

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 8, 2015

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 58

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: **ЮСФИН Ю.С.**

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

Заместитель главного редактора: **ПРОТОПОПОВ Е.В.**

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Ответственный секретарь: **ПОЛУЛЯХ Л.А.**

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

Заместитель ответственного секретаря: **ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.**

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

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

АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)

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

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

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

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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

ДУБ А.В., редактор раздела «Инжиниринг в черной металлургии» (Госкорпорация «Росатом», г. Москва)

КАВАЛЛА Р. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

КОСЫРЕВ К.Л., редактор раздела «Металлургические технологии» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва)

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

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

МЫШЛЯЕВ Л.П., редактор раздела «Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

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

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Высокопрочные стали для энергетики» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Рациональное природопользование в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СОЛОДОВ С.В. (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 и нанотехнологии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

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

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный
индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

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

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

Chief editor: YUSFIN YU.S.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy chief editor: PROTOPOPOV E.V.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Responsible secretary: POLULYAKH L.A.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy responsible secretary: OLENDARENKO N.P.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial board:

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

ASHIHMIN G.V. (OJSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow)

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

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

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

GRIGOROVICH K.V., Editor of the section "**Resources Saving in Ferrous Metallurgy**" (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

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

DUB A.V., Editor of the section "**Engineering in Ferrous Metallurgy**" (State Corporation "Rosatom", Moscow)

KAVALLA R. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

KOSYREV K.L., Editor of the section "**Metallurgical Technologies**" (FSUE "TsNIIchermet named after Bardin I.P.", Moscow)

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

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

MYSHLYAEV L.P., Editor of the section "**Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy**" (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

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

PODGORODETSKIY G.S. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

PYSHMINTSEV I.YU., Editor of the section "**High-strength Steel for Power Engineering**" (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)

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

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

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

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

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

FILONOV M.R., Editor of the section "**Materials Science and Nanotechnologies**" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

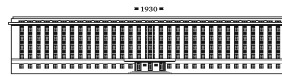
SPAIDEL' M. (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

Founders:



National Research
Technological University "MISIS"



Siberian State
Industrial University

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

Editorial addresses:

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

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Темлянцева М.В., Коноз К.С., Дзюба А.Ю., Уманский А.А., Темлянцева Н.В. Разработка металлосберегающих режимов нагрева в методических печах непрерывнолитых заготовок стали марки 60С2ХА 545

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И., Трусова И.А. Аналитические расчеты режимов затвердевания и охлаждения крупнотоннажных промышленных слитков. Сообщение 1. Математическая постановка задачи и вывод расчетных соотношений для схемы термического слоя 550
- Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Голодова М.А., Осипова Ю.А. Термодинамическое моделирование процесса обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком при продувке азотом 557
- Полубояров В.А., Коротаева З.А., Жданок А.А., Кузнецов В.А., Самохин А.В. Внутрiformное модифицирование чугунов. Исследование влияния модификаторов, полученных плазмохимическим и СВЧ методами, на эксплуатационные характеристики серого чугуна. Сообщение 2 561
- Козырев Н.А., Шурупов В.М., Кушнаренко Н.Н., Козырева О.Е., Титов Д.А. Исследование возможности использования вольфрамсодержащих руд и их производных при наплавке стали 567
- Цымбал В.П., Кожемяченко В.И., Рыбенко И.А., Падалко А.Г., Оленников А.А. Использование принципов самоорганиза-

ции и диссипативных структур при создании нового струйно-эмульсионного металлургического процесса 572

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Гурьев А.М., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Черных Е.В., Иванова Т.Г. Химико-термическая обработка материалов для режущего инструмента 578
- Иванов Ю.Ф., Денисова Ю.А., Тересов А.Д., Крысина О.В. Формирование поверхностных сплавов при плавлении системы пленка – подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком 583
- Морозов М.М., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Маркова Т.Н., Клопотов В.Д. Длиннопериодические структуры в сплавах металлических систем на основе Cu–Pd–Me и Ti–Al–Me 589
- Столяров В.В. Трибологическое поведение наноструктурных материалов 597
- Никитина Е.Н., Громов В.Е., Алсараева К.В. Эволюция дефектной подсистемы конструкционной стали с бейнитной структурой при деформации 603

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Истомин А.С., Спирин Н.А., Онорин О.П., Павлов А.В., Гурин И.А. Разработка информационно-логической системы распознавания вида отклонения доменной плавки от нормального режима 607

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8

CONTENTS

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

- Temlyantsev M.V., Konoze K.S., Dziuba A.Ju., Umanskii A.A., Temlyantsev N.V. Development of metall-saving heating modes in continuous furnaces for heating of continuously cast billets of 60S2HA steel 545

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Postol'nik Yu.S., Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A. Analytical calculations of solidification and cooling processes in large- and heavy weight commercial ingots. Communication 1. Mathematical formulation of the problem and derivation of relations for a thermal layer scheme 550
- Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko V.I., Golodova M.A., Osipova Yu.A. Complex treatment of steel at ladle-furnace installation by converter vanadium slag while nitrogen purging 557
- Poluboyarov V.A., Korotaeva Z.A., Zhdanok A.A., Kuznetsov V.A., Samokhin A.V. Intra-mold modification of cast iron. study of the influence of modifiers produced by plasma chemical and shs methods on service characteristics of grey cast iron. Report 2 561
- Kozyrev N.A., Schurupov V.M., Kuchnarenko N.N., Kozyreva O.E., Titov D.A. Usage of tungsten-containing ores at welding 567

- Tsymbal V.P., Kozhemyachenko V.I., Rybenko I.A., Padalko A.G., Olennikov A.A. Using the principles of self-organization and dissipative structures in a new jet-emulsion of metallurgical process .. 572

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- Gur'ev A.M., Ivanov S.G., Gur'ev M.A., Chernykh E.V., Ivanova T.G. Thermochemical treatment of the materials for cutting tools 578
- Ivanov Yu.F., Denisova Yu.A., Teresov A.D., Krygina O.V. Formation of surface alloys at melting of film – substrate system by high-intensity pulsed electron beam. Report 1 583
- Morozov M.M., Potekaev A.I., Klopotov A.A., Markova T.N., Klopotov V.D. Long-period structures in alloys of metallic systems based on Cu–Pd–Me and Ti–Al–Me 589
- Stolyarov V.V. Tribological behavior of nanostructured materials 597
- Nikitina E.N., Gromov V.E., Alsaraeva K.V. Carbide subsystem evolution of constructional steel with bainite structure under deformation 603

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- Istomin A.S., Spirin N.A., Onorin O.P., Pavlov A.V., Gurin I.A. Development of information-logical system of recognition of deviations for blast furnace production from normal mode 607

УДК 669.046.564:621.785

РАЗРАБОТКА МЕТАЛЛОСБЕРЕГАЮЩИХ РЕЖИМОВ НАГРЕВА В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК СТАЛИ МАРКИ 60С2ХА

Темлянец М.В.¹, д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики и экологии,
проректор по научной работе и инновациям (uchebn_otdel@sibsiu.ru)

Коноз К.С.¹, аспирант кафедры теплоэнергетики и экологии

Дзюба А.Ю.², начальник лаборатории сортового проката НТЦ

Уманский А.А.¹, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов

Темлянец Н.В.¹, к.т.н., доцент кафедры горнопромышленной экологии
и безопасности жизнедеятельности

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
² ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»
(455019, Россия, Челябинская обл., г. Магнитогорск, ул. Кирова, 93)

Аннотация. Представлены результаты лабораторных исследований закономерности окалинообразования, кинетики высокотемпературного окисления и обезуглероживания стали марки 60С2ХА. Установлено, что угар резко интенсифицируется при достижении металлом температуры порядка 1000 °С. Появление первых жидкофазных участков в окалине происходит при температурах 1270 – 1280 °С, а оплавление окалины, сопровождающееся ее стеканием с поверхности металла, начинается при 1300 °С. Область температур наиболее интенсивного обезуглероживания стали составляет 950 – 1100 °С; при 1175 °С и выше на поверхности металла наблюдается образование смешанной зоны толщиной 0,030 – 0,045 мм, затрудняющей удаление окалины с поверхности металла. Получены эмпирические зависимости, позволяющие прогнозировать угар металла при нагреве под прокатку. Для практического применения на основе детерминированной математической модели разработан металлосберегающий температурный режим нагрева непрерывнолитых заготовок в методических печах с шагающим подом.

Ключевые слова: окисление, обезуглероживание, нагрев в методических печах, сталь марки 60С2ХА.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-545-549

В настоящее время для изготовления пружин различного назначения широкое распространение получила рессорно-пружинная сталь марки 60С2ХА, круглый прокат для навивки пружин из которой производят на сортовых станах посредством горячей прокатки заготовок. Традиционно нагрев последних осуществляют в методических печах, при этом помимо окисления стали происходит процесс ее обезуглероживания.

К прокату из рессорно-пружинной стали предъявляют высокие требования к качеству поверхности, в том числе к глубине видимого обезуглероживанного слоя. Большинство таких изделий работает в условиях кручения или изгиба, при которых максимальные напряжения приходятся именно на поверхностные слои [1 – 6]. Наличие обезуглероживанного слоя в упругих элементах (пружинах, рессорах, прутковых пружинных клеммах и т.п.) наиболее опасно, поскольку резко снижаются их усталостная прочность и предел выносливости. Удаление обезуглероживанного слоя с готового проката является трудоемкой операцией, которая приводит к значительным потерям металла (особенно при сплошной

зачистке). В связи с этим особую актуальность приобретают теплотехнологии, обеспечивающие формирование в готовом прокате минимальной глубины видимого обезуглероживанного слоя. В общем случае формирование последнего происходит при нагреве заготовок в методической печи, прокатке на стане и последующем охлаждении. Принимая во внимание температурно-временной режим этих трех технологических операций, наибольший урон качеству продукции по глубине видимого обезуглероживанного слоя наносит нагрев металла в печи. Одним из эффективных и малозатратных мероприятий по снижению глубины видимого обезуглероживанного слоя на стадии нагрева металла в печи является применение рациональных температурных режимов нагрева, обеспечивающих минимальное воздействие температурно-временного фактора [7, 8]. Для разработки таких режимов нужны эмпирические количественные данные о влиянии температуры и времени нагрева на угар и обезуглероживание стали конкретной марки. Исследованию кинетики высокотемпературного окисления рессорно-пружинной стали марки 60С2 посвя-

щено достаточно много работ [1, 9, 10], однако для стали марки 60С2ХА с повышенным содержанием хрома данные по влиянию температурно-временного фактора на угар и обезуглероживание фактически отсутствуют.

В настоящей работе представлены результаты исследования малоокислительных и малообезуглероживающих режимов нагрева в методических печах с шагающим подом непрерывнолитых заготовок рессорно-пружинной стали марки 60С2ХА. Исследования включали три блока: получение количественных данных по влиянию температурно-временного фактора на кинетику окисления и обезуглероживания стали; установление температур плавления окалины; разработку малоокислительных температурных режимов нагрева в методических печах.

Сталь марки 60С2ХА имела следующий химический состав: 0,576 % С; 1,439 % Si; 0,660 % Mn; 0,736 % Cr; 0,024 % Ni; 0,031 % Cu; 0,004 % S; 0,008 % P. Кинетику высокотемпературного окисления исследовали в лабораторных условиях с применением дискретного и непрерывного гравиметрических методов. При проведении лабораторных экспериментов использовали три вида образцов: цилиндрические diam. 11 – 13 и длиной 20 – 30 мм, массой 16 – 27 г (для определения обезуглероживания и угара по убыли массы), сечением 3×3×6 мм (для определения угара на дериватографе по методу непрерывной регистрации увеличения массы образца во времени) и 4×4×10 мм (для определения температуры плавления окалины). Образцы вырезали из отрезков (стержней) круглого проката diam. 14 мм. Перед вырезкой образцов стержни отжигали и obtачивали на токарном станке с целью полного удаления обезуглероженного слоя.

Нагрев образцов проводили в электрической печи сопротивления СЮЛ-0,25.1/12,5-И1 с нагревателями из карбида кремния в атмосфере воздуха.

При проведении исследований с помощью дискретного гравиметрического метода, основанного на убыли массы образцов, их нагревали до температур 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1200 и 1250 °С и выдерживали при постоянной температуре в течение 5, 15 и 25 мин. Время разогрева образцов от 20 °С до температуры выдержки составляло 3 – 5 мин, причем в области температур (до 800 °С) ниже начала интенсивного окисления – порядка 3 мин. При выдержке температура образцов менялась в пределах ±5 – 10 °С. Температуру образцов измеряли хромель-алюмелевой термопарой, которую устанавливали в высверленное в центре образца отверстие diam. 3,2 и глубиной 12 мм.

До и после опытов геометрические размеры образцов измеряли штангенциркулем с точностью до 0,1 мм, массу определяли на весах Vibra AF-220CE с точностью до 0,1 мг. Для удаления окалины с поверхности образцы подвергали травлению в подогретом до 40 – 60 °С 10 %-ом растворе серной кислоты с добавлением 0,1 г/л тиомочевины.

После нагрева в образцах с помощью металлографического метода определяли глубину видимого обезуглероженного слоя.

При обработке экспериментальных данных считали, что зависимость угара (толщины окисленного слоя) от времени подчиняется закону квадратного корня, который отражает диффузионный механизм окалинообразования [11, 12].

Дополнительно проведена серия экспериментов по дифференциально-термическому анализу образцов при помощи термоанализатора LABSYS. Эксперименты проводили в атмосфере воздуха. Применение термоанализатора позволило непрерывно фиксировать массу образца и тепловые эффекты, вызванные окислением железа и легирующих элементов.

При определении температур плавления печной окалины для более точного измерения температуры образцы крепили непосредственно к спаю термопары. Начало плавления окалины фиксировали визуально через окно печи. В результате статистической обработки экспериментальных данных для прогнозных расчетов угара Y , г/см², получено соотношение, позволяющее определить угар в зависимости от температуры T , К, и времени τ , мин, нагрева:

$$Y = 348,6 \exp\left(\frac{-12\,660}{T}\right) \sqrt{\tau}.$$

На рис. 1 представлена зависимость угара от температуры и времени выдержки, построенная по экспериментальным данным. На рис. 2 представлены результаты дифференциально-термического анализа. При нагреве образца стали в атмосфере воздуха происходит увеличение его массы за счет окисления железа и легирующих компонентов. В то же время окисление углерода и удаление его оксидов в газовую фазу способствует некоторому снижению массы образца.

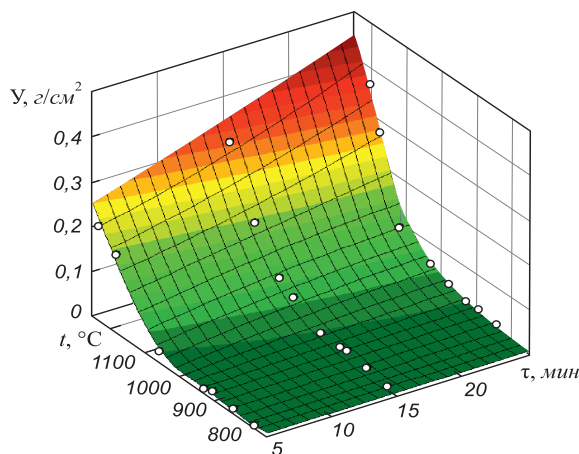


Рис. 1. Зависимость угара стали марки 60С2ХА от температуры t и времени выдержки

Fig. 1. Waste dependence of 60Si2CrA steel from temperature t and soaking time

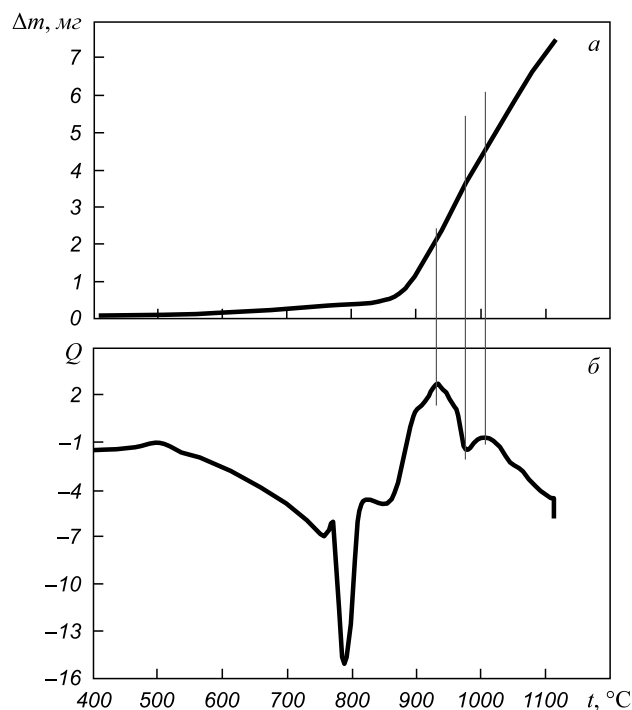


Рис. 2. Дериватограмма изменения массы Δm (а) и теплового эффекта Q (б) образца стали 60С2ХА при нагреве в атмосфере воздуха

Fig. 2. Derivatogram of mass changing Δm (a) and thermal effect Q (b) of 60Si2CrA steel sample at heating in the atmosphere

Исследования угара с помощью гравиметрического метода по потере массы (рис. 1) и на дериватографе (рис. 2) согласуются между собой. На дериватограмме присутствуют два пика на кривой теплового состояния. Один соответствует началу интенсификации угара после перехода стали в аустенитное состояние и образования вюститита, и второй – интенсификации угара в области температур порядка 1000 °С. При увеличении температуры от 900 до 1100 °С угар стали марки 60С2ХА возрастает почти в семь раз.

На рис. 3 представлена зависимость глубины δ , мм, видимого обезуглероженного слоя от температуры и времени нагрева образцов. Для исследуемой марки стали характерно образование полностью обезуглероженного слоя металла глубиной до 0,05 – 0,15 мм при нагреве до 750 °С и выдержке 5 – 25 мин. В интервале 750 – 1100 °С происходит формирование видимого обезуглероженного слоя глубиной до 0,223 мм; область температур наиболее интенсивного обезуглероживания стали составляет 950 – 1100 °С. При более высоких температурах происходит поглощение обезуглероженного слоя окалиной, связанное с превышением скорости окисления стали над скоростью обезуглероживания.

