$\frac{d\theta}{d\tau} = a \nabla^2 \theta, \frac{d\theta}{d\tau} = v_i \frac{\partial \theta}{\partial x_i}, i = 1, 2, 3, \quad (3)$$

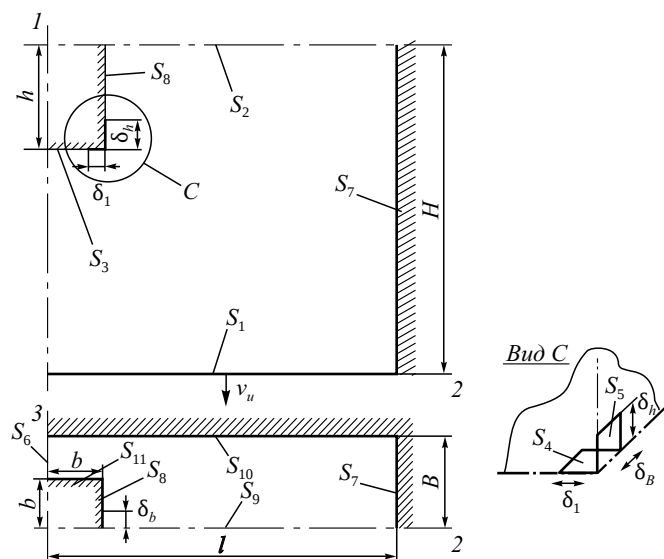


Рис. 2. Формализованная расчетная схема задачи

Fig. 2. Formalized design scheme of the task

где p – давление в данной точке ($p = -\sigma$); σ – гидростатическое напряжение; μ – коэффициент вязкости, $\text{г} \cdot \text{с} / \text{см}^2$; v_i – проекции скоростей перемещений по координатным осям x_i ($i = 1, 2, 3$); ρ – плотность жидкого металла; F_i^* – проекции удельной объемной силы на координатные оси x_i ($i = 1, 2, 3$); τ – время; ∇^2 – оператор Лапласа; θ – температура; $a = \lambda / (c\rho)$ – коэффициент температуропроводности; λ , c и γ – коэффициент теплопроводности, удельная теплоемкость и плотность металла (коэффициенты принимаются постоянными; в формулах (1) – (3) используется суммирование по повторяющимся индексам).

Уравнения (1) и (2) описывают течение ньютоновской вязкой несжимаемой жидкости, для которой справедливы уравнения

$$\sigma_{ij,j} + F_i^* = I_i^*, I_i^* = \rho \left(\dot{v}_i + v_k \frac{\partial v_i}{\partial x_k} \right); \quad (4)$$

$$\sigma_{ij} = \sigma \delta_{ij} = 2\mu \xi_{ij}, \xi_{ij} = \frac{1}{2} (v_{i,j} + v_{j,i}); \quad (5)$$

$$v_{i,i} = 0, i = 1, 2, 3; \quad (6)$$

здесь σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; ξ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформаций; δ_{ij} – символ Кронекера.

Для стационарного процесса

$$\dot{v}_i = \frac{\partial v_i}{\partial \tau} = 0, i = 1, 2, 3.$$

Покажем, что система уравнений (4) – (6) эквивалентна системе (1), (2). Выразим из уравнений (5) значения $\sigma_{ij} = \sigma \delta_{ij} + 2\mu \xi_{ij}$ и подставим их в уравнение движения (4)

$$(\sigma\delta_{ij} + 2\mu\xi_{ij})_j + F_i^* = \rho \frac{dv_i}{d\tau}, \quad i, j = 1, 2, 3.$$

Для того, чтобы полученные зависимости соответствовали уравнению (1), достаточно показать, что

$$(\sigma\delta_{ij} + 2\mu\xi_{ij})_j \equiv \mu \nabla^2 v_i - \frac{\partial p}{\partial x_i}.$$

Продифференцируем левую часть тождества с учетом того, что $\xi_{ij} = 0,5(v_{i,j} + v_{j,i})$:

$$\begin{aligned} (\sigma\delta_{ij} + 2\mu\xi_{ij})_j &\equiv (\sigma\delta_{ij})_j + \mu(v_{i,j} + v_{j,i})_j; \\ (\sigma\delta_{ij})_j &= \frac{\partial \sigma}{\partial x_j}. \end{aligned} \quad (7)$$

Далее получим

$$\mu \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) = \mu \frac{\partial^2 v_i}{\partial x_j \partial x_j} + \mu \frac{\partial^2 v_j}{\partial x_i \partial x_j}, \quad (8)$$

но $\mu \frac{\partial^2 v_i}{\partial x_j \partial x_j} = \mu \nabla^2 v_i$, и, дифференцируя уравнение несжимаемости по координате x_i , получим

$$\frac{\partial}{\partial x_i} \left(\frac{\partial v_j}{\partial x_j} \right) = 0 \Rightarrow \mu \frac{\partial^2 v_j}{\partial x_i \partial x_j} = 0.$$

Следовательно, при условии несжимаемости жидкости (6) выражение (8) примет вид

$$\mu \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) = \mu \nabla^2 v_i. \quad (9)$$

Учитывая равенства (7) и (9), а также условие, что $p = -\sigma$, получаем уравнение (1), что и требовалось доказать.