Исследование микроструктуры поверхностных слоев металла показало, что при температурах 1175 °С и выше на поверхности металла наблюдается образование смешанной зоны толщиной 0,030 – 0,045 мм (рис. 4), представляющей собой полностью обезуглероженную сталь (феррит) и оксиды. Наличие такой зоны

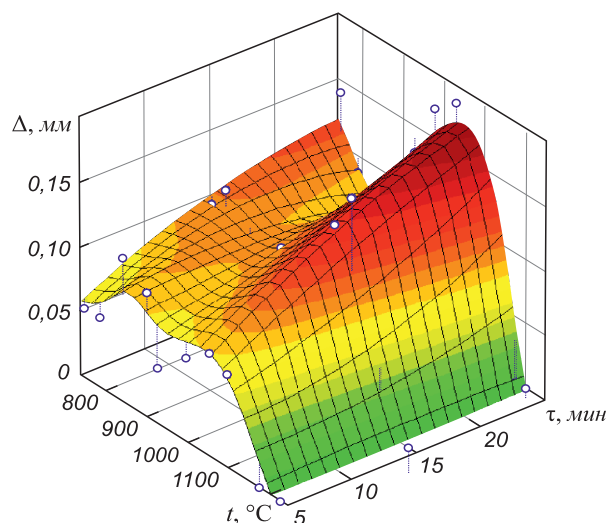


Рис. 3. Зависимость глубины видимого обезуглероженного слоя от температуры и времени выдержки

Fig. 3. Depth dependence of the visible carbon-free layer from the temperature and soaking time

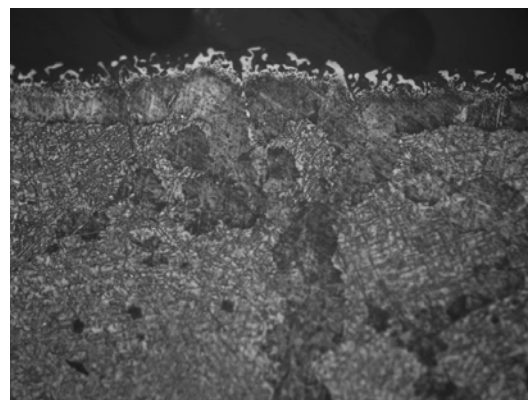


Рис. 4. Микроструктура поверхностных слоев образцов, $\times 400$

Fig. 4. Microstructure of sample surface layers, $\times 400$

способствует формированию сталагмитообразного вида поверхности раздела окалины – сталь, для которого характерно наиболее проблемное отделение окалины от металла. Это может стать причиной образования дефектов поверхности, связанных со вкатанной окалиной.

Анализ результатов исследований температуры плавления окалины показывает, что для окалины, образующейся на стали 60С2ХА, появление первых жидкофазных участков происходит при температурах 1270 – 1280 °С. Оплавление окалины, сопровождающееся ее стеканием с поверхности металла, начинается при температурах 1300 °С. По сравнению с температурой начала плавления окалины стали 60С2, которая составляет 1229 – 1251 °С, температура начала плавления окалины стали марки 60С2ХА выше; это связано с более высоким содержанием хрома, который повышает температуру плавления окалины в среднем на 2 °С на каждые 0,1 % его содержания в стали [1]. По результа-

там рентгеноспектрального анализа окалина содержит 1,66 % Si; 0,70 % Mn и 0,67 % Cr.

Экспериментальные данные показывают, что регламентированная глубина видимого обезуглероженного слоя в готовом прокате может быть достигнута двумя принципиально различающимися подходами к разработке температурного режима. Первый подход основан на повышении температур нагрева до 1200 – 1250 °С и при необходимости времени выдержки металла с целью поглощения обезуглероженного слоя окалиной, создания условий для выгорания поверхностных дефектов [13]. Недостатками такого подхода являются повышенные угар стали, окалинообразование и вероятность появления дефектов по вкатанной окалине. Второй подход основан на реализации пониженных температур нагрева (порядка 1050 °С) [14, 15] и сокращении времени нахождения металла в области температур интенсивного обезуглероживания. Недостатками второго подхода являются повышенные энергозатраты на деформацию, а снижение температуры лимитировано энергосиловыми и прочностными параметрами стана.

На основе полученных экспериментальных данных с применением детерминированной математической модели, представленной в работе [16], провели серию многовариантных расчетов угара и глубины видимого обезуглероженного слоя в непрерывнолитых заготовках поперечным сечением 150×150 мм при нагреве по различным температурным режимам в печи с шагающим подом. Расчеты проводили с ориентацией на реализацию низкотемпературного нагрева, технологию производства и оборудование одного из российских металлургических предприятий. Принимали, что для обеспечения регламентированной глубины видимого обезуглероженного слоя в круглом прокате диам. 14 мм менее 0,14 мм, значение δ в непрерывнолитых заготовках после нагрева в печи должно составлять не более 0,5 мм.

В результате проведенных расчетов разработан ресурсосберегающий температурный режим, представленный на рис. 5. Общее время нагрева 120 мин, это соответствует удельному времени нагрева 8 мин/см при температурах уходящего из печи дыма 650 °С, первой сварочной зоны – 950 °С, второй сварочной зоны – 1080 °С, третьей сварочной зоны – 1120 °С и томильной зоны – 1080 °С. Конечная температура нагрева поверхности 1035 °С, центра – 1001 °С, соответственно перепад температур по сечению заготовки 34 °С (2,3 °С/см). Значение δ составляет 0,303 мм, угар – 0,05 г/см². Разработанный режим нагрева можно отнести к малоокислительному и малообезуглероживающему.

Выводы. Проведено исследование кинетики высокотемпературного окисления и обезуглероживания стали марки 60С2ХА. Установлено, что угар резко интенсифицируется при достижении металлом температуры порядка 1000 °С. Появление первых жидкофазных участков в окалине происходит при температурах

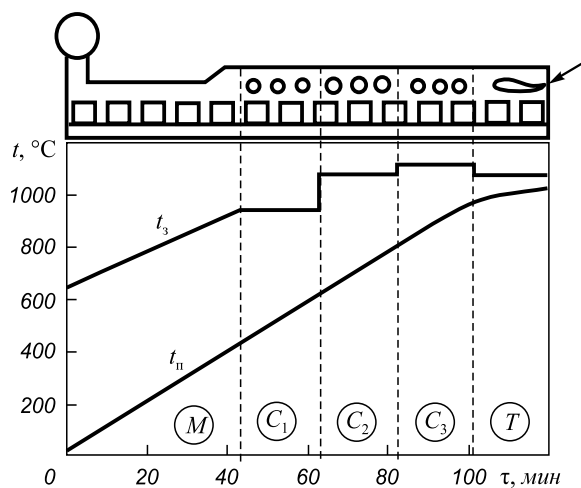


Рис. 5. Металлосберегающий температурный режим нагрева

Fig. 5. Metal-saving temperature heating mode

1270 – 1280 °С, а оплавление окалины, сопровождающееся ее стеканием с поверхности металла, начинается при 1300 °С; область температур наиболее интенсивного обезуглероживания стали составляет 950 – 1100 °С; при 1175 °С и выше на поверхности металла наблюдается образование смешанной зоны толщиной 0,030 – 0,045 мм, затрудняющей удаление окалины с поверхности металла. Для осуществления расчетов угара получены эмпирические зависимости. На основе полученных данных для практического применения разработан ресурсосберегающий режим нагрева непрерывнолитых заготовок в методической печи с шагающим подом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Темлянец М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
2. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 496 с.
3. Федин В.М. Объемно-поверхностная закалка деталей подвижного состава и верхнего строения пути. – М.: Интекст, 2002. – 208 с.
4. Семихатский С.А., Панфилов Ю.А., Кузнецова А.И., Шушарин Д.А. Технология производства прутковых пружинных клемм // КИП. 2006. № 10. С. 43 – 48.
5. Потемкин К.Д., Наговицин В.В., Захарова В.Д. и др. Борьба с обезуглероживанием рессорной полосы и влияние термической обработки на ее усталостную прочность и долговечность // Сталь. 1971. № 7. С. 642 – 644.
6. Бочков Н.Г. Производство качественного металла на современных сортовых станах. – М.: Металлургия, 1988. – 312 с.
7. Бутковский А.Г., Малый С.А., Андреев Ю.Н. Оптимальное управление нагревом металла. – М.: Металлургия, 1972. – 439 с.
8. Бутковский А.Г., Малый С.А., Андреев Ю.Н. Управление нагревом металла. – М.: Металлургия, 1981. – 272 с.
9. Леонидова М.Н., Шварцман Л.А., Шульц Л.А. Физико-химические основы взаимодействия металлов с контролируемыми атмосферами. – М.: Металлургия, 1980. – 263 с.
10. Темлянец М.В., Темлянец Н.В. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание кремнистых пружинных сталей

- // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 3. С. 50 – 52.
11. Окисление и обезуглероживание стали / А.И. Ваченко, А.Г. Зеньковский, А.Е. Лифшиц и др. – М.: Металлургия, 1972. – 336 с.
 12. Губинский В.И., Минаев А.Н., Гончаров Ю.В. Уменьшение окислинобразования при производстве проката. – Киев: Техніка, 1981. – 135 с.
 13. Кугушин А.А., Челышев Н.А., Маняк В.В., Омелин А.А., Ереметов А.М. Выгорание поверхностных дефектов при нагреве металла под прокатку // Изв. вуз. Черная металлургия. 1973. № 12. С. 72 – 74.
 14. Губинский В.И. Куян Ю.В., Бровкин В.Л. и др. Применение низкотемпературного режима нагрева и прокатки при производстве катанки // Сталь. 1991. № 3. С. 49 – 51.
 15. Губинский В.И., Куян Ю.В., Бровкин В.Л. К вопросу оптимальной температуры нагрева металла в печи при минимальных затратах в системе печь – стан // Изв. вуз. Черная металлургия. 1989. № 9. С. 157, 158.
 16. Перетятко В.Н., Темлянцев Н.В., Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Нагрев стальных слябов. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.

Поступила 16 февраля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 8, pp. 545–549.

DEVELOPMENT OF METALL-SAVING MODES IN CONTINUOUS FURNACES FOR HEATING OF CONTINUOUSLY CAST BILLETS OF 60Si2CrA STEEL

Temlyantsev M.V.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermal power and Ecology”, Vice-Rector for Research and Innovations (uchebn_otdel@sibsiu.ru)

Konoz K.S.¹, Postgraduate of the Chair “Thermal power and Ecology”

Dziuba A.Y.², Head of the Laboratory of Sectional Iron of Research and Development Centre

Umanskii A.A.¹, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy

Temlyantsev N.V.¹, Cand. Sci. (Eng.), Asist. Professor of the Chair of Mining Ecology and Life Safety

¹ Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

² JSC “Magnitogorsk Metallurgical Plant” (93, Kirova str., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, 455019, Russia)

Abstract. The paper presents the results of laboratory studies of scaling laws, the kinetics of high-temperature oxidation and decarbonization of 60Si2CrA steel. It has been established that the waste is intensified sharply when the temperature of the metal is about 1000 °C. The appearance of the first liquid-phase areas in the scale occurs at temperatures of 1270 – 1280 °C, and the melting of the scale, accompanied it to the runoff in metal surface begins at 1300 °C. The temperature range of the most intense decarbonization of steel is 950 – 1100 °C; at 1175 °C and above on the metal surface, the formation of the mixed zone thickness of 0,030 – 0,045 mm, complicating remove scale from the surface of the metal. The received empirical dependence helps to forecast the waste of metal during heating for rolling. For practical use, based on a deterministic mathematical model, a metal-saving temperature mode for heating of continuously cast billets in continuous walking-beam furnaces has been developed.

Keywords: oxidation, decarbonization, heating in continuous furnaces, steel of 60Si2CrA grade.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-545-549

REFERENCES

1. Temlyantsev M.V., Mikhailenko Yu.E. *Okslenie i obezугlerozhivanie stali v protsessakh nagreva pod obrabotku davleniem* [Oxidation and decarbonization of steel in the heating processes for forming operations]. Moscow: Teplotekhnika, 2006. 200 p. (In Russ.).
2. Rakhshadt A.G. *Pruzhinnye stali i splavy* [Spring steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1971. 496 p. (In Russ.).
3. Fedin V.M. *Ob'emno-poverkhnostnaya zakalka detalei podvzhnogo sostava i verkhnego stroeniya puti* [Bulk-surface hardening of rolling stock parts and superstructure]. Moscow: Intekst, 2002. 208 p. (In Russ.).
4. Semikhatskii S.A., Panfilov Yu.A., Kuznetsova A.I., Shusharin D.A. Production engineering of bar spring terminals. *Kuznechno-shtampovnoye proizvodstvo*. 2006, no. 10, pp. 43–48. (In Russ.).
5. Potemkin K.D., Nagovitsin V.V., Zakharova V.D. etc. Struggle with decarburization of spring plate and the influence of thermal treatment on its fatigue strength and life. *Stal'*. 1971, no. 7, pp. 642–644. (In Russ.).
6. Bochkov N.G. *Proizvodstvo kachestvennogo metalla na sovremnykh sortovykh stanakh* [Production of high quality metal on modern sectional machines]. Moscow: Metallurgiya, 1988. 312 p. (In Russ.).
7. Butkovskii A.G., Malyi S.A., Andreev Yu.N. *Optimal'noe upravlenie nagrevom metalla* [Optimal control of metal heating]. Moscow: Metallurgiya, 1972. 39 p. (In Russ.).
8. Butkovskii A.G., Malyi S.A., Andreev Yu.N. *Upravlenie nagrevom metalla* [Metal heating control]. Moscow: Metallurgiya, 1981. 272 p. (In Russ.).
9. Leonidova M.N., Shvartsman L.A., Shul'ts L.A. *Fiziko-khimicheskie osnovy vzaimodeistviya metallov s kontroliruemymi atmosferami* [Physicochemical metal interaction basis with the controlled atmospheres]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 263 p. (In Russ.).
10. Temlyantsev M.V., Temlyantsev N.V. High-temperature oxidation and decarburization of silicon spring steel. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2005, no. 3, pp. 50–52. (In Russ.).
11. Vashchenko A.I., Zen'kovskii A.G., Lifshits A.E. etc. *Okslenie i obezугlerozhivanie stali* [Oxidation and decarburization of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1972. 336 p. (In Russ.).
12. Gubinskii V.I., Minaev A.N., Goncharov Yu.V. *Umen'shenie okalinoobrazovaniya pri proizvodstve prokata* [Decrease of scaling at rolled iron production]. Kiev: Tekhnika, 1981. 135 p.
13. Kugushin A.A., Chelyshev N.A., Manyak V.V., Omelin A.A., Eremetov A.M. Burning of surface defects at metal heating for rolling. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1973. no. 12, pp. 72–74. (In Russ.).
14. Gubinskii V.I. Kuyan Yu.V., Brovkin V.L. etc. Usage of a low-temperature heating mode and rolling at rolled wire producing. *Stal'*. 1991, no. 3, pp. 49–51. (In Russ.).
15. Gubinskii V.I., Kuyan Yu.V., Brovkin V.L. The optimal low temperature heating and rolling mode at rod production. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1989, no. 9, pp. 157, 158. (In Russ.).
16. Peretyat'ko V.N., Temlyantsev N.V., Temlyantsev M.V., Mikhailenko Yu.E. *Nagrev stal'nykh slyabov* [Heating of steel slabs]. Moscow: Teplotekhnika, 2008. 192 p. (In Russ.).

Received February 16, 2015

УДК 621.746

АНАЛИТИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ РЕЖИМОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ОХЛАЖДЕНИЯ КРУПНОТОННАЖНЫХ ПРОМЫШЛЕННЫХ СЛИТКОВ. СООБЩЕНИЕ 1. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И ВЫВОД РАСЧЕТНЫХ СООТНОШЕНИЙ ДЛЯ СХЕМЫ ТЕРМИЧЕСКОГО СЛОЯ

Постольник Ю.С., д.т.н., профессор

Тимошпольский В.И.¹, д.т.н., профессор, директор по науке и новой технике (tree-89@mail.ru)

Трусова И.А.², д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлургических технологий

¹ Научно-производственная группа компаний «Нефтегазстройизоляция»

(113017, Россия, г. Москва, Малый Толмачевский пер., 8)

² Белорусский национальный технический университет

(220013, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, д. 65)

Аннотация. Разработана методика расчета полного времени затвердевания блюмингового слитка. В качестве математического метода решения сформулированной задачи затвердевания и охлаждения слитков применен хорошо зарекомендовавший себя для решения задач металлургической теплотехники метод эквивалентных источников (МЭИ) Ю.С. Постольника. Решение задачи выполнено в соответствии со схемой термического слоя для двух последовательных этапов теплообмена: инерционного и регулярного. Сопоставление расчетных данных для промышленного блюмингового слитка по МЭИ с результатами опытных данных и по методу Л.С. Лейбензона показали удовлетворительное согласование по времени полного затвердевания, что позволяет использовать полученное решение при расчетах процессов затвердевания промышленных слитков. Предлагаемая методика может быть использована в теплотехнических расчетах режимов затвердевания и охлаждения слитков и заготовок при разливе в изложницы и в процессе непрерывного литья для оценки времени полного затвердевания слитка и температурного поля.

Ключевые слова: затвердевание и охлаждение слитков, математическое моделирование, нелинейная задача теплопроводности, схема термического слоя, метод эквивалентных источников.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-550-556

Анализ исследований в области металлургической теплотехники и теплофизики за последние 50 – 60 лет показывает, что многие известные ученые – Г.П. Иванов, Л.С. Лейбензон, Э.М. Гольдфарб, А.И. Вейник, Ю.А. Самойлович, Б.Я. Любов, М.А. Глинков, В.А. Ефимов [1 – 9] – уделяли значительное внимание задачам нелинейной теплопроводности, в которых одновременно необходимо определить и температуру тела, и закон продвижения раздела фаз с выделением (поглощением) теплоты.

Если всесторонне рассматривать и тем более решать насущные проблемы и задачи в металлургических технологиях с целью их влияния на ход технологического процесса, не вызывает сомнений тот факт,

что исключительно важные прикладные задачи металлургической теплотехники, обозначенные как «проблема Стефана» [10], являются одними из главных в металлургии. Это обусловлено тем, что сами термины «плавление», «затвердевание», «кристаллизация», «нагревание», «охлаждение» являются важнейшими в металлургии, ибо без их использования не представляется возможным решить ни одну из многих существующих теплотехнических и технологических задач: режим плавления легирующих компонентов, окатышей; затвердевание-охлаждение непрерывнолитых заготовок; процесс производства крупных блюминговых слитков и т.д.

Вопросы, присущие стефановской тематике, имеют, по нашему мнению, значительное прикладное значение в металлургической теплотехнике и теплофизике¹ [11, 12].

В настоящей работе приводятся результаты исследований по теории затвердевания крупнотоннажных блюминговых слитков, при этом разработанная на основе теоретических результатов технология опробована и внедрена на ряде крупных металлургических комбинатов.

¹ При подготовке конкретной публикации принято во внимание, что в 2015 г. отмечается 90 лет выдающемуся советскому и украинскому ученому в области металлургической теплофизики, теплотехники и термомеханики, д.т.н., профессору Юрию Степановичу Постольнику (1925 – 2007 гг.), имя которого увековечено теоретическими работами в области нелинейной теплопроводности; кроме того, руководствовались и публикациями в известных советских и российских журналах международного уровня и, прежде всего, в журнале «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия».

В работах [13, 14] приведены аналитические способы расчетов режимов затвердевания слитков (отливок), основанные на интегральных методах и методе конформных отображений. Следует отметить, что достаточно эффективно зарекомендовал себя метод эквивалентных источников Ю.С. Постольника, введенный в аналитическую теорию теплопроводности еще в начале 60-х гг. XX столетия и весьма высокоэффективно проявивший себя при решении ряда нелинейных задач, в том числе и задач с подвижными границами, которые можно отнести к проблеме Стефана [15, 16].

Целью настоящего исследования является разработка метода расчета режима затвердевания крупнотоннажного бьюмингового слитка при использовании известных теоретических предпосылок, который возможно будет рекомендовать в качестве базового инженерного способа в реальных технологических условиях остывания заготовки и последующего нагрева.

Исходная математическая модель описывается следующей системой уравнений:

$$\frac{1}{1-\xi} \frac{\partial}{\partial \xi} \left[(1-\xi) \frac{\partial \theta_j}{\partial \xi} \right] = K_a^{2-j} \frac{\partial \theta_j}{\partial \tau}, \quad j=1, 2; \quad (1)$$

$$\left. \frac{\partial \theta_1}{\partial \xi} \right|_{\xi=0} = Bi_1 \theta_1(0, \tau), \quad \theta_j(\xi, \tau) \Big|_{\xi=l(\tau)} = 1, \quad \left. \frac{\partial \theta_2}{\partial \xi} \right|_{\xi=1} = 0; \quad (2)$$

$$K_a K_o l(\tau) = \sum_{j=1}^2 (K_\lambda K_T)^{j-1} \left. \frac{\partial \theta_j}{\partial \xi} \right|_{\xi=l(\tau)}, \quad \theta_2(\xi, \tau_0) = \varphi(\xi), \quad (3)$$

где индекс $j=1$ – для затвердевшей оболочки; $j=2$ – для жидкой сердцевины; $\theta_1(\xi, \tau) = \frac{T_1(\xi, \tau) - T_c}{T_0 - T_c}$;

$$\theta_2(\xi, \tau) = \frac{T_0 - T_2(\xi, \tau)}{T_0 - T_{лик}}; \quad \xi = \frac{r}{R}; \quad l(\tau) = \frac{L(t)}{R}; \quad \tau = Fo = \frac{a_2 t}{R^2};$$

$Bi_1 = \frac{\alpha_{зав} R}{\lambda_1}$; $Ko = \frac{q_\phi K_\gamma}{c_1(T_\phi - T_c)}$ – число Коссовича (затвердевания); $По = \frac{q_\phi}{c_2(T_0 - T_{лик})}$ – число Постольника

(перегрева); $K_\gamma = \frac{\gamma_2}{\gamma_1}$; $K_\lambda = \frac{\lambda_2}{\lambda_1}$; $K_a = \frac{a_2}{a_1}$; $K_T = \frac{T_0 - T_{лик}}{T_\phi - T_c}$;

T_c , T_ϕ и $T_{лик}$ – температуры наружной среды, затвердевания (солидуса) и ликвидуса; K ; r – координата, отсчитываемая от внешней поверхности слитка, м; R – полутолщина пластины, или радиус цилиндра, шара, м; $L(t)$ – нарастающая толщина твердой корки слитка, м; t – время, ч; q_ϕ – скрытая теплота затвердевания, Дж/кг; $\alpha_{зав}$ – коэффициент теплообмена в зазоре между изложницей и слитком, Вт/(м²·К).

Схема расчета приведена на рис. 1.

Поскольку при такой постановке задачи конвективным перемешиванием расплава пренебрегаем, то функцию $\varphi(\xi)$ в выражении (3) находим как решение задачи теплопроводности с граничным условием III рода:

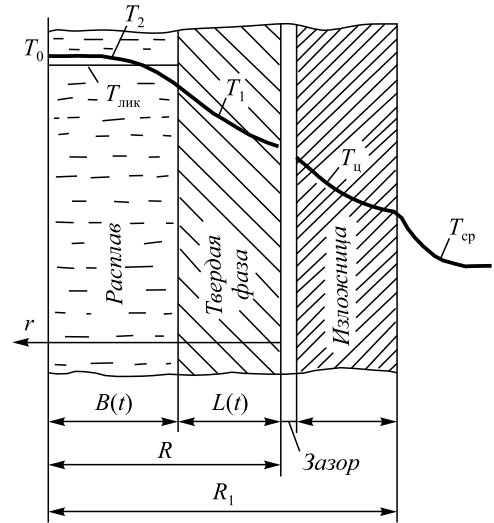


Рис. 1. Схема расчета затвердевания слитка

Fig. 1. Calculation algorithm of ingot solidification

$$\varphi(\xi) = 1 - \frac{Bi_n}{2K_T} [1 - (1 - \xi)^2],$$

где $Bi_n = \frac{\alpha_\Sigma^H R}{\lambda_1}$; α_Σ^H – коэффициент теплообмена (суммарный) со стороны наружной поверхности изложницы, Вт/(м²·К).

Решение уравнений (1) – (3) с использованием МЭИ имеет следующий вид.

Распределение температуры в затвердевающем слое слитка описывается выражением

$$\theta_1(\xi, \tau) = \theta_1^*(\xi, l) \left\{ 1 - \frac{V(l) [1 - \Phi(\xi, l) / \theta_1^*(\xi, l)]}{Ko [1 + \omega_1(l) + \omega_2(l)]} \right\}, \quad (4)$$

где

$$\theta_1^*(\xi, l) = \frac{(1-m) + Bi_1 [1 - (1-\xi)^{1-m}]}{(1-m) + Bi_1 [1 - [1-l(\tau)]^{1-m}]};$$

$$\Phi(\xi, l) = \frac{2 + Bi_1 \xi (2 - \xi)}{2 + Bi_1 l(\tau) [2 - l(\tau)]};$$

$$V(l) = \frac{Ko \omega_1(l)}{\{1 + m [1 - l(\tau)]\} l(\tau)} \frac{1 + \frac{Bi_1 l(\tau) [1 - l(\tau)]}{2 [3 + Bi_1 l(\tau)]}}{1 + \frac{Bi_1 l(\tau) [1 - l(\tau)]}{2 + Bi_1 l(\tau)}};$$

$$\omega_1(l) = \left\langle 2(1-m) Bi_1 [3 + Bi_1 l(\tau)] \{1 + m [1 - l(\tau)]\} \times \right. \\ \left. \times [1 - l(\tau)]^{1-m} l(\tau) \right\rangle / \left\langle 3(1+m) Ko [2 + Bi_1 l(\tau)] \times \right. \\ \left. \times \{ (1-m) + Bi_1 - Bi_1 [1 - l(\tau)]^{1-m} \} \right\rangle;$$

$$\omega_2(l) = \frac{4 [1 - l(\tau)]}{3(1+m) По}.$$

Положение фронта кристаллизации $l(\tau)$ в момент времени τ определяется следующей зависимостью:

$$H_*(l)[1 + \beta_1(l) + \beta_2(l)] = \frac{\tau - \tau_\phi^0}{K_a Ko}, \quad (5)$$

где

$$H_*(l) = \frac{2 + Bi_1}{2(1+m)Bi_1} \times \left\{ 1 - \frac{2(1-m+Bi_1)[1-l(\tau)]^{1+m} - (1+m)Bi_1[1-l(\tau)]^2}{(1-m)(2+Bi_1)} \right\};$$

$$\begin{aligned} \beta_1(l) = & \left\{ 4[2m + (1+m)Bi_1] \right\} / \left\{ 3KoBi_1^2 \times \right. \\ & \times \left\{ 1 - \left(2(1-m+Bi_1)[1-l(\tau)]^{1+m} - (1+m)Bi_1 \times \right. \right. \\ & \times \left. \left. [1-l(\tau)]^2 \right) / (1-m)(2+Bi_1) \right\} \times \\ & \times \left\{ l(\tau) - \frac{2}{Bi_1} \ln \left[1 + \frac{Bi_1 l(\tau)}{2} \right] + \right. \\ & + \frac{Bi_1 l^2(\tau)}{12(2+Bi_1)[2m + (1+m)Bi_1]} \left\{ 6[(1+m)Bi_1^2 - \right. \\ & - (1+2m)Bi_1 - 2m] + 4Bi_1[m - (1+2m)Bi_1] \times \\ & \times \left. l(\tau) + 3mBi_1^2 l^2(\tau) \right\} \left. \right\}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \beta_2(l) = & \left\{ 8 \left\{ (1-m)(3+Bi_1) - 3(1-m+Bi_1) \times \right. \right. \\ & \times \left. \left. [1-l(\tau)]^{2+m} + (2+m)Bi_1[1-l(\tau)]^3 \right\} \right\} / \\ & / \left\{ 9Po(2+m) \left\{ (1-m)(2+Bi_1) - 2(1-m+Bi_1) \times \right. \right. \\ & \times \left. \left. [1-l(\tau)]^{1+m} + (1+m)Bi_1[1-l(\tau)]^2 \right\} \right\}. \end{aligned}$$

Решение опорной задачи (1) – (3) в соответствии с обозначенной выше инженерной интерпретацией процесса переноса теплоты выполнено для схемы термического слоя (рис. 2). Исходя из этой модели, продолжительность полного затвердевания слитка находим из соотношения

$$\bar{\tau}_\phi = \tau_\phi - \tau_\phi^0 = \tau_\phi^*(1 + \bar{\beta}_1 + \bar{\beta}_2), \quad (6)$$

где

$$\tau_\phi^* = \frac{(2 + Bi_1)K_a Ko}{2(1+m)Bi_1};$$

$$\begin{aligned} \bar{\beta}_1 = & \frac{4}{3KoBi_1^2(2+Bi_1)} \left\{ [(1+m)Bi_1^2 + 2(1+2m)Bi_1 + \right. \\ & + 4m] \left[1 - \frac{2}{Bi_1} \ln \left(1 + \frac{Bi_1}{2} \right) \right] + \frac{Bi_1}{12} \times \right. \\ & \times \left. \left[(2+m)Bi_1^2 - 2(3+4m)Bi_1 - 12m \right] \right\}; \end{aligned}$$

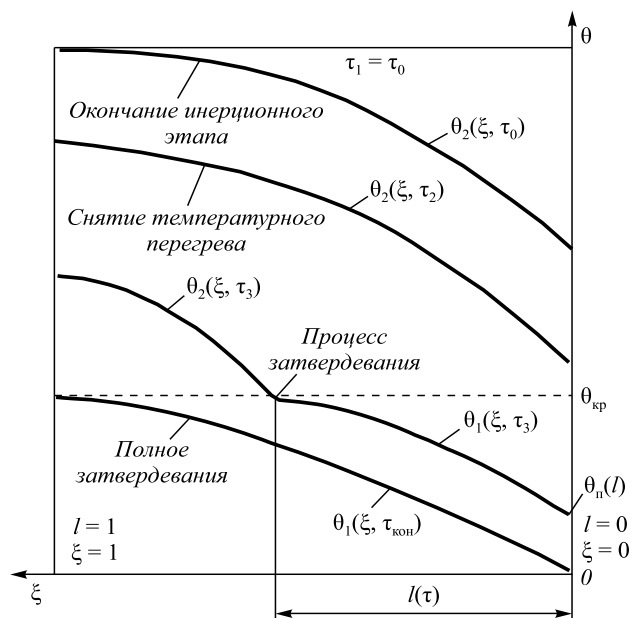


Рис. 2. Схема теплового пограничного слоя в процессе затвердевания металла с начальным перегревом:

τ_1, τ_2 и τ_3 – время инерционного периода, снятия перегрева и кристаллизации

Fig. 2. Diagram of thermal boundary layer during initially overheated metal solidification:

τ_1, τ_2 , and τ_3 – time of inertial period, overheat removal and crystallization

$$\bar{\beta}_2 = \frac{8(3 + Bi_1)}{9(2 + m)(2 + Bi_1)Po}.$$

Продолжительность τ_ϕ^0 охлаждения перегретого расплава до момента начала процесса кристаллизации рассчитывается следующим образом:

$$\begin{aligned} \tau_\phi^0 = & \frac{1}{3(1+m)Bi_2} \left\{ \left(1 + \frac{Bi_2}{4} \right) - \frac{2 + 3Bi_2 + Bi_2^2}{Bi_2} \times \right. \\ & \times \ln \left(1 + \frac{Bi_2}{2} \right) + (3 + Bi_2) \ln(1 + K_T) \left. \right\}. \quad (7) \end{aligned}$$

Используя формулы из работы [17], получим

$$\varphi(\xi) = 1 - \frac{Bi_2}{2K_T} [1 - (1 - \xi)^2],$$

при этом

$$\tau_\phi^0 = \tau_0 + \frac{3 + Bi_2}{3(1+m)Bi_2} \left[\ln(1 + K_T) - \ln \left(1 + \frac{Bi_2}{2} \right) \right]; \quad (8)$$

здесь

$$\tau_0 = \frac{1}{12(1+m)} \left[1 + \frac{4}{Bi_2} - \frac{8}{Bi_2^2} \ln \left(1 + \frac{Bi_2}{2} \right) \right]. \quad (9)$$

Решение для определения изменения температур принимает следующий вид:

$$\theta_1(\xi, \tau) = \theta_1^*(\xi, \tau) - \frac{f_1(\tau)}{2(1+m)} \left\{ \left[(1-\xi)^2 - \frac{2+Bi_1}{Bi_1} \right] - \left[(1-\xi)^2 - \frac{2+Bi_1}{Bi_1} \right] \theta_1^*(\xi, \tau) \right\}; \quad (10)$$

$$\theta_2(\xi, \tau) = 1 - \frac{f_2(\tau)}{2(1+m)} \left\{ (1-\xi)^2 - [1-l(\tau)]^2 \right\}, \quad (11)$$

где

$$f_1(\tau) = \frac{2Bi_1 K_a [1-l(\tau)] [6+3Bi_1 l(\tau) - Bi_1 l^2(\tau)]}{3 \{ 2[1+Bi_1 l(\tau)] - Bi_1 l^2(\tau) \}^2} l(\tau); \quad (12)$$

$$f_2(\tau) = -\frac{4}{3} (1-\varphi_u) l(\tau). \quad (13)$$

Таким образом, получены решения температурного профиля по сечению слитка в различные моменты времени. Решения включают в себя зависимости толщины затвердевшей корки от времени, а также скорость затвердевания. Температурные поля зависят от критериального числа Bi , который характеризует теплообмен тела с окружающей средой, т.е. методика позволяет рассчитывать процессы затвердевания непрерывнолитых заготовок.

Динамика процесса кристаллизации определяется калориметрическим условием Стефана, подстановка в которое функций (10) – (13) приводит к дифференциальному уравнению [17]:

$$[F_1(l) + F_2(l) + F_3(l)] dl = dt, \quad (14)$$

где

$$F_1(l) = \frac{K_a Ko}{Bi_1} \frac{(1-m+Bi_1)[1-l(\tau)]^m - Bi_1[1-l(\tau)]}{1-m}; \quad (15)$$

$$F_2(l) = \frac{4K_\lambda K_T}{3(1+m)Bi_1} \frac{(1-\varphi_u)[1-l(\tau)]^{m+1} - Bi_1[1-l(\tau)]^2}{1-m}; \quad (16)$$

$$F_3(l) = \frac{2K_a[3+Bi_1 l(\tau)]}{3(1+m)[2+Bi_1 l(\tau)]} [1+m-ml(\tau)] l(\tau) [1-l(\tau)]. \quad (17)$$

Интегрирование полной формулы (14) привело к трансцендентному выражению [11]:

$$\begin{aligned} & \frac{K_a Ko(2+Bi_1)}{2(1+m)Bi_1} \times \\ & \times \left[1 - \frac{2(1-m+Bi_1)(1-l)^{1+m} - (1+m)Bi_1(1-l)^2}{(1-m)(2+Bi_1)} \right] + \\ & + \frac{4K_\lambda K_T(1-\varphi_u)(3+Bi_1)}{9(1+m)(2+m)Bi_1} \times \\ & \times \left[1 - \frac{3(1-m+Bi_1)(1-l)^{2+m} - (2+m)Bi_1(1-l)^3}{(1-m)(3+Bi_1)} \right] + \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & + \frac{2K_a}{3(1+m)Bi_1^3} \left\{ \left[(1+m)Bi_1^2 + 2(1+2m)Bi_1 + 4m \right] \times \right. \\ & \times \left[l - \frac{2}{Bi_1} \ln \left(1 + \frac{Bi_1 l}{2} \right) \right] + \frac{Bi_1 l^3}{2} [(1+m)Bi_1^2 - \\ & - (1+2m)Bi_1 - 2m] + \frac{Bi_1^2 l^3}{3} \times \\ & \times \left[m - (1+2m)Bi_1 \right] + \frac{mBi_1^3 l^4}{4} \left. \right\} = \tau. \quad (18) \end{aligned}$$

Для определения положения $l(\tau)$ фронта кристаллизации в произвольный момент времени τ ($\tau_\phi^0 \leq \tau \leq \tau_\phi$) выражение (18) было представлено [11] в следующем виде:

$$H(l)[1+\beta_1(l)+\beta_2(l)]=\tau, \quad (19)$$

где

$$H(l) = \frac{(2+Bi_1)K_a Ko}{2(1+m)Bi_1} \times \left[1 - \frac{2(1-m+Bi_1)(1-l)^{1+m} - (1+m)Bi_1(1-l)^2}{(1-m)(2+Bi_1)} \right]; \quad (20)$$

$$\begin{aligned} \beta_1(l) = & \left\{ 4[2m+(1+m)Bi_1] \right\} / \left\{ 3KoBi_1^2 \times \right. \\ & \times \left[1 - \frac{2(1-m+Bi_1)(1-l)^{1+m} - (1+m)Bi_1(1-l)^2}{(1-m)(2+Bi_1)} \right] \left. \right\} \times \\ & \times \left\{ \left[l - \frac{2}{Bi_1} \ln \left(1 + \frac{Bi_1 l}{2} \right) \right] + \right. \\ & + \frac{Bi_1 l^2}{12(2+Bi_1)[2m+(1+m)Bi_1]} \left\{ 6[(1+m)Bi_1^2 - \right. \\ & - (1+2m)Bi_1 - 2m] + 4Bi_1 \times \\ & \times [m - (1+2m)Bi_1] l + 3mBi_1^2 l^2 \left. \right\} \left. \right\}; \quad (21) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \beta_2(l) = & \left\{ 8[(1-m)(3+Bi_1) - 3(1-m+Bi_1) \times \right. \\ & \times (1-l)^{2+m} + (2+m)Bi_1(1-l)^3] \left. \right\} / \left\{ 9(2+m)Po \times \right. \\ & \times [(1-m)(2+Bi_1) - 2(1-m+Bi_1)(1-l)^{1+m} + \\ & + (1+m)Bi_1(1-l)^2] \left. \right\}. \quad (22) \end{aligned}$$

Уравнение (19) решено методом уточняющих приближений (метод касательных Ньютона) относительно положения фронта кристаллизации, причем толщина затвердевшей корки рассматривается как функция времени. В качестве приближенного значения корня уравнения используется его значение на предыдущей временной итерации, т.е. задаваясь временем, находим положение фронта кристаллизации.