Переход от системы (1), (2) к системе (4) – (6) выполнен, чтобы воспользоваться апробированным численным методом [1], разработанным для решения подобных систем уравнений.

Граничные условия задачи

$$\begin{aligned} \sigma_{11}|_{S_2} &= -p_1; \quad (\sigma_{12} = \sigma_{13})|_{S_i} = 0, \quad i = 1 \div 4; \\ (\sigma_{21} = \sigma_{23})|_{S_i} &= 0, \quad i = 5 \div 8; \\ (\sigma_{31} = \sigma_{32})|_{S_i} &= 0, \quad i = 9 \div 11; \quad v_1|_{S_1} = v_u; \\ v_1|_{S_3} &= 0; \quad v_1|_{S_4} = v_1^*; \quad v_2|_{S_i} = 0, \quad i = 6 \div 8; \\ v_2|_{S_5} &= v_2^*; \quad v_3|_{S_i} = 0, \quad i = 9 \div 11; \end{aligned} \quad (10)$$

$$\begin{aligned} \theta|_{S_1} &= \theta_1^*; \quad \theta|_{S_2} = \theta_2^*; \quad \theta|_{S_3} = \theta_3^*; \quad \theta|_{S_5} = \theta_5^*; \\ \theta|_{S_8} &= \theta_8^*; \quad \theta|_{S_{11}} = \theta_{11}^*; \quad q_1|_{S_{10}} = q_1^*; \quad q_2|_{S_6} = 0; \\ q_2|_{S_7} &= q_2^*; \quad q_3|_{S_9} = 0, \end{aligned} \quad (11)$$

где v_u – скорость вытягивания слитка (рис. 2); $v_i^* (i = 1, 2)$ – скорость выхода жидкого металла из окон S_4, S_5 погружного стакана; $\theta_i^* (i = 1, 2)$ – заданная по экспериментальным данным функция распределения температуры металла на поверхностях $S_i, i = 1, 2$; $\theta_i^* = \theta_i^*(x_2, x_3)$; $q_i^* (i = 1, 2)$ – заданные по экспериментальным данным тепловые потоки через поверхности S_{10}, S_7 .

Решение этой задачи состоит из двух этапов: 1 – решение системы уравнений (4) – (6) при наличии граничных условий (10); 2 – решение уравнения (3) при наличии граничных условий (11) и значений $v_i, i = 1, 2, 3$, полученных из решений уравнений первого этапа.

Численная схема решения уравнений течения металла. Для решения системы дифференциальных уравнений (4) – (6) использовали численный метод [1], который применяли в работах [2 – 4] и др., согласно которому расчетная область разбивается на ортогональные элементы конечных размеров. Для каждого элемента записывается в разностном виде система (4) – (6), которая решается по разработанному алгоритму с учетом граничных условий (10). В результате решения получаем поля напряжений σ_{ij} и скоростей перемещений v_i по граням каждого элемента.

Численная схема решения уравнения теплопроводности. Для решения уравнения (3) с учетом граничных условий (11) использовали численный метод [1]. Исследуемая область разбивается на элементы ортогональной формы, для каждого элемента записывается тепловой баланс через входящие и выходящие из элемента потоки тепла. В результате получается система уравнений по каждому элементу.

В работе [1] доказывается, что полученные уравнения справедливы для любой ортогональной системы координат, рассматривается процесс численной реализации решения при заданных граничных условиях, строится итерационная процедура (прогонка), доказывается ее сходимость. Следуя методике работы [1], уравнение теплопроводности (3) по элементу (рис. 3) для стационарного случая с учетом массопереноса без внутренних источников тепла будет иметь вид

$$\begin{aligned} \sum_{i=1}^3 t_{i2} (\theta_i^+ - \theta_k) - \sum_{i=1}^3 t_{i1} (\theta_k - \theta_i^-) &= \\ = \sum_{i=1}^3 t_i (\theta_k - \theta_i^-) + \sum_{i=1}^3 a_i (\theta_i^+ - \theta_k); \end{aligned} \quad (12)$$