Преимуществом разработанного метода расчета является то, что инженеры-практики, задаваясь вре-

менем и условиями теплообмена, могут определять положение фронта кристаллизации и температурные поля. Это позволяет исследовать закономерности затвердевания, например, непрерывнолитой заготовки в зависимости от скорости разливки и условий охлаждения.

Из формулы (19) следует, что физическая теплота, теряемая твердеющей оболочкой, учитывается составляющей $\beta_1(l)$ из уравнения (21), а наличие перегрева – величиной $\beta_2(l)$ из выражения (22).

При определении динамики продвижения фронта кристаллизации получаем уравнение

$$v_\phi = \dot{l}(\tau) = \frac{\dot{l}^*(\tau)}{1 + \omega_1(l) + \omega_2(l)}, \quad (23)$$

где

$$v_\phi^* = \dot{l}^*(l) = \frac{(1-m)Bi_1}{K_a Ko} \times \left[(1-m + Bi_1)(1-l)^m - Bi_1(1-l) \right]^{-1}, \quad (24)$$

$$\omega_1(l) = \frac{2(1-m)Bi_1(3 + Bi_1l)[1 + m(1-l)](1-l)^{1-m}l}{3(1+m)Ko(2 + Bi_1l)[(1-m) + Bi_1 - Bi_1(1-l)^{1-m}]}; \quad (25)$$

$$\omega_2(l) = \frac{4(1-l)}{3(1+m)Po}. \quad (26)$$

Уравнения (23) – (26) позволяют рассчитывать динамику перемешивания фронта кристаллизации по сечению заготовки и глубину жидкой лунки.

Тестирование аналитического решения по МЭИ с результатами эксперимента и численным интегрированием исходной задачи описано ниже.

При разработке либо усовершенствовании методов расчета режимов прикладных задач металлургической теплотехники и теплофизики за последние 30 лет, безусловно, применялся системный подход, когда для конкретного случая привлекались результаты промышленных экспериментов и численные методы решения нелинейных задач, а также результаты других исследований [10, 12, 14]. В конкретном случае поступили аналогично, используя известные решения (метод Л.С. Лейбензона), промышленные эксперименты, численное решение.

На первом этапе произведен расчет времени полного затвердевания блюмингового слитка массой 8 т [18] при следующих исходных данных: материал сталь 45; размеры слитка 0,734×0,655 м; толщина стенки изложницы 0,37 м; начальная температура расплава $T_0 = 1530$ °С; $T_{лик} = 1490$ °С; $T_{сол} = T_\phi = 1420$ °С; температура подогрева изложницы $T_n^0 = 150$ °С; $T_c = 30$ °С. Расчетное время $\tau_{затв}$ полного затвердевания слитка по методу Л.С. Лейбензона [13, 14] с учетом двухфазной модели составляет 2 ч 40 мин, по данным промышленных экспериментов имеем $\tau_{затв} = 2$ ч 45 мин.

На следующем этапе с помощью численного интегрирования показана пригодность к применению опорной краевой задачи (1) – (3) при использовании модели для симметричного охлаждения пластины.

В работе [19] рассмотрены численные схемы при решении нелинейных задач технологии нагрева. В соответствии с предложенными в этой работе рекомендациями применена численная схема, основанная на конечно-разностной аппроксимации с целью уточнения нагрева слитков в соответствии с выражениями (1) – (3). Для проверки адекватности моделей (1), (2) дополнительно выполнили сопоставление с результатами промышленного эксперимента [6] для слитка кипящей стали размерами 720×1560 мм при толщине стенки чугуновой изложницы 0,29 м. Результаты сопоставления показывают некоторое расхождение – около 8,5 % (по данным промышленного эксперимента продолжительность полного затвердевания составляет 3 ч 25 мин, по данным расчета – 3 ч 45 мин). Это связано с тем, что после полного затвердевания слитка не было зафиксировано точное местоположение термодатчика в центральной плоскости слитка, т.е. за счет перемещения жидких слоев металла, ферростатического давления жидкой стали термодатчика может менять свое начальное положение, и время полного затвердевания в конкретном случае может незначительно колебаться.

В дальнейшем по аналогии с работой [15] выполнено сравнение результатов вычислений в соответствии с приведенными выше теплофизическими данными при охлаждении и затвердевании 8-т блюмингового слитка по МЭИ и методу численного интегрирования исходной краевой задачи (1), (2) по явной конечно-разностной схеме Дю-Фора и Франкела. Продолжительность затвердевания слитка, найденная в результате численного моделирования процесса, составляет 2 ч 41 мин и практически совпадает с решением по методу Л.С. Лейбензона. Расчетное время несколько меньше времени затвердевания в промышленном эксперименте (2 ч 45 мин) и обусловлено тем, что рассмотренная модель не учитывает расчет времени (примерно 4 – 5 мин) снятия теплоты перегрева стали.

Для оценки адекватности описания процессов затвердевания непрерывнолитых заготовок с помощью предложенной методики (8) – (26) было осуществлено сравнение результатов расчета математической модели затвердевания и охлаждения с экспериментальными данными, приведенными в работе [14]. Результаты расчетов показали, что относительная погрешность вычислений по приведенной методике для процессов непрерывной разливки при определении времени затвердевания не превышает 6 %, при вычислении температуры – 3,5 %.

Несмотря на некоторые упрощения в части постановки задачи (отсутствие двухфазной зоны, учета времени снятия перегрева, невозможность явного анализа влияния величины газового зазора [10, 12, 14], напри-

мер, толщины и материала изложницы на динамику температурных полей и др.), предлагаемые методики представляется возможным использовать в теплотехнических расчетах режимов затвердевания и охлаждения слитков и отливок при разливке в изложницы и в ходе непрерывного литья наряду с известными и более широко апробированными методами моделирования и вычислений [2, 5, 9, 13 и др.].

Выводы. Разработан метод расчета режима затвердевания слитка в изложнице. При этом в основу математического метода расчета положен метод эквивалентных источников МЭИ, введенный в практику вычислений нелинейных теплотехнических задач известным ученым-теплофизиком Ю.С. Постольником. Решение сформулированной нелинейной задачи теплопроводности выполнено в соответствии с классической схемой термического слоя для двух последовательных этапов внутреннего теплообмена: инерционного и регулярного. Апробация методики проведена в соответствии с результатами эксперимента для промышленных (слябовых и блюминговых) слитков и расчетами по методу Л.С. Лейбензона, а также численного интегрирования исходной краевой задачи по явной конечно-разностной аппроксимации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Глишков М.А. Основы общей теории тепловой работы печей. – М.: Metallurgizdat, 1959. – 416 с.
2. Лейбензон Л.С. К вопросу о затвердевании земного шара из первоначального расплавленного состояния // Изв. АН СССР. Серия география и геофизика. 1936. № 6. С. 1133 – 1175.
3. Иванцов Г.П. Приближенный способ расчета кристаллизации слитка. – В кн.: Теплотехника слитка и печей: Сб. трудов ЦНИИЧМ. – М.: Metallurgizdat, 1960. Вып. 2 (5). С. 60 – 104.
4. Любов Б.Я. Вычисление скорости затвердевания металлического слитка // Доклады АН СССР. 1949. Т. 68. № 5. С. 847 – 850.
5. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. – М.: Машгиз, 1960. – 434 с.
6. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов. – М.: Metallurgiya, 1967. – 439 с.
7. Самойлович Ю.А. Расчет затвердевания слитков. – В кн.: Металлургическая теплотехника: Сб. научных трудов ВНИИМТ. – Свердловск: Metallurgiya, 1965. Вып. 12. С. 14 – 137.
8. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Metallurgiya, 1976. – 552 с.
9. Самойлович Ю.А. Формирование слитка. – М.: Metallurgiya, 1977. – 160 с.
10. Рубинштейн Л.И. Проблема Стефана. – Рига: Звайгзне, 1967. – 453 с.
11. Тимошпольский В.И., Постольник Ю.С., Андрианов Д.Н. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии. – Минск: Бел. наука, 2005. – 560 с.
12. Прикладные задачи металлургической теплофизики / В.И. Тимошпольский, Н.М. Беляев, А.А. Рядно и др. – Минск: Наука і тэхніка, 1991. – 320 с.
13. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И. Расчеты затвердевания отливок цилиндрической формы по методу Лейбензона // Инженерно-физический журнал. 1987. Т. 52. № 3. С. 485 – 490.
14. Стальной слиток. В 3-х т. Т. 2. Затвердевание и охлаждение / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, В.В. Филиппов. – Минск: Бел. наука, 2000. – 637 с.
15. Постольник Ю.С., Темкин С.И. Исследование процесса затвердевания плоской отливки // Изв. вуз. Машиностроение. 1976. № 5. С. 140, 141.
16. Постольник Ю.С., Темкин С.И. Приближенный расчет температурных полей в затвердевающем слое отливки // Изв. вуз. Черная металлургия. 1976. № 10. С. 20 – 24.
17. Постольник Ю.С. Приближенное исследование процесса симметричного затвердевания отливок при конвективном охлаждении // Изв. вуз. Черная металлургия. 1971. № 6. С. 155 – 160.
18. Тимошпольский В.И., Гурвич Э.А., Голубченко А.К. и др. Тепловое состояние слитка из среднеуглеродистой стали при его затвердевании и охлаждении // Металлургическая и горнорудная промышленность. 1987. № 3. С. 33, 34.
19. Перетягко В.Н., Темлянцев Н.В., Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Нагрев стальных слабов. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.

Поступила 30 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 8, pp. 550–556.

ANALYTICAL CALCULATIONS OF SOLIDIFICATION AND COOLING PROCESSES IN LARGE- TONNAGE COMMERCIAL INGOTS. REPORT 1. MATHEMATICAL FORMULATION OF THE PROBLEM AND DERIVATION OF CORRELATIONS FOR A THERMAL LAYER SCHEME

Postol'nik Yu.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor

Timoshpol'skii V.I.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of Science and New Equipment (tree-89@mail.ru)

Trusova I.A.², Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metallurgical Technology

¹ CJSC PII SIT "NEFTEGAZSTROIZOLYATSIYA" (14, Marshala Grechko str., Kiev, 04136, Ukraine)

² Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., Minsk, 220013, Belarus)

Abstract. The technique to compute the overall time of bloom ingot solidification was developed. To solve the stated problem a method of equivalent sources (MES) by Yu.S. Postolnik was applied, which has proven its effectiveness for solving problems in the field of heat engineering. The solution has been achieved in terms of the thermal

layer format, for two successive stages of heat exchange, namely: – inertial and regular. The comparison of calculated data concerning a commercial bloom ingot, as derived by the MES method, with the results of experiments and those obtained by the L.S. Leybenzon method, has shown a reasonable correlation as to the time of complete solidification. Thus, the obtained solution is of value in heat-engineering computations of commercial ingot solidification conditions. The proposed technique can be useful in heat-engineering calculations as applied to solidification and cooling schedules for ingots and billets when poured into molds and in the process of continuous casting, to get an estimate of the time of complete freezing and of temperature patterns.

Keywords: solidification and cooling of ingot, mathematical modeling, heat conductivity non-linear problem, thermal layer pattern, equivalent sources method.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-550-556

REFERENCES

- Glinkov M.A. *Osnovy obshchei teorii teplovoi raboty pechei* [Fundamentals of general theory of furnace thermal work]. Moscow: Metallurgizdat, 1959. 416 p. (In Russ.).
- Leibenzon L.S. Earth globe solidification from the original melt state. *Izvestiya AN SSSR. Seriya geografiya i geofizika*. 1936, no. 6, pp. 1133–1175. (In Russ.).
- Ivantsov G.P. Approximate method of calculation of ingot solidification. In.: *Teplotekhnika slitka i pechei: Sb. trudov TsNIIChM* [Ingot and furnace heat technology: Proceedings of the All-Union Research and Development Institute of Metallurgical Heat Engineering]. Moscow: Metallurgizdat, 1960. Issue 2 (5), pp. 60–104. (In Russ.).
- Lyubov B.Ya. Calculation of solidification rate of metal ingot. *Doklady AN SSSR*. 1949. Vol. 68, no. 5, pp. 847–850. (In Russ.).
- Veinik A.I. *Teoriya zatverdevaniya otlivki* [Casting solidification theory]. Moscow: Mashgiz, 1960. 434 p. (In Russ.).
- Gol'dfarb E.M. *Teplotekhnika metallurgicheskikh protsessov* [Heat engineering of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1967. 439 p. (In Russ.).
- Samoilovich Yu.A. Calculation of ingot solidification. In.: *Metallurgicheskaya teplotekhnika: Sb. nauchnykh trudov VNIIMT* [Metallurgical heat engineering: Proceedings of the All-Union Research and Development Institute of Metallurgical Heat Engineering]. Sverdlovsk: Metallurgiya, 1965. Issue. 12, pp. 14–137. (In Russ.).
- Efimov V.A. *Razlivka i kristallizatsiya stali* [Steel casting and crystallization]. Moscow: Metallurgiya, 1976. 552 p. (In Russ.).
- Samoilovich Yu.A. *Formirovanie slitka* [Ingot forming]. Moscow: Metallurgiya, 1977. 160 p. (In Russ.).
- Rubinshtein L.I. *Problema Stefana* [Stefan problem]. Riga: Zvaigzne, 1967. 453 p.
- Timoshpol'skii V.I., Postol'nik Yu.S., Andrianov D.N. *Teoreticheskie osnovy teplofiziki i termomekhaniki v metallurgii* [Theoretical foundations of thermal physics and thermal mechanics in metallurgy]. Minsk: Bel. navuka, 2005. 560 p.
- Timoshpol'skii V.I., Belyaev N.M., Ryadno A.A., Trusova I.A., Steblov A.B., Maslennikov A.V., Zavelion V.I., Gurvich E.A., Mandel N.L., Minosyan Ya.P. *Prikladnye zadachi metallurgicheskoi teplofiziki* [Applied problems in metallurgical thermophysics]. Minsk: Navuka i tekhnika, 1991. 320 p.
- Samoilovich Yu.A., Timoshpol'skii V.I. Calculation of cylindrical casting solidification by the Leybenzon method. *Inzhenerno-fizicheskii zhurnal*. 1987. Vol. 52, no. 3, pp. 485–490. (In Russ.).
- Samoilovich Yu.A., Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A., Filippov V.V. *Stal'noi slitok: v 3-kh t. T. 2. Zatverdevanie i okhlazhdenie* [Steel ingot: in 3 vols. Vol. 2. Solidification and cooling]. Minsk: Bel. nauka, 2000. 637 p.
- Postol'nik Yu.S., Temkin S.I. The research of flat cast solidification process. *Izvestiya vuzov. Mashinostroenie*. 1976, no. 5, pp. 140–141. (In Russ.).
- Postol'nik Yu.S., Temkin S.I. Approximate calculation of temperature fields in a cast solidifying layer. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1976, no. 10, pp. 20–24. (In Russ.).
- Postol'nik Yu.S. Analytical approximation of casting symmetrical solidification under cooling by convection. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1971, no. 6, pp. 155–160. (In Russ.).
- Timoshpol'skii V.I., Gurvich E.A., Golubchenko A.K., Brodskii S.S., Dan'ko V.P. Temperature condition of the ingot of medium-carbon steel at its solidification and cooling. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 1987, no. 3, pp. 33–34. (In Russ.).
- Peretyat'ko V.N., Temlyantsev N.V., Temlyantsev M.V., Mikhailenko Yu.E. *Nagrev stal'nykh slyabov* [Steel slab heating]. Moscow: Teplotekhnika, 2008. 192 p. (In Russ.).

Acknowledgements. This work is dedicated to the following fact: 2015 is the year of the 90th anniversary of outstanding Soviet and Ukrainian scientist in the field of metallurgical thermal physics, heat engineering and thermal mechanics, Ph.D., Professor Yurii Stepanovich Postol'nik (1925–2007), whose name is immortalized in the theoretical work on the laser-STI nonlinear thermal conductivity and publications in well-known Soviet and Russian and international journals.

Received December 30, 2014

УДК 669.169

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАБОТКИ СТАЛИ КОНВЕРТЕРНЫМ ВАНАДИЕВЫМ ШЛАКОМ ПРИ ПРОДУВКЕ АЗОТОМ

*Нохрина О.И., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлургии черных металлов,
заместитель директора института металлургии (kafamsf@sibsiu.ru)*

Рожихина И.Д., д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов

Дмитриенко В.И., к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов

Голодова М.А., к.т.н., доцент кафедры технической механики и графики

Осипова Ю.А., аспирант кафедры металлургии черных металлов

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

Аннотация. Рассмотрены вопросы углеродосиликотермического восстановления ванадия из его пентаоксида, содержащегося в конвертерном ванадиевом шлаке, при обработке им стали на агрегате печь-ковш. Приведены физико-химическая модель процесса и результаты термодинамического моделирования, которые позволили определить оптимальные расходы шлака и восстановителей для практически полного восстановления ванадия из ванадиевого конвертерного шлака. Одновременная продувка стали газообразным азотом в процессе ее легирования ванадием приводит к более полному извлечению этого элемента и получению упрочняющих фаз – карбидов и карбонитридов ванадия. Азот, растворенный в металле, взаимодействует на наноуровне с восстановленным ванадием, его карбидом, образуя нитриды и карбонитриды ванадия.

Ключевые слова: углеродосиликотермическое восстановление, конвертерный ванадиевый шлак, физико-химическая модель, термодинамическое моделирование, карбонитрид ванадия, азот.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-557-560

В связи с возрастанием мощностей технологических агрегатов, увеличением нагрузок на инженерные сооружения, эксплуатацией механизмов и сооружений в экстремальных условиях (пониженные и повышенные температуры, высокая сейсмоактивность, повышенная коррозия) к применяемым материалам, в первую очередь к стали, предъявляются все более высокие требования.

Одним из наиболее эффективных способов повышения качества металла является его дисперсионное упрочнение, позволяющее при оптимальном подборе типа упрочняющих фаз и их количества сочетать высокую прочность с достаточной пластичностью. Такими упрочняющими фазами являются карбиды и карбонитриды ряда элементов, в том числе ванадия [1, 2].

При легировании стали ванадием основными ванадийсодержащими материалами являются феррованадий, сплавы и лигатуры, получаемые непосредственно из ванадиевого шлака; ванадиевый чугун; конвертерный ванадиевый шлак; ванадийсодержащий металлопродукт, получаемый при дроблении и магнитной сепарации ванадиевого шлака, а также металлизированные ванадийсодержащие окатыши и экзотермические брикеты, применяемые чаще всего при выплавке низколегированных сталей. Ванадиевый шлак, как правило, вводят в печь или ковш, используя алюминий для восстановления ванадия из шлака [3 – 5]. Это приводит

к удорожанию процесса и повышенному содержанию алюминия и неметаллических включений в металле, а также нестабильному усвоению легирующего элемента. Использование углеродосиликотермического восстановления ванадия и других элементов, содержащихся в конвертерном ванадиевом шлаке, позволило исключить эти недостатки [6].

Для получения карбонитридной фазы используют азотированные ферросплавы, что также значительно повышает себестоимость процесса. Использование молекулярного азота для насыщения стали представляет значительный интерес ввиду его низкой стоимости и простоты процесса.

Физико-химическую модель процессов восстановления элементов, содержащихся в конвертерном ванадиевом шлаке, можно рассматривать как процессы, проходящие на двух границах раздела:

- 1 – шлак – металл, содержащий углерод и кремний на выпуске из печи;
- 2 – шлак – восстановитель, содержащий углерод (коксик) и кремний (ферросилиций).

Эти процессы при обработке стали конвертерным ванадиевым шлаком проходят при постоянном перемешивании металла (рис. 1).

При реализации термодинамического моделирования процесса восстановления элементов из оксидов, содержащихся в ванадиевом шлаке, использовали го-

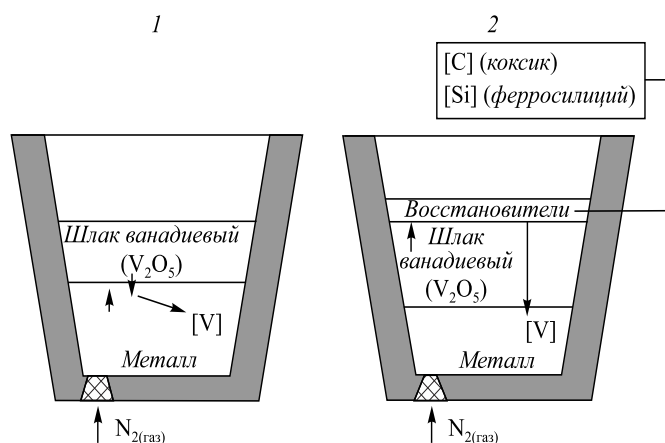


Рис. 1. Физико-химическая модель процессов, протекающих при обработке стали конвертерным ванадиевым шлаком и продувке

Fig. 1. Physical-chemical process model, coursing when steel processing with converter vanadium slag and blowing

товый программный продукт – программный комплекс «Терра», который позволяет на основе принципа максимума энтропии находить равновесный состав многокомпонентной, гетерогенной термодинамической системы для высокотемпературных условий.

Была смоделирована технологическая схема: при выпуске металла из электропечи в ковш присаживают шлакообразующую смесь из извести и ванадийсодержащего шлака; раскисление производится силикомарганцем. Шлак формируется из шлакообразующих, ванадийсодержащего шлака, печного шлака, попавшего в ковш при выпуске, и продуктов раскисления.

При расчетах принимали массу металла в ковше 110 т, количество присаживаемой в ковш извести 0,7 т; количество электропечного шлака 0,1 т. Выпускаемый из дуговой электропечи металл содержит 0,1 – 0,7 % C; 0,2 % Mn; 0,02 % S; 0,02 % P. В ковш на выпуск присаживали 1,4 т силикомарганца, что обеспечивает содержание кремния в стали 0,2 %. Это отвечает условию предварительного раскисления стали на выпуске. Температура металла в ковше составляет 1883 К.

Для термодинамического моделирования использовали исходные данные о составе следующих материалов: конвертерного ванадиевого шлака, содержащего 16,0 % V_2O_5 ; 30,0 % FeO; 10,0 % MnO; 20,0 % SiO_2 ; 5,0 % TiO_2 ; электропечного шлака состава 25,0 % FeO; 8,0 % MnO; 15,0 % SiO_2 ; 45,0 % CaO; 2,0 % MgO; по 2,0 % Al_2O_3 и P_2O_5 ; извести, содержащей 2,0 % SiO_2 ; 85,11 % CaO; 1,8 % MgO; 1,0 % Al_2O_3 и 9,09 % $CaCO_3$.

Из результатов термодинамического моделирования процесса легирования стали при ее обработке конвертерным ванадиевым шлаком следует, что первоначально изменение содержания кремния возрастает пропорционально увеличению расхода ванадийсодержащего шлака при относительно небольшом изменении содержания углерода, т.е. кремний является более сильным раскислителем и определяет процесс восстановления ванадия из шлака (рис. 2). При приблизительном равенстве раскислительной способности углерода и кремния изменяется характер восстановления: пропорционально расходу ванадийсодержащего шлака растет изменение содержания углерода при незначительном росте изменения содержания кремния. Это означает, что углерод становится основным восстановителем ванадия из конвертерного ванадиевого шлака [6].

Термодинамическая оценка процесса легирования стали ванадием с использованием конвертерного ванадийсодержащего шлака во время выпуска из дуговой печи в сталеразливочный ковш показала, что этот процесс может быть реализован в широком интервале требуемых концентраций ванадия в металле (рис. 3). Из анализа результатов, приведенных на рис. 3, следует, что содержание ванадия в стали определяется удельным расходом ванадиевого шлака и содержанием углерода в выпускаемой стали.

В дальнейшем довосстановление ванадия из шлака следует проводить на установке ковш–печь.

Результаты термодинамического моделирования показали, что совместное восстановление углеродом кокса и кремнием ферросилиция ванадия из шлака яв-

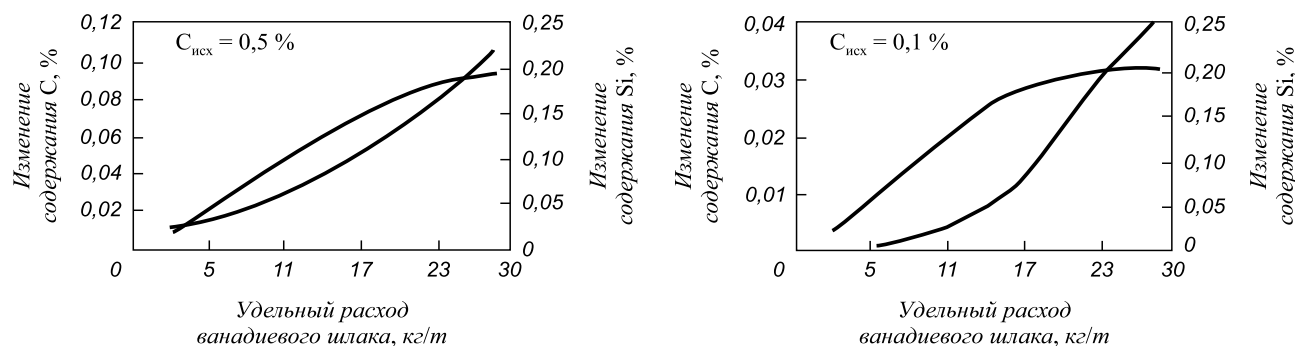


Рис. 2. Зависимость изменения содержания углерода и кремния от исходного содержания углерода в металле и расхода ванадийсодержащего шлака

Fig. 2. Change dependency of the content of carbon and silicon on the initial content of carbon in metal and the flow rate of vanadium-containing slag

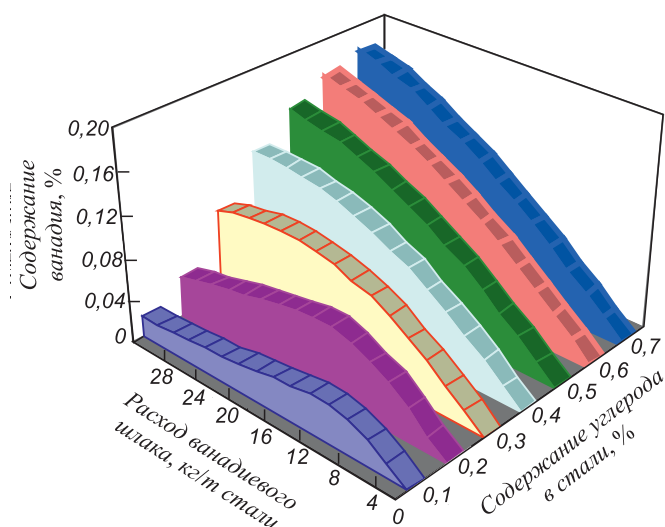


Рис. 3. Зависимость содержания ванадия в стали от исходного содержания углерода в стали и расхода ванадийсодержащего шлака

Fig. 3. Content dependency of vanadium in steel on the initial content of carbon in steel and flow rate of vanadium-containing slag

ляется наиболее эффективным, нежели восстановление одним восстановителем. Соотношение между восстановителями для полного восстановления ванадия из ванадиевого шлака может быть определено по зависимости, представленной на рис. 4.

Скорость процесса восстановления ванадия и других элементов из оксидов, содержащихся в ванадиевом шлаке, согласно работам [7–9] лимитируется в первую очередь растворением тугоплавких шпинелидов, в которых сосредоточено основное количество ванадия. Массоперенос компонентов металла и шлака к границам раздела шлак–металл или шлак–восстановители, а также отвод продуктов реакции от границ раздела в объем шлака и металла в связи с перемешиванием последнего на выпуске и при продувке газообразным азотом не оказывают значительного влияния на скорость процесса восстановления ванадия.

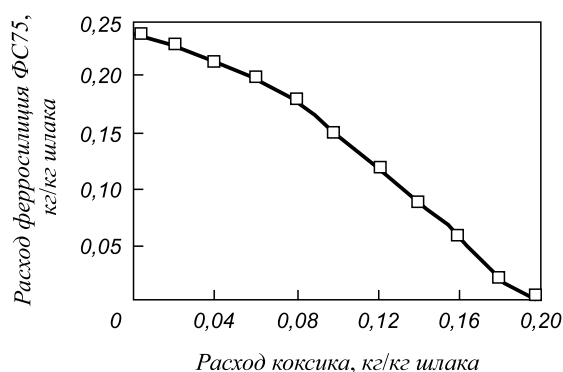


Рис. 4. Соотношение удельных расходов восстановителей для максимального извлечения ванадия из ванадийсодержащего шлака

Fig. 4. Correlation of specific restorative consumption for maximum extraction of vanadium from vanadium-containing slag

Термодинамическая оценка процесса взаимодействия расплава, обработанного конвертерным ванадиевым шлаком, с азотом, продуваемым через донную фурму, позволила определить условия образования нитридов и карбонитридов ванадия. В частности, для стали 20ГФЛ температура начала карбонитридообразования составляет 1150 К при минимальных концентрациях азота 0,003 % и ванадия 0,04 %.

Прирост содержания азота в стали при ее продувке в ковше азотом зависит от способа продувки: при введении более 20 м³ азота в течение 20 мин через донные фурмы прирост содержания азота в среднем составляет 0,005 % и не превышает 0,015 %, а при продувке через верхнюю погружаемую фурму в течение 15 мин – около 0,003 % и не превышает 0,012 % [10]. Расход азота при обоих способах продувки составлял от 45 до 65 м³/ч.

По данным работы А.А. Филиппенкова¹, существенная часть карбонитридов ванадия V(C, N) формируется в жидком металле. Азот, растворенный в металле, взаимодействует на наноуровне с восстановленным ванадием, карбидом ванадия, образуя нитриды и карбонитриды ванадия.

Выводы. На основании результатов термодинамического моделирования процесса легирования стали ванадием при ее обработке ванадийсодержащим шлаком на установке ковш–печь показано, что процесс легирования ванадием из ванадийсодержащего шлака реализуем в широком интервале требуемых концентраций ванадия в стали, при этом лучшие показатели процесса имеют место при совместном восстановлении ванадия углеродом и кремнием. Одновременная продувка стали газообразным азотом в процессе легирования ванадием приводит к его более полному извлечению и получению упрочняющих фаз – карбидов и карбонитридов ванадия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Лангеборг, Т. Сивецки, С. Заяц, Б. Хатчинсон; под ред. Л.А. Смирнова. – Екатеринбург: изд. Государственного научного центра РФ «Уральский институт металлов», 2001. – 108 с.
2. Заяц С. Выделение упрочняющих фаз в микролегированных ванадием сталях: роль азота и углерода // Проблемы производства и применения стали с ванадием. Материалы Международного научно-технического семинара. – Екатеринбург: изд. УрО РАН, 2007. С. 80 – 95.
3. Дерябин А.А., Козырев Н.А., Могильный В.В. и др. Эффективность использования ванадийсодержащих конвертерных шлаков для прямого легирования рельсовой стали ванадием в ковше // Сталь. 1998. № 2. С. 19 – 21.
4. Ровнушкин В.А., Смирнов Л.А. Легирование стали промежуточными продуктами ванадиевого передела // Проблемы производства и применения стали с ванадием. Материалы Международного семинара. – Екатеринбург: изд. УрО РАН, 2007. С. 95 – 121.

¹ Филиппенков А.А. Разработка ванадийсодержащих сталей и высокоэффективных технологий их производства с целью повышения долговечности литых деталей в машиностроении и металлургии: Автореф. дис. докт. техн. наук. – Екатеринбург, 2002. 53 с.

5. Соловьев М.А., Толстогузов Н.В. Разработка брикетов для полупрямого легирования стали ванадием // Изв. вуз. Черная металлургия. 1996. № 2. С. 8 – 12.
6. Дмитриенко В.И., Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Рыбенко И.А. Термодинамическая оценка возможности легирования стали при обработке ее ванадийсодержащим шлаком // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 10. С. 17 – 20.
7. Голодова М.А., Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д. и др. Исследование условий процесса восстановления ванадия и железа из конвертерного ванадиевого шлака // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 4. С. 3 – 5.
8. Ровнушкин В.А. Технологические особенности ковшевого легирования сталей с применением ванадиевого шлака. Труды

второго конгресса сталеплавыльщиков. – М.: изд. МИСиС, 1994. С. 250 – 251.

9. Смирнов Л.А., Шантарин В.Д., Щекалев Ю.С. Исследование процессов восстановления конвертерных ванадиевых шлаков углеродом расплавов Fe–C_{нас} // Изв. АН СССР. Металлы. 1970. № 3. С. 42 – 48.
10. Гизатулин Р.А., Нохрина О.И., Козырев Н.А. Микролегирование стали азотом при продувке в ковше через донные и погружаемые фурмы // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 30 – 33.

Поступила 1 июля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 557–560.

COMPLEX TREATMENT OF STEEL AT LADLE-FURNACE INSTALLATION BY CONVERTER VANADIUM STAG AT NITROGEN BLOWING

Nokhrina O.I., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Ferrous Metallurgy, Deputy Director of the Metallurgical Institute (kafamst@sibsiu.ru)

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

Dmitrienko V.I., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Ferrous Metallurgy

Golodova M.A., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Technical Mechanics and Graphics"

Osipova Yu.A., Postgraduate of the Chair of Ferrous Metallurgy

Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The paper considers some points of carbon-silicon thermal reduction of elements from oxides containing in converter vanadium stag while steel processing at the ladle-furnace installation. The authors described the physical-and-chemical model of the process and results of thermodynamic simulation which allowed determining the optimal consumption of slag and restorers for complete restoration of vanadium from converter vanadium slag. Simultaneous steel blowing by gaseous nitrogen at steel alloying by vanadium results in complete vanadium extraction and obtainment of a consolidating phase-carbides and carbonitrides of vanadium. Nitrogen, dissolved in metal, interacts with restored vanadium, carbide of vanadium on the nanolevel forming nitrides and carbonitrides of vanadium.

Keywords: carbon-silicon thermal reduction, converter vanadium stag, physical-and-chemical model, thermo-dynamic simulation, carbonitrides of vanadium, nitrogen.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-557-560

REFERENCES

1. Langeborg R., Siwecki T., Zajac S., and Hutchinson B. The role of vanadium in microalloyed steels. *Scand. J. Metallurg.*, 28(5), 1999, pp. 186–241.
2. Zajac S. Precipitation of strengthening phases in steels microalloyed with vanadium: role of nitrogen and carbon. In: *Problemy proizvodstva i primeneniya stali s vanadiem. Materialy Mezhdunarodnogo nauchno-tehnicheskogo seminara.* (Ekaterinburg, 26-27 sentyabrya 2007g.) [Problems of production and use of steel with vanadium. Proceedings of the International Scientific and Technical Seminar (Ekaterinburg, September 26–27, 2007)]. Ekaterinburg: izd. UrO RAN, 2007, pp. 80–95. (In Russ.).

(Ekaterinburg, 26-27 sentyabrya 2007g.) [Problems of production and use of steel with vanadium. Proceedings of the International Scientific and Technical Seminar (Ekaterinburg, September 26–27, 2007)]. Ekaterinburg: izd. UrO RAN, 2007, pp. 80–95. (In Russ.).

3. Deryabin A.A., Kozyrev N.A., Mogil'nyi V.V., Obsharov M.V., Katunin A.I. Efficiency of using V-containing converter slags for direct microalloying of rail steel in electric furnaces. *Stal'*. 1998, no. 2, pp. 19–21. (In Russ.).
4. Ravnushkin V.A., Smirnov L.A. Steel alloying with intermediate products of a vanadic processing. In: *Problemy proizvodstva i primeneniya stali s vanadiem. Materialy Mezhdunarodnogo nauchno-tehnicheskogo seminara.* (Ekaterinburg, 26-27 sentyabrya 2007g.) [Problems of production and use of steel with vanadium. Proceedings of the International Scientific and Technical Seminar (Ekaterinburg, September 26–27, 2007)]. Ekaterinburg: izd. UrO RAN, 2007, pp. 95–121. (In Russ.).
5. Solov'ev M.A., Tolstoguzov N.V. Development of briquettes for semi-direct steel alloying by vanadium. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1996, no. 2, pp. 8–12. (In Russ.).
6. Dmitrienko V.I., Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A. Thermodynamic assessment of steel alloying possibility at its processing with vanadium-containing slag. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 10, pp. 17–20. (In Russ.).
7. Golodova M.A., Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Rybenko I.A. Study of process conditions for vanadium and iron reduction from vanadium converter slag. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 4, pp. 3–5. (In Russ.).
8. Ravnushkin V.A. Technological peculiarities of ladle steel alloying using vanadic slag. In: *Trudy vtorogo kongressa staleplavil'shchikov* [Proceedings of the Second Congress of Steelmakers]. Moscow: izd. MISiS, 1994, pp. 250–251. (In Russ.).
9. Smirnov L.A., Shantarin V.D., Shchekalev Yu.S. Research of the reduction conditions of converter vanadic slag with carbon of Fe–C melts. *Izvestiya AN SSSR. Metall.* 1970, no. 3, pp. 42–48. (In Russ.).
10. Gizatulin R.A., Nokhrina O.I., Kozyrev N.A. Nitrogen microalloying of steel with injection in the ladle through bottom tuyeres and submersible tuyeres. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40, no. 6, pp. 522–525. (In Russ.).