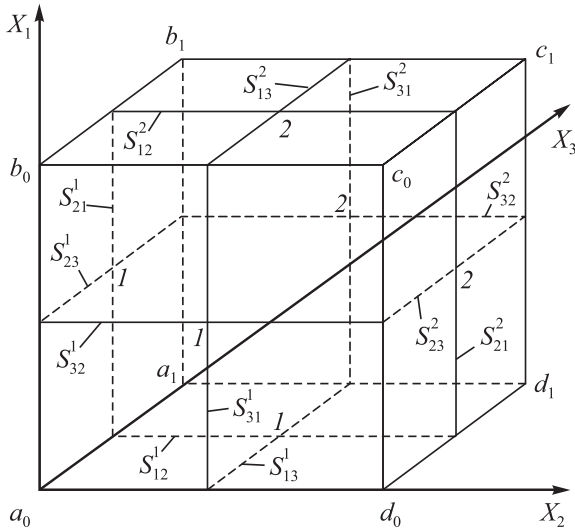


Рис. 3. Вид элемента области разбиения

Fig. 3. View of the subdivision area element

$$\left. \begin{aligned}
 t_{12} &= \frac{2F_1^2 A}{S_{21} + S_{21}^+}; \quad t_{11} = \frac{2F_1^1 A}{S_{21} + S_{21}^-}; \\
 t_1 &= \frac{2v_1^*}{S_{21} + S_{21}^-}; \quad a_1 = \frac{2v_1^*}{S_{21} + S_{21}^+}; \\
 t_{22} &= \frac{2F_2^2 A}{S_{12} + S_{12}^+}; \quad t_{21} = \frac{2F_2^1 A}{S_{12} + S_{12}^-}; \\
 t_2 &= \frac{2v_2^*}{S_{12} + S_{12}^-}; \quad a_2 = \frac{2v_2^*}{S_{12} + S_{12}^+}; \\
 t_{32} &= \frac{2F_3^2 A}{S_{23} + S_{23}^+}; \quad t_{31} = \frac{2F_3^1 A}{S_{23} + S_{23}^-}; \\
 t_3 &= \frac{2v_3^*}{S_{23} + S_{23}^-}; \quad a_3 = \frac{2v_3^*}{S_{23} + S_{23}^+}; \\
 A &= \frac{\lambda}{c\gamma V_k}; \quad F_i^j = S_{ik}^j S_{ip}^j; \quad i \neq k \neq p; \\
 i, k, p &= 1, 2, 3; \quad V_k = \frac{S_{12} S_{13} S_{21}}{16};
 \end{aligned} \right\} \quad (13)$$

здесь λ , c и γ – коэффициент теплопроводности, теплоемкость и плотность металла; θ_k – средняя температура в k -ом элементе; θ_i^- , θ_i^+ – средняя температура в элементе, следующим за элементом k соответственно в отрицательную и положительную сторону по координате x_i ; $S_{ij}^- = S_{ij}^{1-} + S_{ij}^{2-}$; $S_{ij}^+ = S_{ij}^{1+} + S_{ij}^{2+}$ – значения дуг S_{ij} по элементам, граничащим с элементом k с соответствующей стороны; v_i^x – средние по элементу проекции скорости перемещений по координатным осям x_i ($i = 1, 2, 3$).

Уравнения (12) записаны только для внутренних элементов, не принадлежащих к границе области. Для граничных элементов температура определяется граничными условиями (11). На плоскостях симметрии (поверхности S_6 , S_9 (рис. 2)) имеем:

- поверхность S_6 : $(q_{2|S_6} = 0) \Rightarrow (\theta_k - \theta_2^-) = 0$;
- поверхность S_9 : $(q_{3|S_9} = 0) \Rightarrow (\theta_k - \theta_3^-) = 0$.

Из уравнения (12) следует уравнение для элементов, примыкающих к поверхности S_6 :

$$\begin{aligned}
 \sum_{i=1}^3 t_{i2} (\theta_i^+ - \theta_k) - \sum_{i=1,3} t_{i1} (\theta_k - \theta_i^-) &= \\
 = \sum_{i=1,3} t_i (\theta_k - \theta_i^-) + \sum_{i=1}^3 a_i (\theta_i^+ - \theta_k). \quad (14)
 \end{aligned}$$

Для элементов, примыкающих к поверхности S_9 , справедливо уравнение:

$$\begin{aligned}
 \sum_{i=1}^3 t_{i2} (\theta_i^+ - \theta_k) - \sum_{i=2,3} t_{i1} (\theta_k - \theta_i^-) &= \\
 = \sum_{i=1}^2 t_i (\theta_k - \theta_i^-) + \sum_{i=1}^3 a_i (\theta_i^+ - \theta_k). \quad (15)
 \end{aligned}$$

Уравнения (12), (14) и (15) линейные, решая их с учетом условий (11), получим значения θ_k , $k = 1, \dots, m$, где m – количество элементов.

Алгоритм решения

- исследуемая область течения разбивается на элементы ортогональной формы; рассчитывается матрица длин дуг элементов;
- по разработанной программе численно решается система (4) – (6) с учетом граничных условий (10);
- численно решается система уравнений теплопроводности (12), (14) и (15) с учетом граничных условий (11) и найденных по предыдущему пункту значений v_i^* , $i = 1, 2, 3$.