Received July 1, 2014

УДК 669.1.112

ВНУТРИФОРМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНОВ. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИКАТОРОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ И СВЧ МЕТОДАМИ, НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЕРОГО ЧУГУНА. СООБЩЕНИЕ 2*

Полубояров В.А.¹, д.х.н., профессор, ведущий научный сотрудник (sanych@solid.nsc.ru)

Коротаева З.А.¹, к.х.н., научный сотрудник

Жданок А.А.¹, инженер

Кузнецов В.А.², директор

Самохин А.В.³, к.т.н., старший научный сотрудник

¹Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН

(630128, Россия, г. Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18)

²ООО «Центролит-С»

(630088, Россия, г. Новосибирск, ул. Петухова, 51)

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

(119991, г. Москва, Ленинский пр., 49)

Аннотация. Исследовали влияние нанопорошков, полученных методами плазмохимическим и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), на служебные характеристики серого чугуна СЧ20 при внутриформенном модифицировании. Плазмохимическим методом получены модификаторы *I* в железной матрице состава (α -Fe, TiC_xN_y , SiC) из природного сырья (титаномагнетита) взаимодействием порошка титаномагнетита с метаном в потоке водородно-азотной плазмы. Методом СВС, комбинированным с механохимическим методом, получены модификаторы состава *II* в пересчете на карбиды (70 – 80 % WC ÷ 20 – 30 % TiC) с металлом-протектором цирконием. Применение модификатора *I* в количестве 0,002 % увеличивает твердость по Бринеллю на 9,8 %, предел прочности в условиях растяжения на 11,9 %, относительную износостойкость на 21 %, коррозионную стойкость в соляной кислоте на 12,3 % по сравнению с контрольным (немодифицированным) образцом чугуна. Применение модификатора *II* в количестве 0,038 % увеличивает твердость по Бринеллю на 13,1 %, предел прочности в условиях растяжения на 19,8 %, относительную износостойкость на 69 %, коррозионную стойкость в соляной кислоте на 28 %.

Ключевые слова: внутриформенное модифицирование, износостойкость, карбид титана, карбиды вольфрама, коррозионная стойкость, металл-протектор, механохимический метод, плазмохимический метод, предел прочности, СВС, серый чугун, твердость, титаномагнетит, цирконий.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-561-566

В настоящее время большой интерес приобретает использование наноматериалов в металлургии для улучшения качества изделий. Одним из способов применения наноматериалов является введение в металл модифицирующих наноразмерных частиц тугоплавких фаз (НЧТФ), находящихся в определенном физическом, химическом, структурном и размерном соответствии с основным металлом. Введенные НЧТФ могут служить, во-первых, центрами зародышеобразования и кристаллизации, тем самым увеличивая их количество, во-вторых, блокировать диффузию соответствующих атомов к зарождающимся и растущим кристаллам, замедляя их рост.

Современная литература, посвященная влиянию НЧТФ на структуру и механические свойства материалов, весьма обширна. Существуют несколько монографий [1, 2] и ряд статей, посвященных вводу НЧТФ в

стали и чугуны различных марок, в никелевые, алюминиевые, медные, магниевые и цинковые расплавы.

В работах [3 – 9] рассматривается ввод НЧТФ в стали различных марок, где ввод осуществлялся в промежуточном ковше сортовой машины непрерывного литья заготовок [3 – 6], при центробежном электрошлаковом литье [8] или в вакуумно-дуговой печи [9]. Основными НЧТФ, вводимыми в расплав, были соединения TiN, TiCN, SiC, Y_2O_3 , TiO_2 , а также смесь $\text{Y}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$. Как правило, на свойства металлов и сплавов исследуется влияние ультрадисперсных порошков, полученных плазмохимическим методом [1, 2], и при модифицировании одной из проблем является введение НЧТФ. В связи с тем, что при нагреве они достаточно легко агломерируют, интенсивно взаимодействуют с адсорбированными газами и плохо смачиваются жидким металлом, необходима дополнительная обработка НЧТФ, чтобы избежать этих негативных явлений. Поэтому авторы работ смешивали нанопорошки в планетарной

* Работа выполнена в рамках госконтракта № 16.513.11.3131 при участии Батаева А.А., Цветкова Ю.В., Алексеева Н.В., Степановой Н.В.

мельнице с порошками-протекторами, где в роли последних выступали хром [3 – 6] и железо [4], которые потом закатывали в стальную ленту [4, 7] или порошковую проволоку с оболочкой из стали [3, 6]. В работе [8] ультрадисперсный TiCN перемешивался с Ti с последующим прессованием в таблетки, а в работе [9] нанодисперсный порошок помещался в предварительно просверленные в образце выемки.

В работах отмечается уменьшение размера зерна и изменение морфологии, повышение химической и структурной однородности [3 – 8], рассредоточение и измельчение неметаллических включений [3, 7]. Также наблюдается увеличение удельной плотности [3, 4, 6], предела текучести [4, 5, 7], предела прочности, относительного удлинения и относительного сужения [4, 5], рост объемной доли феррита [9], его размер составил около 3 мкм.

В работах [7, 10 – 14] изучается ввод НЧТФ в чугун различных марок. В роли модификаторов выступали НЧТФ: SiC, BN, AlN, TiN и TiCN. В исследованиях [7, 10] НЧТФ SiC и BN добавляли в объеме алюминиевого прутка, а Al_2O_3 в работах [7, 10, 12] добавляли на дно ковша в латунной фольге. В исследованиях [11, 13] поверхность НЧТФ, полученных плазмохимическим синтезом, плакировалась смесью твердых углеводородов метанового ряда. В работе [14] смесь SiC с металлом-протектором заворачивали в алюминиевую фольгу и помещали на дно ковша. Время выдержки после ввода НЧТФ составляло 5 мин [14] и в интервале от нуля до 16 мин [11].

Показано, что после ввода BN в серых чугунах наблюдается измельчение эвтектического зерна, уменьшение глубины отбела [7, 10], изменение морфологии графитовых включений, повышение механических характеристик, увеличение прочности на разрыв на 32 % и относительного удлинения на 40 % [7]. После ввода SiC зафиксировано измельчение зерна, увеличение износостойкости на 15 – 20 % [7, 10], образование мелкозернистой структуры без наличия свободного цементита и карбидов в металлической основе и снижение отбела [11]. Авторы [14] отмечают равномерное распределение графита, хлопьевидный графит стал тоньше, а сферический графит уменьшился в радиусе. При добавке 0,1 % SiC предел прочности на разрыв увеличился на 22,7 %, а прочность на износ увеличилась на 78 % в зависимости от концентрации SiC. Ввод Al_2O_3 в чугун приводит к образованию карбидов округлой формы, равномерно распределенных в объеме матрицы [12], выделению глобулярной формы графита [10], увеличению твердости на 86,6 % и уменьшению износа на 31,6 % [7, 12]. При добавлении TiN и TiCN в работе [11] наблюдается измельчение зерна, устранение столбчатости, увеличение микротвердости цементита на 8 – 12 %, аустенита на 18 – 36 % и перлита на 28 – 47 %. В исследовании [13] отмечено, что для измельчения первичного аустенита в промышленных отливках размер частиц (TiCN) должен быть 10 – 50 нм, а для устранения отбела и измельче-

ния графитовой фазы размер частиц (SiC) должен быть 50 – 200 нм. Также авторами [13] показано возрастание эксплуатационных свойств, повышение стойкости валков на 14,7 – 38,7 % и увеличение стойкости сталеразливочных изложниц из чугуна на 22 – 45 %.

Как видно, во всех случаях отмечается положительный эффект, наблюдается уменьшение размеров зерен после введения НЧТФ и улучшение механических свойств, однако результаты модифицирующего действия НЧТФ разнятся и существенно зависят от выбранной системы НЧТФ – металл.

Цель настоящей работы – исследование влияния наноразмерных модификаторов, полученных плазмохимическим и СВС методами, на эксплуатационные характеристики серого чугуна при внутриформенном модифицировании.

Плазмохимическим методом были получены модификаторы в железной матрице состава I (α -Fe, TiC_xN_y , SiC) из природного сырья – титаномagnetитового порошка путем его взаимодействия с метаном в потоке водородно-азотной плазмы.

Исходным сырьем для получения нанопорошковых композиций тугоплавких соединений с железом являлся титаномagnetит состава: 9,14 % TiO_2 ; 5,98 % SiO_2 ; 2,61 % Al_2O_3 ; 0,15 % Cr_2O_3 ; 37,5 % Fe_2O_3 ; 36,9 % FeO; 0,2 % MnO; 3,5 % MgO; 1,3 % CaO; 0,62 % V_2O_5 ; 0,2 % P_2O_5 ; 0,5 % S.

Продукты реакции представляли собой порошки с удельной поверхностью порядка 1,6 – 20 м²/г. По данным электронной микроскопии (рис. 1, а), они состояли преимущественно из частиц размерами 30 – 70 нм.

Результаты рентгенофазового анализа (рис. 1, б) показали, что порошки являются композиционными, с преобладающими фазами феррита, аустенита и цементита. В незначительном количестве отмечено присутствие оксида железа в виде магнетита. Интегральная интенсивность (I) дифракционных линий магнетита более чем на порядок меньше суммарной интегральной интенсивности всех присутствующих форм железа. На дифрактограммах образцов присутствуют линии, соответствующие соединениям титана $Ti_xC_yN_z$ со структурой типа NaCl (TiN, TiC, TiCN), а также линии карбида кремния SiC.

Методом СВС, комбинированным с механохимическим методом, были получены модификаторы состава II в пересчете на карбиды (70 – 80 % WC ÷ 20 – 30 % TiC) с металлом-протектором цирконием.

Для получения смеси карбидов вольфрама и титана впервые использовали метод СВС карбида титана в смеси вольфрам–титан–углерод, описанный в работе [15]. СВС карбида титана в этой смеси разогревает ее, что приводит далее к синтезу карбидов вольфрама.

В табл. 1 приведены данные об удельной поверхности $S_{уд}$ (МО – 1 мин после СВС) и размерам кристаллитов (область когерентного рассеивания, ОКР), рассчитанные по результатам рентгенофазового анализа для продуктов СВС: WC (при $2\theta = 35^\circ$), W_2C (при $2\theta = 39^\circ$)

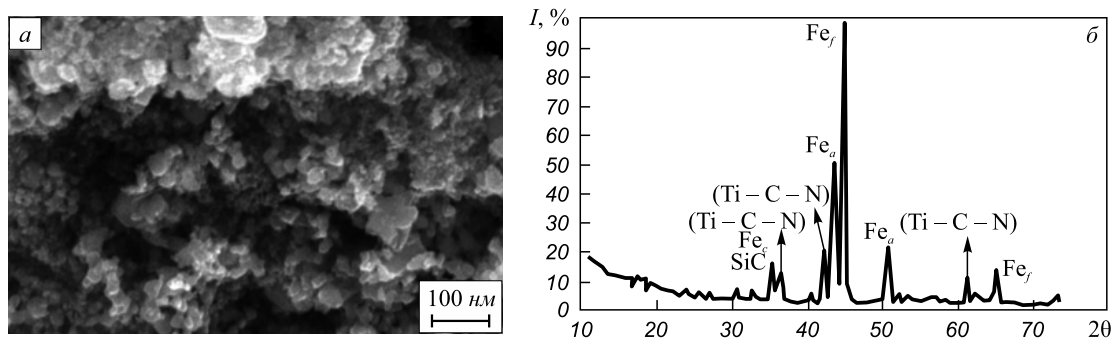


Рис. 1. Морфология (а), рентгеновская дифрактограмма (б) порошка, полученного в плазменном реакторе

Fig. 1. Morphology (a) and X-ray diffraction pattern (b) of the powder produced in plasma reactor

Т а б л и ц а 1

Состав и свойства порошков, полученных методом СВС

Table 1. Composition and properties of the powders produced by SHS method

Состав	τ , мин	ОКР, нм, по			$S_{уд}$, м ² /г
		W ₂ C	TiC	WC	
70 % WC ÷ 30 % TiC	1	28,16	28,37	33,52	6,12
75 % WC ÷ 25 % TiC	1	—	34,03	34,85	—
80 % WC ÷ 20 % TiC	5	—	28,35	33,50	18,45

Пр и м е ч а н и е. τ – время механохимической обработки (МО) до СВС.

и TiC (при $2\theta = 41,85^\circ$). Размеры кристаллитов различных фаз находятся в пределах 30 – 35 нм.

Для получения модификаторов смесь карбидов вольфрама и титана подвергалась в течение 1 мин обработке в планетарных активаторах совместно с различными металлами (Fe, Ni, Cr, Zr). Соотношение керамики и металла составляло 1:1.

Ниже приведены состав и свойства модификаторов с различными металлами-протекторами, полученных комбинированным методом (СВС плюс механохимический):

Номер	Керамика	Металл	$S_{уд}$, м ² /г
5		—	10,10
6	Смесь карбидов	Cr	11,71
7	вольфрама (70 %)	Ni	8,99
8	и титана (30 %)	Fe	10,08
9		Zr	5,48

В настоящей работе для исследования процессов модифицирования использовали состав с металлом-протектором цирконием.

Размер частиц смеси карбидов вольфрама и титана, полученных методом СВС, на основании данных сканирующей электронной микроскопии составляет менее 100 нм (рис. 2).

Для исследования процессов модифицирования производили выплавку синтетического серого чугуна марки СЧ20 в индукционной печи ОКБ-281 с кислой футеровкой (кварц и 3 % борной кислоты) и емкостью тигля 750 кг. Металл в литейные формы заливали при температуре 1350 – 1550 °С.

В ходе экспериментов литейная форма была модернизирована. Для того чтобы модификатор не всплывал, в форму устанавливали два керамических фильтра, между которыми помещали модификатор. Состав материала для изготовления литейных форм – сухая песчано-глинистая смесь (ПГС). Формы из ПГС являются теплыми. Кристаллизация чугуна в них происходит медленнее, чем, например, в песчано-жидкостекольных формах.

В ходе экспериментов отливали десять образцов: девять – с различными модификаторами, завернутыми в алюминиевую фольгу, один – без модификатора. На нижний фильтр помещали пустую алюминиевую фольгу. Были подобраны технологические режимы, при реализации которых не происходило вытекания металла из форм, не было перелива и выплесков чугуна.

Среднее значение временного сопротивления на разрыв брали по шести данным, что обеспечивало корректность получаемых результатов.

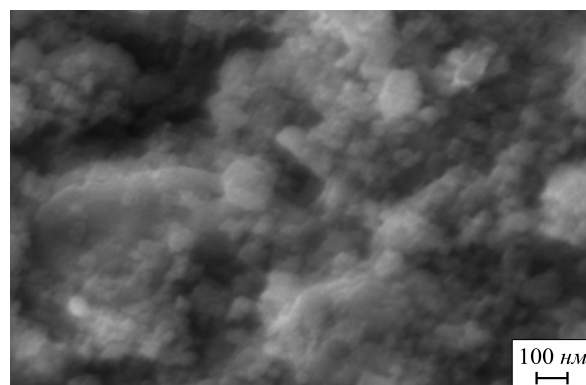


Рис. 2. Морфология порошка, полученного методом СВС (смесь карбидов вольфрама и титана)

Fig. 2. Morphology of the powder produced by SHS method (mixture of tungsten and titanium carbides)

Для характеристики твердости материалов использовали метод Бринелля. Измерения проводили в различных точках образца (не менее пяти отпечатков) и сравнивали их со значениями, полученными при исследовании контрольного образца.

Относительную износостойкость (ε) определяли по ГОСТ 17367 – 71 в процессе испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы по формуле

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{и}}} \left(\frac{d_{\text{э}}}{d_{\text{и}}} \right)^2, \quad (1)$$

где $\Delta l_{\text{э}}$ и $\Delta l_{\text{и}}$ – абсолютный линейный износ эталонного и испытуемого образцов, мм; $d_{\text{э}}$ и $d_{\text{и}}$ – фактический диаметр эталонного и испытуемого образцов, мм.

В качестве абразивного материала использовали абразивную шкурку Н6; для каждого образца брали новую абразивную шкурку. При испытании всех образцов путь трения был одинаковым. В формуле (1) за эталонный образец был взят контрольный немодифицированный материал, значение износостойкости которого приняли равным единице. Испытания проходили при трении торца образца по поверхности абразивной шкурки. Характеристики испытания материалов на износостойкость следующие: частота вращения диска 60 об/мин; удельное давление на образец 400 МПа; путь трения 50 м; радиальное перемещение образца 1,4 мм/об; рабочая поверхность образца 2×2×17 мм.

Коррозионную стойкость исследовали по ГОСТ 9.908 – 85 на двух подготовленных образцах чугуна (модифицированном и контрольном). Для измерения относительной коррозионной стойкости образцы должны иметь одинаковый диаметр и высоту, т.е. поверхность, контактирующая с агрессивной средой, должна быть одинаковой.

Испытания проводили в 25 %-й соляной кислоте и в 25 %-й серной кислоте. Количество кислот было достаточным для взаимодействия образцов (рассчитано по реакции и взято с избытком около 10 %). Образцы помещали в растворы кислот при комнатной температуре

(20 °С). Через 24 ч их вынимали из растворов, промывали водой и измеряли потерю массы модифицированного и контрольного образцов.

Коррозионную стойкость, кг/м², вычисляли по формуле

$$\Delta m = \frac{m_0 - m_1}{S}, \quad (2)$$

где m_0 и m_1 – масса образца до и после испытаний и удаления продуктов коррозии, кг; S – площадь поверхности образца, м².

Диаметр исследованных образцов составлял 25 мм, высота 5,5 мм, количество кислот с концентрацией 25 % – 125 мл. Площадь образцов, контактирующая с агрессивными средами, – 14,134×10⁻⁴ м².

Свойства образцов чугуна даны в табл. 2. Образцы чугуна, обработанные модификатором I (получен плазмохимическим методом), показали увеличение твердости ($\Delta_{\text{НВ}}$) на 9,8 %, временного сопротивления на разрыв ($\Delta_{\sigma_{\text{в}}}$) – на 11,9 %. При испытаниях образцов, обработанных модификатором II (получен комбинированным методом), зафиксировано увеличение твердости на 13,1 %, временного сопротивления на разрыв – на 19,8 % по сравнению с контрольным (немодифицированным) чугуном.

Триботехнические свойства образцов представлены на рис. 3. Относительная износостойкость чугуна,

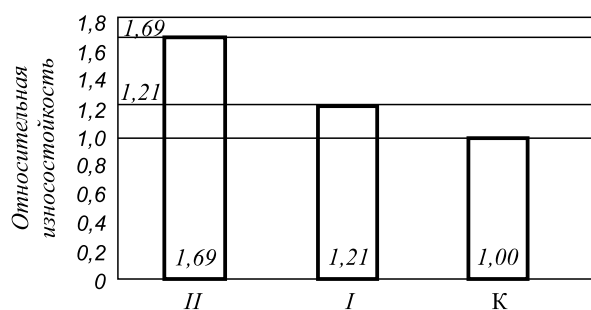


Рис. 3. Износостойкость модифицированных образцов при трении о закрепленные частицы абразива

Fig. 3. Wear resistance of modified samples when rubbing against fixed abrasive particles

Т а б л и ц а 2

Свойства образцов чугуна в зависимости от состава и количества модификаторов

Table 2. Properties of cast iron samples depending on the composition and quantity of modifiers

Образец	Модификатор		НВ	$\Delta_{\text{НВ}}$, %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	γ	$\Delta_{\sigma_{\text{в}}}$, %
	Состав	Количество, %					
1	I	0,002	201,0	9,8	262,00	4,01	11,87
2	II	0,038	207,0	13,1	280,54	5,03	19,79
3	К	0	183	0	234,20	6,77	0

П р и м е ч а н и е. γ – доверительный интервал.

Коррозионная стойкость

Table 3. Corrosion resistance

Образец чугуна	Модификатор		Потеря массы, г, за 24 ч			Δm , кг/м ²	$\Delta m'_k$, %
	Состав	Количество, %	m_0	m_1	$m_0 - m_1$		
1	I	0,002	16,50	15,25	1,25	0,88	> на 4,5
		0,002	17,95	17,15	0,80	0,57	> на 12,3
2	II	0,0385	16,80	15,45	1,35	0,96	< на 4,3
		0,0380	16,55	15,85	0,70	0,50	> на 28,0
3	К	0	17,40	16,10	1,30	0,92	0
			16,15	15,25	0,90	0,64	

Пр и м е ч а н и е. В числителе – потеря массы при $t_{\text{ком}}$ в серной кислоте (125 мл), в знаменателе – в соляной кислоте (125 мл); $\Delta m'_k$ – коррозионная стойкость относительно контрольного образца.

обработанного модификатором I (плазмохимический метод), увеличилась на 21 %, а обработанного модификатором II (комбинированный метод) – на 69 % по сравнению с контрольным (К) образцом.

Данные о коррозионной стойкости исследуемых материалов представлены в табл. 3. Коррозионная стойкость Δm модифицированных образцов чугуна в серной кислоте оказалась сравнимой с коррозионной стойкостью Δm_k контрольного образца.

Коррозионная стойкость в соляной кислоте увеличилась примерно на 12,3 % с применением модификатора I, полученного плазмохимическим методом при концентрации тугоплавких частиц 0,002 %, и на 28 % с применением модификатора II, полученного комбинированным методом при концентрации тугоплавких частиц 0,038 %.

Выводы. При внутриформенном способе получения чугуна применение наномодификаторов, полученных плазмохимическим и комбинированным методами, в количестве 0,002 – 0,038 % позволяет увеличить твердость НВ на 9,8 – 13,1 %, предел прочности в условиях растяжения на 11,9 – 19,8 %, относительную износостойкость на 21 – 69 %, коррозионную стойкость в соляной кислоте на 12,3 – 28 % по сравнению с контрольными (немодифицированными) образцами чугуна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сабуров В.П., Черепанов А.Н., Жуков М.Ф. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1995. – 344 с.
2. Жуков М.Ф., Черский И.Н. Упрочнение металлических, полимерных и эластомерных материалов ультрадисперсными порошками плазмохимического синтеза. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1999. – 312 с.
3. Комшуков В.П., Фойгт Д.Б., Черепанов А.Н., Амелин А.В. Модифицирование непрерывнолитой стали нанопорошками тугоплавких соединений // Сталь. 2009. № 4. С. 65 – 68.
4. Комушков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В. Исследование влияния модифицирования металла нанопорошковыми ма-

- териалами на качество сортовой непрерывной заготовки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 8. С. 57 – 64.
5. Предтеченский М.Р., Черепанов А.Н., Тухто О.М., Коваль И.Ю., Алексеев А.В. Плазмохимический синтез нанопорошков тугоплавких соединений и их применение для модифицирования конструкционных сталей и сплавов // Литейщик России. 2010. № 3. С. 28, 29.
6. Комушков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В. Модифицирование металла нанопорошковыми инокуляторами в кристаллизаторе сортовой машины непрерывного литья заготовок. Механические и металлографические исследования // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 10. С. 21 – 24.
7. Крушенко Г.Г., Черепанов А.Н., Полубояров В.А., Кузнецов В.А. Результаты опытно-промышленных исследований повышения свойств черных и цветных металлов с помощью тугоплавких нанопорошковых материалов // Изв. вуз. Черная металлургия. 2003. № 4. С. 23 – 29.
8. Еремин Е.Н., Жеребцов С.Н. Центробежное электрошлаковое литье фланцевых заготовок с применением инокулирующего модифицирования // Современная электрометаллургия. 2004. № 3. С. 15 – 17.
9. Hossein Nedjad S., Farzaneh A. Formation of fine intragranular ferrite in cast plain carbon steel inoculated by titanium oxide nanopowder // Scripta Materialia. 2007. № 57. P. 937 – 940.
10. Крушенко Г.Г., Ямских И.С., Бонченков А.А., Мишин А.С. Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков // Металлургия машиностроения. 2002. № 2(9). С. 20, 21.
11. Хрычиков В.Е., Калинин В.Т., Кривошеев В.А., Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю. Ультрадисперсные модификаторы для повышения качества отливок // Литейное производство. 2007. № 7. С. 2 – 5.
12. Пинкин В.Ф., Каренгин А.Г., Осиненко С.А. Модифицирование высокохромистого чугуна ИСЦ ультрадисперсным порошком // Литейное производство. 1994. № 3. С. 7.
13. Влас М.И., Калинин В.Т., Хрычиков В.Е., Кривошеев В.А., Меняйло Е.В., Кондрат А.А. Модифицирование износостойких чугунов ультра- и нанодисперсными материалами // Системные технологии. 2010. 1 (66). С. 150 – 162.
14. Jian-wei Lia, Mei-ling Chenb, Hong Gaob, Ying-hua Zhaoc. Structures and Properties of Cast Irons Reinforced by Trace Addition of Modified SiC Nanopowders // Chinese journal of chemical physics. 2007. Vol. 20. P. 625 – 631.
15. Пат. 2508249 РФ. Способ получения нанодисперсных порошков карбидов вольфрама и титана методом СВС / Полубояров В.А., Мали В.И., Коротаева З.А., Жданок А.А., Паули И.А., Степанова Н.В.; опубл. 27.02.14. Бюл. № 6.

Поступила 28 мая 2015 г.

INTRA-MOLD MODIFICATION OF CAST IRON. THE STUDY OF THE INFLUENCE OF MODIFIERS PRODUCED BY PLASMA CHEMICAL AND SHS METHODS ON SERVICE CHARACTERISTICS OF GREY CAST IRON. REPORT 2

Poluboyarov V.A.¹, Dr. Sci. (Chem.), Professor, Leading Researcher of the Laboratory of Synchrotron Radiation Methods (sanych@solid.nsc.ru)

Korotaeva Z.A.¹, Cand. Sci. (Chem.), Researcher of the Laboratory of Synchrotron Radiation Methods

Zhdanok A.A.¹, Engineer of the Laboratory of Synchrotron Radiation Methods

Kuznetsov V.A.², Director

Samokhin A.V.³, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

¹ Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (ISSC) (18, Kutateladze str., Novosibirsk, 630128, Russia)

² “LLC “Tsentrolit-S” (51, Petukhova str., Novosibirsk, 630088 Russia)

³ Institute of Metallurgy and Material Science named after Baikov A.A., RAS (49, Leninskii ave., Moscow, 119991, Russia)

Abstract. The studies are devoted to the influence of nanopowders produced by plasma chemical method and self-propagating high-temperature synthesis (SHS) on service characteristics of grey cast iron SCh20 at intra-mold modification. Modifiers (*I*) in iron matrix of the composition (α -Fe, TiC_xN_y , SiC) from natural raw material (titano-magnetite) have been produced by plasma chemical method at the interaction of titano-magnetite powder and methane in the flow of hydrogen-nitrogen plasma. Modifiers of the composition *II* on conversion to carbides (70 – 80 % WC $\div$ 20 – 30 % TiC) with zirconium as metal-protector have been produced by SHS method combined with mechanochemical method. The usage of modifier *I* in the amount of 0,002 % increases Brinell hardness by 9,8 %, ultimate tensile strength – by 11,9 %, relative wear resistance – by 21 %, corrosion resistance in hydro-chloric acid – by 12,3 % as compared with check (unmodified) sample of cast iron. The usage of modifier *II* in the amount of 0,038 % increases Brinell hardness by 13,1 %, ultimate tensile strength – by 19,8 %, relative wear resistance – by 69 %, corrosion resistance in hydrochloric acid – by 28 %.

Keywords: intra-mold modification, wear resistance, titanium carbide, tungsten carbides, corrosion resistance, metal-protector, mechanochemical method, plasma chemical method, ultimate strength, SHS, grey cast iron, hardness, titano-magnetite, zirconium.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-561-566

REFERENCES

1. Saburov V.P., Cherepanov A.N., Zhukov M.F. *Plazmokhimicheskii sintez ul'tradispersnykh poroshkov i ikh primeneniye dlya modifitsirovaniya metallov i splavov* [Plasma chemical synthesis of ultra-disperse powders and their application for modification of metals and alloys]. Novosibirsk: Nauka. Sibirskaya izdatel'skaya firma RAN, 1995. 344 p. (In Russ.).
2. Zhukov M.F., Cherskii I.N. *Uprochnenie metallicheskih, polimernykh i elastomernykh materialov ul'tradispersnymi poroshkami plazmokhimicheskogo sinteza* [Strengthening of metal, polymer and elastomer materials with ultra-disperse powders of plasma chemical synthesis]. Novosibirsk: Nauka. Sibirskaya izdatel'skaya firma RAN, 1999. 312 p. (In Russ.).
3. Komshukov V.P., Foigt D.B., Cherepanov A.N., Amelin A.V. Modifying continuous-cast steel with refractory nanopowder. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 4, pp. 363–365.
4. Komshukov V.P., Cherepanov A.N., Protopopov E.V. Study of the influence of metal modification with nano-powdered materials on the quality of profiled continuous billet. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 8, pp. 57–64. (In Russ.).
5. Predtechenskii M.P., Cherepanov A.N., Tukhto O.M., Koval I.Yu., Alekseev A.V. Plasma chemical synthesis of nano-powders of refractory compounds and their application to modify structural steels and alloys. *Liteishchik Rossii*. 2010, no. 3, pp. 28–29. (In Russ.).
6. Komshukov V.P., Cherepanov A.N., Protopopov E.V. Metal modification with nano-powdered inoculators in the crystallizer of continuous casting machine. Mechanical and metallographic studies. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no.10, pp. 21–24. (In Russ.).
7. Krushenko G.G., Cherepanov A.N., Poluboyarov V.A., Kuznetsov V.A. The results of half-industrial studies for improving the properties of ferrous and non-ferrous metals with the help of refractory nano-powdered materials. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2003, no. 4, pp. 23–29. (In Russ.).
8. Eremin E.N., Zharebtsov S.N. Centrifugal electroslog casting of flange billets with the use of inoculating modification. *Sovremennaya elektrometallurgiya*. 2004, no. 3, pp. 15–17. (In Russ.).
9. Hossein Nedjad S., Farzaneh A. Formation of fine intragranular ferrite in cast plain carbon steel inoculated by titanium oxide nanopowder. *Scripta Materialia*. 2007, no. 57, pp. 937–940.
10. Krushenko G.G., Yamskikh I.S., Bonchenkov A.A., Mishin A.S. Improvement of the quality of cast iron castings with the help of nanopowders. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2002, no. 2 (9), pp. 20–21. (In Russ.).
11. Khrychikov V.E., Kalinin V.T., Krivosheev V.A., Dotsenko Yu.V., Seliverstov V.Yu. Ultra-disperse modifiers for increasing the quality of castings. *Liteinoe proizvodstvo*. 2007, no. 7, pp. 2–5. (In Russ.).
12. Pinkin V.F., Karengin A.G., Osinenko S.A. Modification of high-chromium cast iron with ultra-disperse powder. *Liteinoe proizvodstvo*. 1994, no. 3, p. 7. (In Russ.).
13. Vlas M.I., Kalinin V.T., Khrychikov V.E., Krivosheev V.A., Menyailo T.V., Kondrat A.A. Modification of wear-resistant cast iron with ultra- and nano-disperse materials. *Sistemnye tekhnologii*. 2010, no. 1 (66), pp. 150–162. (In Russ.).
14. Jian-wei Lia, Mei-ling Chenb, Hong Gaob, Ying-hua Zhaoc. Structures and Properties of Cast Irons Reinforced by Trace Addition of Modified SiC Nanopowders. *Chinese journal of chemical physics*. 2007. Vol. 20, pp. 625–631.
15. Poluboyarov V.A., Mali V.I., Korotaeva Z.A., Zhdanok A.A., Pauli I.A., Stepanova N.V. *Sposob polucheniya nanodispersnykh poroshkov karbidov vol'frama i titana metodom SVS* [Method for production of nano-disperse powders of tungsten and titanium carbides by SHS method]. Patent RF no. 2508249. *Byulleten' izobretenii*. 2014. no. 6. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in the frames of State contract no. 16.513.11.3131 with the participation of Bataev A.A., Tsvetkov Yu.V., Alekseeva N.V., Stepanova N.V..

Received May 28, 2015

УДК 621.791.92:621.771.07

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ РУД ПРИ НАПЛАВКЕ**Козырев Н.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой материаловедения, литейного и сварочного производства (kozyrev_na@mts.sibsiu.ru)**Шурупов В.М., старший преподаватель кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства**Кушнаренко Н.Н., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства**Козырева О.Е., соискатель кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства**Титов Д.А., аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства***Сибирский государственный индустриальный университет**
(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Проведены экспериментальные исследования по наплавке под флюсом АН 26С порошковыми проволоками, изготовленными из вольфрамсодержащих составляющих (вольфрамовых руд, концентратов, отходов) пылевидных углеродфторсодержащих отходов алюминиевого производства. Проведенная исследовательская работа включает в себя изготовление порошковых проволок при различном соотношении вольфрамсодержащего и углеродсодержащих составляющих, выбор режимов наплавки, определение химического состава наплавленного металла, состава шлаков после наплавки, металлографическое исследование и испытания на износ. Исследования показали принципиальную возможность восстановления вольфрама непосредственно из вольфрамсодержащих оксидных материалов с использованием углеродсодержащего восстановителя, при этом степень восстановления вольфрама составила более 96 %. При наплавке по предложенной технологии в наплавленном слое получены карбиды вольфрама с размером в пределах 1 – 5 мкм.

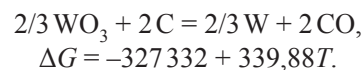
Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, оксид вольфрама, углеродфторсодержащий компонент, восстановление, химический состав, металлографическое исследование, износ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-567-571

Одной из актуальных задач современного производства является рациональное использование дорогостоящего вольфрама и его производных. Возможный вариант такого использования – восстановление вольфрама (минуя процесс получения ферросплавов) непосредственно из вольфрамсодержащих оксидных материалов.

В настоящей работе рассмотрены возможности восстановления оксидов вольфрама углеродистым восстановителем из порошковой проволоки при наплавке под флюсом. В опытах использовали вольфрамовый концентрат марки КШ-4 (по ГОСТ 213 – 83) производства ОАО «Горнорудная компания АИР», содержащий 54 % WO_3 ; руду, содержащую 0,372 % WO_3 ; «хвосты» после обогащения, содержащие 0,07 % WO_3 . В качестве углеродистого восстановителя использовали углеродфторсодержащие пылевидные отходы металлургического производства следующего химического состава: 21,00 – 43,27 % Al_2O_3 ; 18 – 27 % F; 8 – 13 % Na_2O ; 0,4 – 6,0 % K_2O ; 0,7 – 2,1 % CaO; 0,50 – 2,48 % SiO_2 ; 2,1 – 2,3 % Fe_2O_3 ; 12,5 – 28,2 % $C_{общ}$; 0,03 – 0,90 % MnO; 0,04 – 0,90 % MgO; 0,09 – 0,46 % S; 0,10 – 0,18 % P.

В ранее проведенных работах [1, 2] было показано, что эти углеродфторсодержащие пылевидные отходы металлургического производства позволяют: проводить удаление водорода за счет фторсодержащих соединений (типа Na_3AlF_6 , CF_x ($0 < x \leq 1$) и т.д.) с образованием газообразного соединения HF; осуществлять раскисление сварочной ванны углеродом за счет оксидов углерода CO и CO_2 , образующихся при взаимодействии фтористого углерода CF_x ($0 < x \leq 1$) с растворенным в стали кислородом; повышать устойчивость горения дуги за счет элементов, облегчающих ионизацию в столбе дуги (калия и натрия). Восстановление вольфрама углеродом (по данным работ [3 – 6]) может проходить по реакции прямого восстановления:



В последующих реакциях твердый углерод и углеродсодержащие газы (в данном случае CO и CO_2) при 800 – 1000 °С реагируют с вольфрамом с образованием карбидов W_2C и WC [7, 8].

Ниже приведены компонентные составы исследуемых шихт порошковых проволок, а также коэффициенты заполнения (λ) изготовленных проволок.

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

Проволока	Содержание компонентов*, % (по массе)				λ , %
	1	2	3	4	
111	48,54	51,46	–	–	12,37
112	31,85	68,15	–	–	9,36
331	66,67	33,33	–	–	12,86
441	25	75	–	–	10,76
551	–	50	50	–	8,72
661	–	50	–	50	10,95

* 1 – концентрат WO_3 ; 2 – углеродфторсодержащие пылевидные отходы металлургического производства; 3 – вольфрамовая руда; 4 – «хвосты» после обогащения вольфрамовых руд.

Соотношения содержаний компонентов приняты, исходя из стехиометрических расчетов с учетом полного восстановления углеродом, содержащимся в пылевидных отходах металлургического производства, оксидов вольфрама: 111 – по стехиометрическому расчету; 112 – с двухкратным избытком углерода; 331 – с двухкратным недостатком углерода; 441 – с трехкратным избытком углерода; 551 и 661 – по стехиометрическому расчету для руды и «хвостов».

Наплавку проводили под флюсом АН 26С с использованием сварочного трактора АСАВ-1250. Режимы наплавки (где I_n – ток наплавки; U_d – напряжение на дуге; V_n – скорость наплавки; l – количество наплавленных слоев) приведены ниже:

Проволока	I_n , А	U_d , В	V_n , м/ч	l
111	490	30	28	5
112	490	32	27	5
331	410	27	24	5
441	430	28	24	5
551	420	28	24	5
661	420	28	25	5

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Замеры твердости проводили ультразвуковым твердомером УЗИТ-3.