Результаты решения задачи

Задавали существующие геометрические размеры кристаллизатора: $H = 100$ см, $B = 12,5$ см, $l = 100$ см, $h = 20$ см, $b = 7,5$ см, $\delta_h = 8,5$ см, $\delta_B = 1,5$ см, $\delta_l = 1,5$ см. В уравнении (12) принимали $\bar{v}_1^* = 0$, $v_u = 1$ м/мин = 1,66 см/с; тогда для стационарного процесса $\bar{v}_2^*$ определяется из равенства секундных объемов:

$$v_u B l = \bar{v}_2^* \delta_h \delta_B \Rightarrow \bar{v}_2^* = \frac{v_u B l}{\delta_h \delta_B}.$$

Тепловые потоки q_1^* , q_2^* (11) по стенкам кристаллизатора определяются аппроксимацией экспериментальных данных, приведенных в работе [5]:

$$q_i^* = 2,5(v)^{0,8}, \quad i = 1, 2,$$

где v – скорость омывания стенки кристаллизатора, м/с.

При условии, что $q_i^* = \lambda \left(\frac{\partial \theta}{\partial n} \right)_i$, получаем

$$(\theta_n^\beta)_i = (\theta_n^k)_i - \frac{\delta}{\lambda} q_i^*, \quad i = 1, 2,$$

где θ_n^β – температура элемента, примыкающего к поверхности n ; θ_n^k – температура внутреннего элемента, находящегося по нормали сразу же за поверхностным элементом β ; δ – расстояние от центра тяжести элемента β до центра тяжести элемента k .

Температуру истечения жидкой стали из окна S_5 принимали $\theta_{S_5}^* = 1600^\circ\text{C}$. Температуры на поверхностях стакана (рис. 2) $S_i, i = 3, 8, 11$ принимали по экспериментальным данным $\theta_{S_i}^* = 1550^\circ\text{C}, i = 3, 8, 11$. На поверхности S_2 (рис. 2) находится жидкая шлаковая «рубашка», температура которой составляет $\theta_{S_2}^* = 1550^\circ\text{C}$.

Температуру в элементах, примыкающих к поверхности S_1 и не граничащих с поверхностями $S_i, i = 6, 7, 9, 10$, вычисляли по линейному закону в зависимости от значений температур на поверхностях S_{10} и S_9 .

В формулах (13): $\lambda = 29 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$, $c = 444,47 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{К)}$, $\gamma = 7,8 \text{ г/см}^3$. Коэффициент вязкости $\mu = 2,1 \cdot 10^{-4} \text{ кг}\cdot\text{с/м}^2$ в уравнениях (15) принимали по работе [6].

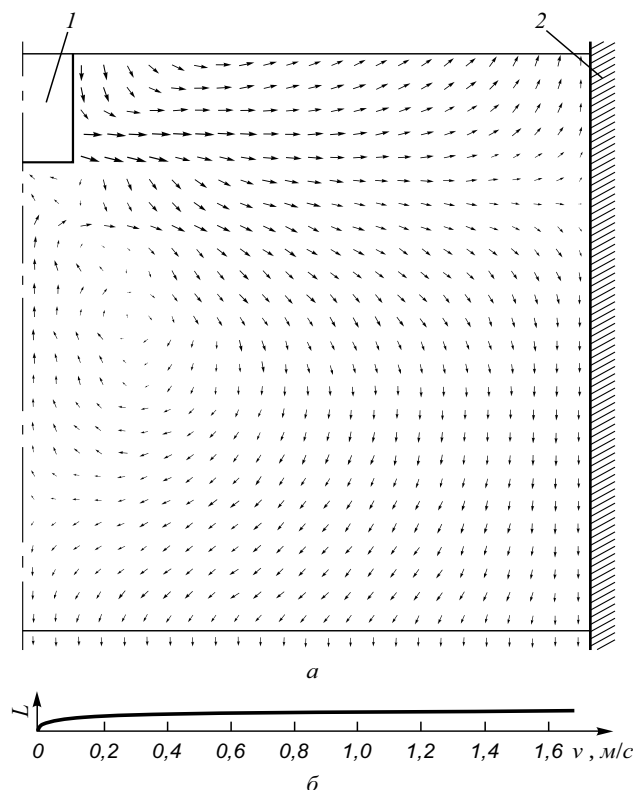


Рис. 4. Схема движения потоков металла на границе S_9 (а) и зависимость длины вектора от скорости потока (б): 1 – погружной стакан; 2 – кристаллизатор машины непрерывной разливки стали (МНЛЗ)

Fig. 4. Flow pattern of metal flows at the boundary S_9 (a) and the dependence of vector length on the flow velocity (b): 1 – submerged nozzle; 2 – mold of the continuous-casting machine

На рис. 4, 5 представлены некоторые результаты расчета течения потока металла на границе S_9 и движения потока на границе S_{10} .

Вектор скорости потока в плоскости $x_3 = \text{const}$ определяется по значениям v_1, v_2 в элементе. Величина вектора $|v| = \sqrt{v_1^2 + v_2^2}$. Ниже кристаллизатора наблюдается круговое течение металла, оно просматривается во всех сечениях S_9, S_{10} (рис. 4, 5). На рис. 6 приведено поле температур в сечении S_9 . Наличие на стенке кристаллизатора локальной области с высокой температурой объясняется направленным потоком горячего металла, выходящего из отверстия погружного стакана (рис. 4).

Температура металла в кристаллизаторе близка к 1600°C (рис. 6). Коэффициент вязкости μ по данным работы [6] изменяется на 25 %. Результаты расчетов показывают, что даже при изменении μ в два раза, кинематика течения металла практически не меняется.

Ввиду малости значения μ по каждому элементу получили $\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \sigma$, которые распределены по области в соответствии с глубиной нахождения элемента. Только в области выхода струи из погружного стакана наблюдается небольшой всплеск давления, превышающий на $4 \cdot 10^3 \text{ Па}$ давление на этом уровне. Этот всплеск быстро уменьшается вдоль координаты x_2 .

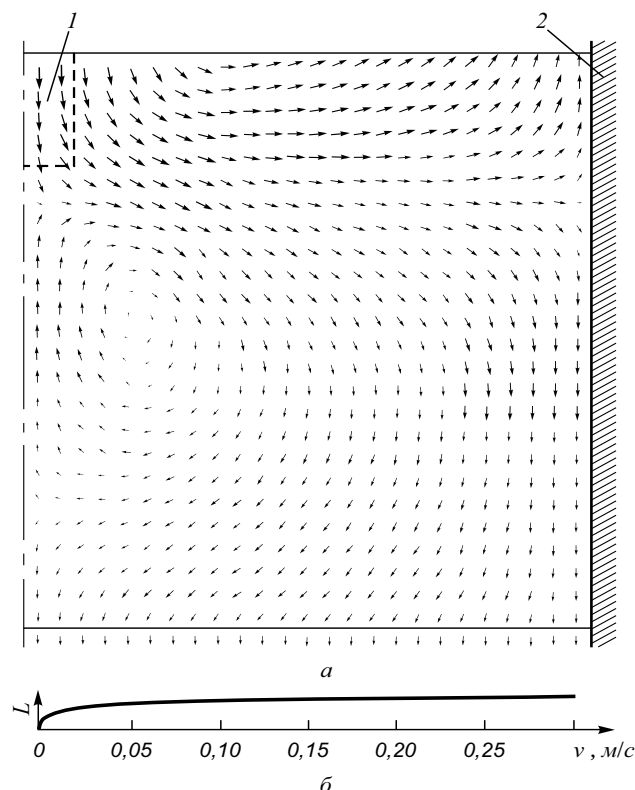


Рис. 5. Схема движения потоков металла на границе S_{10} (а) и зависимость длины вектора от скорости потока (б): 1 – погружной стакан (обозначен пунктиром); 2 – кристаллизатор МНЛЗ

Fig. 5. Flow pattern of metal flows at the boundary S_{10} (a) and the dependence of vector length on the flow velocity (b): 1 – submerged nozzle (dotted); 2 – mold of the continuous-casting machine

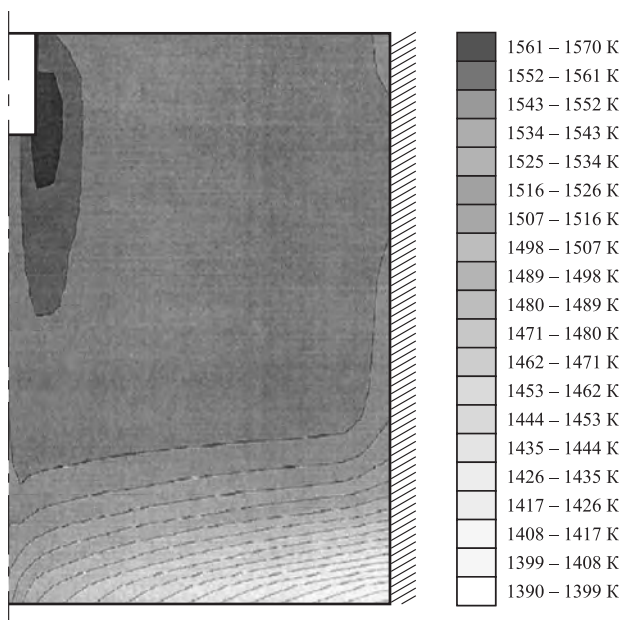


Рис. 6. Поле температур на границе S_0

Fig. 6. Temperature field at the boundary S_0

Выводы. Построена математическая модель процесса разлива металла в кристаллизатор установки непрерывной разлива стали прямоугольного сечения, позволяющая определять поля скоростей и температур металла в зоне кристаллизатора в зависимости от объема металла, вытекающего из окон погружного стакана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Математическое моделирование сложных технологических процессов / В.И. Одинок, Б.Г. Каплунов, А.В. Песков, А.В. Баков. – М.: Наука, 2008. – 176 с.
2. Evstigneev A.I., Odinkov V.I., Sviridov A.V., Dmitriev E.A., Petrov V.V. Mathematical modelling of stress-strain state of multilayer shell molds. – In book: International Conference on Advanced Material Engineering & Technology 2015 Kaohsiung City, Taiwan 4th – 5th December 2015. 2016. Vol. 857. P. 565 – 572.
3. Evstigneev A.I., Odinkov V.I., Sviridov A.V., Dmitriev E.A., Petrov V.V. Theoretical prediction of crack formation in axisymmetric multilayer shell molds. – In book: International Conference on Advanced Material Engineering & Technology 2015 Kaohsiung City, Taiwan 4th-5th December 2015. 2016. Vol. 857. P. 573 – 577.
4. Одинок В.И., Ловизин Н.С., Скляр С.Ю. Моделирование процесса деформации металла на литейно-ковочном модуле // Математическое моделирование. 2010. Т. 22. № 9. С. 129 – 145.

5. Разработка нового способа разлива слябовых заготовок на МНЛЗ / В.В. Стулов, В.А. Матысик, Т.В. Новиков и др. – Владивосток: Дальнаука, 2008. – 156 с.
6. Kim W.S., Dong S.C. A Simplified Phenomenological Theory of Viscosity for Liquid Metals // Bull. Korean Chem. Soc. 2001. Vol. 22, No. 1, P. 43 – 45.
7. Ho K., Pehlke R. Modelling of steel solidification using the general finite difference method. 5 th Int. Iron and Steel. Congr. Proc. 6 th Process Technol. Conf. (Apr. 6 – 9, 1986) // Warrendale. 1986. Vol. 6. P. 853 – 866.
8. Kohn A., Morillon Y. Etude mathematique de la solidification des lingots en acier mi-dur // Revue de Metallurgie. 1966. Vol. 63. No. 10. P. 779 – 790.
9. Mizikar E. Mathematical heat transfer model for solidification of continuous cast steel slabs // Trans. of the Metallurgical Society of AIME. 1967. Vol. 239. No. 11. P. 1747.
10. Szekely J., Stanek V. On heat transfer and liquid mixing in the continuous casting of steel // Metallurgical Transactions. 1970. Vol. 1. No. 1. P. 119.
11. Ozawa M., Okano S., Matsuno J. Influence des conditions du jet de coulée sur la formation de la peau solidifiée en lingotière de brames de coulée continue // Tensu to Hagane. 1976. Vol. 62. No. 4. P. 86.
12. Larreaq M., Sagues C., Wanin M. Vodele mathematique de la solidification en coulée continue tenant compte de la convection à l'interface solide-liquide // Revue de metallurgie. 1978. Vol. 75. No. 6. P. 337 – 352.
13. Цаплин А.И., Галыгин К.С., Селянинов Ю.А. и др. Режимы электромагнитного перемешивания и качество непрерывнолитых слябов // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 10. С. 29 – 33.
14. Шестаков Н.И., Калягин Ю.А., Манько О.В. и др. Расчет температурного поля непрерывноотливаемого слитка // Изв. вуз. Черная металлургия. 2004. № 3. С. 59 – 61.
15. Абрамов Н.Б., Ермохин Ф.К. Состояние непрерывной разлива стали в России и конкурентоспособность материала для кристаллизаторов // Инструменты и технологии. 2001. № 5. С. 135 – 138.
16. Нарц Х-П., Келлер С., Штахельбер К. и др. Новаторские решения и практические результаты технологии непрерывного литья слябов // Черные металлы. 2003. № 11. С. 34 – 38.
17. Лукин С.В., Мухин Е.Б., Осипов Г.Н., Шестаков Е.Г. Исследование теплообмена слитка с кристаллизатором сортовой машины непрерывного литья заготовок // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 5. С. 31 – 35.
18. Чичко А.Н., Андрианов Н.В., Яцкевич Ю.В. Компьютерная система «Про НРС – 1» и трехмерное моделирование процесса непрерывной разлива стали // Сталь. 2005. № 4. С. 77 – 80.
19. Олер К., Оденталь Х.-Ю., Пфайфер Г., Леманович И. Цифровое моделирование процессов течения и затвердевания металла в МНЛЗ для литья тонких слябов // Черные металлы. 2002. № 8. С. 22 – 30.
20. Разумов С.Д., Родионов В.Е., Заверюха А.А. Систематизация дефектов структуры непрерывнолитой стали и пути их устранения // Сталь. 2002. № 11. С. 26 – 29.

Поступила 22 августа 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 6, pp. 493–499.

NUMERICAL MODELING OF THE PROCESS OF FILLING THE CCM MOLD WITH METAL

V.I. Odinkov¹, E.A. Dmitriev¹, A.I. Evstigneev^{1,2}

¹Komsomolsk-on-Amur State Technical University, Komsomolsk-on-Amur, Russia

²Institute of Metallurgy and Mechanical Engineering Far-Eastern Branch of RAS, Komsomolsk-on-Amur, Russia

Abstract. Mathematical modeling of the liquid melt flow in the mold of the continuous casting plant is still poorly investigated. Analytic solutions of melt flow in the general case are a complex mathematical problem. Nevertheless, for some cases, exact solutions have been found. Such analytical solutions serve as a means of verifying the results of numerical methods of solution. The purpose of this work is the use of

the numerical method proposed by Professor V.I. Odínokov, based on the finite-difference representation of the original system of equations. The method has been successfully used in the mechanics of continuous media, in the lithium manufacturing for the mathematical modeling of the strained deformed state of shell molds of cast models, as well as in other technological works, which indicates its universality. In the present work, hydrodynamic and thermal flows of liquid metal during the steel casting into the rectangular section mold of a continuous cast steel have become objects of research, and the result is a spatial mathematical model describing the flows of liquid metal in the mold. To simulate the processes that take place during filling, the software complex "Odyssey" is used. The basis of theoretical calculations includes the fundamental equations of hydrodynamics, the equations of mathematical physics (the equation of heat conductivity with regard to mass-transfer) and the approved numerical method. The solution of the system of differential equations formulated in this work was carried out numerically. The investigated area was divided into elements of finite dimensions, for each element the resulting system of equations was recorded in the difference form. The solution result is the metal flow velocity fields and the temperature fields in the mold volume. To solve the obtained system of algebraic equations, the numerical schemes and calculation algorithms were developed. Based on the developed numerical schemes and algorithms a computational program was compiled in Fortran-4. The mathematical model allows to vary the geometric dimensions of the crystal-mash and sectional metal exit holes from the submerged nozzle, and may also help to understand the scheme of the cast metal movement that affects the heat sink walls of the mold, and to find the optimal parameters of the output of liquid metal from the submerged nozzle at different modes of casting. An example of calculating the casting of steel into a rectangular mold with a height of 100 cm and cross-sectional dimensions of 2000×40 cm is given. The casting was carried out from a submerged nozzle symmetrically on both sides in a horizontal plane. The result of the solution is presented in the graphical form. The motion of liquid metal flows in different sections of the mold is shown. The areas of the circular flow of metal are revealed, as well as the areas in the mold volume, where the vortex motion of the liquid metal is observed, their magnitudes and intensity are determined. The presented temperature field indicates the presence of a local area with a high temperature at the wall of the mold, which is explained by the directed flow of hot metal emerging from the hole in the submerged nozzle.

Keywords: numerical simulation, hydrodynamics, heat and mass transfer, liquid metal, casting, mold, CCP.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-493-499

REFERENCES

1. Odínokov V.I., Kaplunov B.G., Peskov A.V., Bakov A.V. *Matematicheskoe modelirovanie slozhnykh tekhnologicheskikh protsessov* [Mathematical modeling of complex technological processes]. Moscow: Nauka, 2008, 176 p. (In Russ.).
2. Evstigneev A.I., Odínokov V.I., Sviridov A.V., Dmitriev E.A., Petrov V.V. Mathematical modeling of stress-strain state of multilayer shell molds. In: *International Conference on Advanced Material Engineering & Technology 2015 Kaohsiung City, Taiwan 4th-5th December 2015*. 2016, vol. 857, pp. 565–572.
3. Evstigneev A.I., Odínokov V.I., Sviridov A.V., Dmitriev E.A., Petrov V.V. Theoretical prediction of crack formation in axisymmetric multilayer shell molds. In: *International Conference on Advanced Material Engineering & Technology 2015 Kaohsiung City, Taiwan 4th-5th December 2015*. 2016, vol. 857, pp. 573–577.
4. Odínokov V.I., Lovizin N.S., Sklyar S.Yu. Modeling of the process of metal deformation on the casting-forging module. *Matematicheskoe modelirovanie*. 2010, vol. 22, no. 9, pp. 129–145. (In Russ.).
5. Stulov V.V., Matysik V.A., Novikov T.V., Shcherbakov S.V., Chistyakov I.V., Plotnikov A.P. *Razrabotka novogo sposoba razlivki slyabovykh zagotovok na MNLZ* [Development of a new method for casting slab billets on CCM]. Vladivostok: Dal'nauka, 2008, 156 p. (In Russ.).
6. Kim W.S., Dong S.C. A Simplified phenomenological theory of viscosity for liquid metals. *Bull. Korean Chem. Soc.* 2001, vol. 22, no. 1, pp. 43–45.
7. Ho K., Pehlke R. Modeling of steel solidification using the general finite difference method. *5th Int. Iron and Steel. Congr. Proc. 6th Process Technol. Conf. (Apr. 6–9, 1986)*. Warrendale. 1986, vol. 6, pp. 853–866.
8. Kohn A., Morillon Y. Etndemathematique de la solidification des lingotsenacier mi-dur. *Revue de Metallurgie*. 1966, vol. 63, no. 10, pp. 779–790. (In Fr.).
9. Mizikar E. Mathematical heat transfer model for solidification of continuous cast steel slabs. *Trans. of the Metallurgical Society of AIME*. 1967, vol. 239, no. 11, pp. 1747.
10. Szekely J., Stanek V. On heat transfer and liquid mixing in the continuous casting of steel. *Metallurgical Transactions*. 1970, vol. 1, no. 1, pp. 119.
11. Ozava M., Okano S., Matsuno J. Influence des contitions du jet de coulee sur la formation de la peau solidifiee eulingotiere de brames de colee continue. *Tensu to Hagane*. 1976, vol. 62, no. 4, pp. 86. (In Fr.).
12. Larreq M., Sagues C., Wanin M. Vodele mathematique de la solidifica-tioneu coulee continue tenant compte de la solidificationeu al'interfacesolide-liquide. *Revue de metallurgie*. 1978, vol. 75, no. 6, pp. 337–352. (In Fr.).
13. Tsaplin A.I., Galyagin K.S., Selyaninov Yu.A. etc. Modes of electromagnetic mixing and quality of continuously cast slabs. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1987, no. 10, pp. 29–33. (In Russ.).
14. Shestakov N.I., Kalyagin Yu.A., Man'ko O.V., Lukin S.V., Plashenkov V.V. Calculation of the temperature field of a continuously cast ingot. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2004, no. 3, pp. 59–61. (In Russ.).
15. Abramov N.B., Ermokhin F.K. State of continuous casting of steel in Russia and the competitiveness of the material for molds. *Instrumenty i tekhnologii*. 2001, no. 5, pp. 135–138. (In Russ.).
16. Narts Kh.-P., Keller S., Shtakhel'ber K., Merval'd K., Federshpil' K., Val'tc K. Innovative solutions and practical results of continuous slab casting technology. *Chernye metally*. 2003, no. 11, pp. 34–38. (In Russ.).
17. Lukin S.V., Mukhin E.B., Osipov G.N., Shestakov E.G. Investigation of the heat exchange of an ingot with a mold of CCM. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 5, pp. 31–35. (In Russ.).
18. Chichko A.N., Andrianov N.V., Yatskevich Yu.V. The 'ProNPS - 1' computer system and modelling the continuous casting. *Stal'*. 2005, no. 4, pp. 77–80. (In Russ.).
19. Oler K., Odental' Kh.-Yu., Pfaiher G., Lemanovich I. Digital modeling of the flow and solidification of metal in a continuous casting machine for casting thin slabs. *Chernye metally*. 2002, no. 8, pp. 22–30. (In Russ.).
20. Razumov S.D., Rodionov V.E., Zaveryukha A.A. Defects of continuously cast steel and their elimination. *Stal'*. 2002, no. 11, pp. 26–29. (In Russ.).

Acknowledgements. The processing of numerical results was carried out by Cand. Tech. Sci. (Eng.) A.I. Gornakov.

Information about the authors:

V.I. Odínokov, Dr. Sci. (Eng.), Professor-Consultant of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (odinokov@uralweb.ru)

E.A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Rector (rector@knastu.ru)

A.I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Rector's Advisor

(diss@knastu.ru)

Received August 22, 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 20.06.2017. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,5. Заказ 5700. 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

MATHEMATICAL MODELING OF HYDRODYNAMIC PROCESSES AND MASS TRANSFER IN THE CONVERTER BATH WHEN USING THE IRON-CONTAINING CONCENTRATES OF SLAG PROCESSING COMPLEXES

CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION INSTALLATION FOR THE PRODUCTION OF STEEL PLATES FOR WELDED PIPES. REPORT 1

DESTRUCTION OF LARGE-DIAMETER STEEL PIPES AT ROLLED BURNTON DEFECT

STRENGTH PROPERTIES EVALUATION OF MATERIALS OF TECHNOLOGICAL MACHINES ELEMENTS BASED ON THE SYNERGETICALLY ORGANIZED SIGNALS OF ACOUSTIC EMISSION

DEVELOPMENT AND STUDY OF DEVICES FOR AIR COOLING OF THE ROTATING SHAFT IN HIGH-TEMPERATURE FURNACE FAN OF MULTI-DISC TYPE

STRUCTURE-PHASE STATES, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF THERMOMECHANICALLY STRENGTHENED BEAM

THE STUDY OF HYDROGEN INTERACTION WITH PALLADIUM AND NICKEL NANOPARTICLES BY THE METHOD OF MOLECULAR DYNAMICS

INFLUENCE OF DEFORMATION RATE, GRAIN SIZE AND TEMPERATURE ON MECHANICAL TWINNING IN ELECTRICAL STEEL E2412

OXIDATION PROCESS IN IRON ORE MATERIALS AT LOW TEMPERATURES

SOME THERMODYNAMIC ASPECTS OF WO_3 RECOVERY BY SILICON

INTEGRATION AND MATHEMATICAL MODELING OF PROCESSING TECHNOLOGIES OF CONCENTRATING PLANT IRON ORE WASTE

NUMERICAL MODELING OF THE PROCESS OF FILLING THE CCM MOLD WITH METAL