Химический состав и твердость наплавленного металла (после наплавки (числитель) и после термической обработки (знаменатель)) приведены в табл. 1, химический состав шлака, полученного после наплавки, приведен в табл. 2.

Восстановление вольфрама произошло полностью во всех образцах проволок, за исключением пробы 331 – из-за недостатка восстановителя (извлечение составило 96,31 %).

Металлографические исследования микрошлифов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле (при различных увеличениях) после травления в спиртовом растворе азотной кислоты, а также в растворе плавиковой кислоты. Металлографический анализ наплавленных слоев выявил следующее. Образец 111 (рис. 1) – ярко выраженная видманштеттова структура с тонкими иглами, отходящими от ферритной сетки, расположенной по границам исходных аустенитных зерен. Размер зерен соответствует баллу 3 – 4.

Образец 112 (рис. 2) – видманштеттова структура с тонкими иглами, отходящими от ферритной сетки, расположенной по границам исходных аустенитных зерен. Размер зерен соответствует баллу 4.

Образец 331 (рис. 3) – зернистая феррито-карбидная структура. Размеры карбидов находятся в пределах 1 – 5 мкм.

Образец 441 (рис. 4) – видманштеттова структура со значительным количеством тонких игл внутри зерен. Размер зерен соответствует баллу 3.

Образец 551 (рис. 5) – структура, состоящая главным образом из феррита с небольшими участками перлита.

Т а б л и ц а 1

Химический состав и твердость наплавленного металла

Table 1. Chemical composition and solidity of weld metal

Проба	Содержание элементов, % (по массе)											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Co	HRC
111	0,35	0,31	0,49	0,07	0,12	0,13	0,001	0,67	0,008	0,005	0,007	27,2
112	0,29	0,25	0,50	0,07	0,12	0,12	0,001	1,29	0	0,002	0,006	19,2
331	0,13	0,15	0,43	0,06	0,12	0,11	0,001	1,90	0,01	0,030	0,007	$\frac{30,4}{52,0}$
441	0,26	0,31	0,43	0,06	0,12	0,10	0,002	0,58	0,01	0,030	0,006	$\frac{26,2}{47,0}$
551	0,11	0,34	0,38	0,05	0,12	0,09	0,001	0,02	0,01	0,030	0,005	21,6
661	0,23	0,46	0,33	0,05	0,12	0,08	0,001	0,01	0,01	0,020	0,005	22,1

Химический состав шлаков, полученных после наплавки

Table 2. The chemical composition of the slag obtained after overlaying

Проба	Содержание элементов, % (по массе)												
	FeO	MnO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	F	C	S	P	WO ₃
111	2,82	3,64	14,24	28,40	18,86	18,29	0,62	0,09	11,37	<0,10	0,047	0,018	0
112	2,97	3,41	14,48	28,95	19,42	18,92	0,63	0	11,86	<0,10	0,048	0,017	0
331	3,39	4,03	13,63	27,44	18,11	17,80	0,67	0,01	11,71	<0,12	0,050	0,020	0,07
441	2,76	3,31	14,04	27,33	18,26	17,92	0,65	0	11,67	<0,12	0,050	0,020	0
551	2,22	3,00	13,77	26,90	16,87	16,46	0,52	0,04	10,39	<0,12	0,030	0,020	0
661	3,02	2,87	13,02	31,21	19,30	17,04	1,11	0,20	11,67	<0,12	0,070	0,020	0

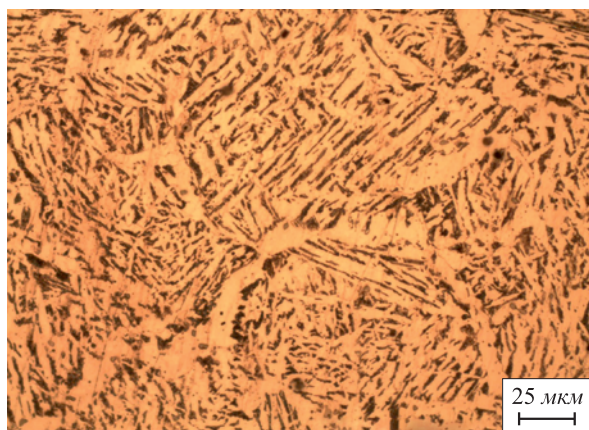


Рис. 1. Микроструктура образца 111

Fig. 1. The microstructure of the sample 111

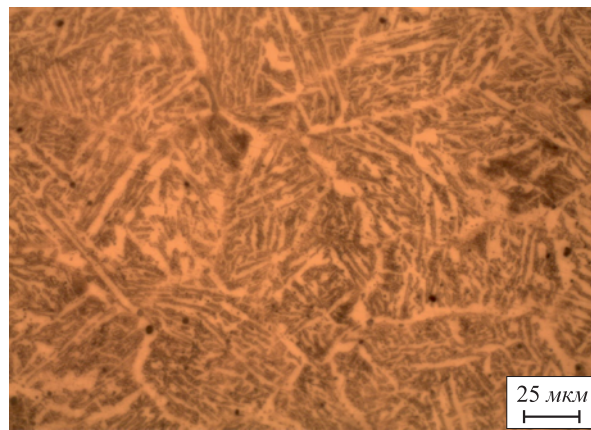


Рис. 2. Микроструктура образца 112

Fig. 2. The microstructure of the sample 112

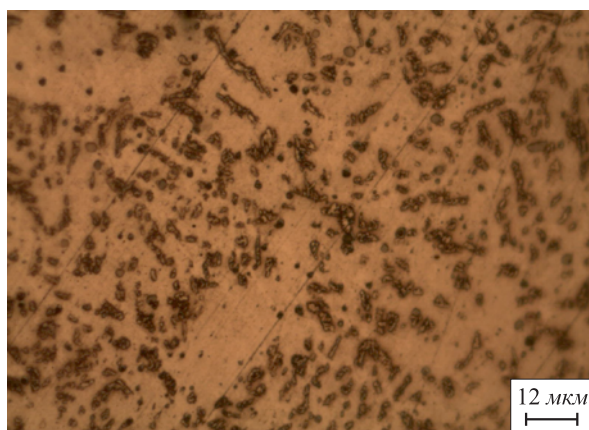


Рис. 3. Микроструктура образца 331

Fig. 3. The microstructure of the sample 331

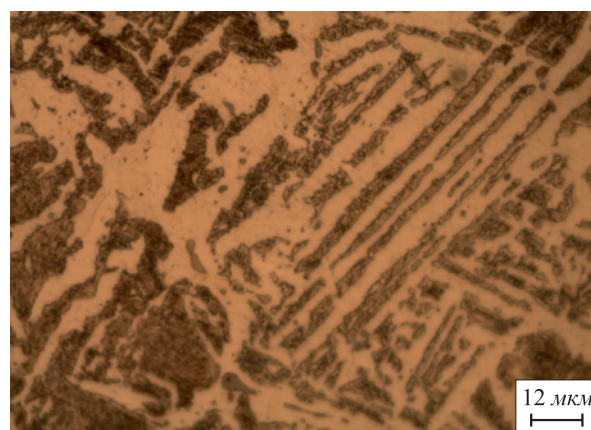


Рис. 4. Микроструктура образца 441

Fig. 4. The microstructure of the sample 441

Образец 661 (рис. 6) – видманштеттова структура с массивными иглами и толстой ферритной сеткой. Размер зерен соответствует баллу 3.

Все образцы подвергли испытаниям на износ по схеме диск – колодка на испытательной машине 2070 СМТ-1 в диапазоне нагрузки A ($75 - 750 \text{ мин}^{-1}$). Резуль-

таты (n – частота вращения; N – количество оборотов; A – нагрузка; m – масса до (числитель) и после (знаменатель) испытания; $v_{\text{из}}$ – скорость износа; τ – время испытания на износ) приведены в табл. 3.

Выводы. Исследования показали принципиальную возможность восстановления оксидов вольфрама из

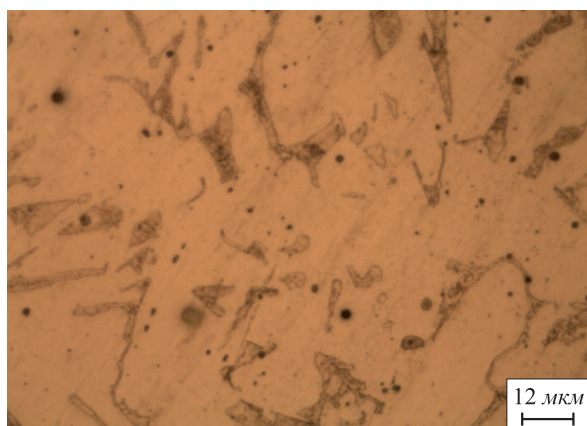


Рис. 5. Микроструктура образца 551

Fig. 5. The microstructure of the sample 551

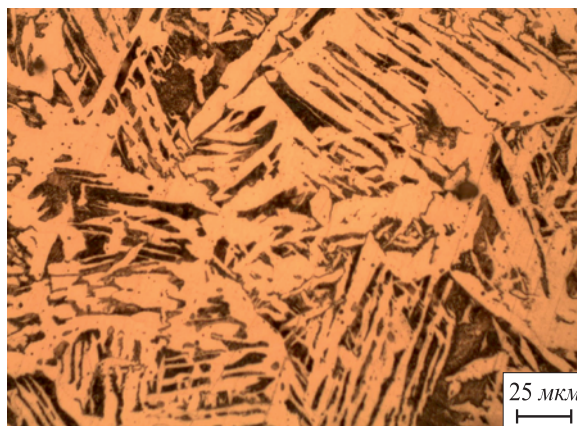


Рис. 6. Микроструктура образца 661

Fig. 6. The microstructure of the sample 661

Т а б л и ц а 3

Результаты испытаний на износ

Table 3. The results of the wear test

Образец	n, об./мин	N, об.	A, Н	Диапазоны		m, г	δ, г	v, г/мин	τ, мин
				вращения	нагрузки				
111	20	1689	20 (174)	A	I	111/100	11	0,1000	110
112	20	4101	20 (174)	A	I	121/92	29	0,0906	320
331	20	6970	40 (130)	A	I	120/118	2	0,0042	480
441	20	8029	30 (105)	A	I	145/143	2	0,0033	600
551	20	8108	30 (105)	A	I	132/129	3	0,0050	600
661	20	8167	30 (105)	A	I	118/116	2	0,0033	600

руд углеродсодержащим восстановителем и получения в наплавляемом слое карбидов вольфрама с размерами в пределах 1 – 5 мкм. Дальнейшие исследования будут продолжены в направлении замены восстановленных вольфрамсодержащих составляющих в порошковых проволоках на вольфрамсодержащие оксидные концентраты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е. и др. // Сварочное производство. 2013. № 5. С. 9 – 12.
2. Козырев Н.А., Крюков Н.Е., Крюков Р.Е. и др. // Сварочное производство. 2015. № 4. С. 43 – 47.
3. Рысс М.А. Производство ферросплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 344 с.
4. Гасик М.И. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов. – М.: СП Интермет инжиниринг, 1999. – 764 с.
5. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
6. Гасик М.И., Лякишев Н.П., Емлин Б.И. Теория и технология производства ферросплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 784 с.
7. Энциклопедический словарь по металлургии. Справочное издание в 2-х т. / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: СП Интермет инжиниринг, 2000. – 764 с.
8. Свойства элементов / Под ред. М.Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1997. – 448 с.

Поступила 5 мая 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 567–571.

THE USAGE OF TUNGSTEN-CONTAINING ORES AT WELDING

Kozyrev N.A., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production” (kozyrev_na@mts.sibsiu.ru)
Shurupov V.M., Senior Lecturer of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”

Kuchnarenko N.N., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”
Kozyreva O.E., Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair “Materials, Foundry and Welding Production”

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

Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The paper presents the results of the carried out experimental researches in welding under AH 26C flux (AN26S) with flux cored wires, produced from tungsten-containing components (tungsten ores, concentrates, waste) of powdered carbon-fluorine-containing waste of aluminum production. The carried out researches include the production of flux cored wires at different correlations of tungsten-containing and carbon-containing components, the choice of welding mode, the determination of the chemical analysis of the weld metal, the slag composition after welding, metallographic research and wear tests. The studies have shown the principal possibility to restore tungsten directly from tungsten-containing oxide material using a carbon-containing restorative; at the same time the degree of tungsten reduction is more than 96 %. When welding according to the supposed technology, in the weld layer tungsten carbides have been received; they have the dimensions in the range of 1 – 5 μm .

Keywords: welding, flux cored wire, tungsten oxide, carbon-fluorine-containing component, reduction, chemical composition, metallographic research, wear.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-567-571

REFERENCES

1. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Roor A.V., Koval'skii I.N. Development of additives for welding fluxes when welding low-alloyed steel. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2013, no. 5, pp. 9–12. (In Russ.).
2. Kozyrev N.A., Kryukov N.E., Kryukov R.E., Igushev V.F., Koval'skii I.N. Technological aspects of using a carbon-fluorine-containing additive when welding under flux. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2015, no. 4, pp. 43–47. (In Russ.).
3. Ryss M.A. *Proizvodstvo ferrosplavov* [Ferroalloy production]. Moscow: Metallurgiya, 1985. 344 p. (In Russ.).
4. Gasik M.I. *Teoriya i tekhnologiya elektrometallurgii ferrosplavov* [Theory and technology of ferroalloy electrometallurgy]. Moscow: SP Internet inzhiniring, 1999. 764 p. (In Russ.).
5. Grigoryan V.A., Belyanchikov L.N., Stomakhin A.Ya. *Teoreticheskie osnovy elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Theoretical basis of melting processes]. Moscow: Metallurgiya, 1987. 272 p. (In Russ.).
6. Gasik M.I., Lyakishev N.P., Emlin B.I. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva ferrosplavov* [Theory and technology of ferroalloy production]. Moscow: Metallurgiya, 1988. 784 p. (In Russ.).
7. *Entsiklopedicheskii slovar' po metallurgii. Spravochnoe izdanie v 2-kh t.* [Metallurgical thesaurus. Reference book in 2 vols.]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: SP Internet inzhiniring, 2000. 764 p. (In Russ.).
8. *Svoistva elementov* [Properties of elements]. Drits M.E. ed. Moscow: Metallurgiya, 1997. 448 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibSIU in the frameworks of the project part of the State task of the Ministry of Education and Science RF no. 11.1531.2014/k.

Received May 5, 2015

УДК 621.643:628.147.22

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРИНЦИПОВ САМООРГАНИЗАЦИИ И ДИССИПАТИВНЫХ СТРУКТУР ПРИ СОЗДАНИИ НОВОГО СТРУЙНО-ЭМУЛЬСИОННОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА

Цымбал В.П., д.т.н., профессор кафедры прикладных информационных технологий и программирования
Кожемяченко В.И., к.т.н., доцент кафедры прикладных информационных технологий и программирования
Рыбенко И.А., к.т.н., доцент кафедры прикладных информационных технологий и программирования
Падалко А.Г., к.т.н., доцент кафедры прикладных информационных технологий и программирования
Оленников А.А., к.т.н., доцент кафедры теплогазоводоснабжения,
 водоотведения и вентиляции (tgsy-sibsiu@mail.ru)

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

Аннотация. Рассмотрен принцип работы агрегата типа струйно-эмульсионного реактора (СЭР). Показана возможность использования и реализации основных принципов синергетики (теории самоорганизации) при создании нового струйно-эмульсионного металлургического процесса и агрегата СЭР. Рассматриваются конкретные примеры управления соотношением скоростей восстановительных и окислительных процессов, а, следовательно, и химическим составом металла путем организации пространственных динамических диссипативных структур. Описаны особенности процесса СЭР, позволяющие в процессе прямого восстановления управлять составом металла с использованием некоторых принципов синергетики.

Ключевые слова: синергетика, теория самоорганизации, диссипативная структура, струйно-эмульсионный, металлургический процесс, агрегат, управление, восстановление, окисление.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-572-577

В настоящей работе на примере создания нового струйно-эмульсионного металлургического процесса и агрегата делается попытка показать возможность использования и реализации основных принципов синергетики (теории самоорганизации) на этапе конструирования процесса и агрегата СЭР, а также технологического управления химическим составом металла путем организации пространственных динамических структур.

Анализ сталеплавильных процессов с позиций теории самоорганизации позволяет несколько по-иному взглянуть на принципы управления этими сложными многосвязными объектами. Сформировавшийся в теории автоматического управления подход, во многом ориентированный на задачи управления летательными аппаратами, основан на идее разделения программного и возмущенного движения, что, по-видимому, неприемлемо для рассматриваемых нами объектов. Если продолжить аналогию с летательными аппаратами, то можно представить, что траектории основных параметров сталеплавильной ванны (обезуглероживания, нагрева, окисленности шлака и других) как бы погружены в среду, через которую они могут воздействовать друг на друга. Так, например, изменение по каким-либо причинам траектории обезуглероживания приводит к изменению траекторий нагрева металла и окисленности шлака. Поэтому попытка управления од-

ной из них приводит к возмущениям на других траекториях. Кроме того, непонятно, какая форма траектории каждого из внутренне связанных параметров является рациональной. Навязывание объекту в этих условиях заранее заданных программных траекторий и попытки поддержания их методом регулирования по отклонению приводят к неоптимальным результатам и даже к снижению эффективности функционирования объекта. И наоборот, использование особенностей внутреннего самодвижения системы (собственных функций объекта), выбор «резонансных» управлений позволяют добиться конечных результатов с малыми затратами на управление. При этом очень важно учитывать внутренние обратные связи в объекте.

Появление в 1980 – 81 гг. фундаментальных трудов Н. Пригожина [1] и Г. Хакена [2] по теории самоорганизации (синергетике) помогло понять, почему такими объектами нельзя управлять «по самолетному». Но при этом естественно возникает вопрос, как конкретно использовать синергетический эффект для управления такими сложными многосвязными процессами.

Создание непрерывного сталеплавильного процесса было давней мечтой металлургов. А.М. Бигеев, вложивший большой вклад в разработку этого процесса [3 – 5], важным и необходимым преимуществом такого процесса, наряду с отсутствием промежуточных потерь энергии и сырья, считал наличие отдельных камер (зон)

для реализации необходимых технологических операций (обезуглероживания, десульфурации, дефосфорации и др.). Однако в то время в связи протеканием процесса близко к состоянию равновесия и, как следствие, низкими скоростями химических реакций, эти камеры получались достаточно громоздкими, а агрегат в целом капиталоемким.

Благодаря переходу в область газозвеси и эмульсии, а также реализации описанных выше принципов удалось создать (вместо физически реализуемых камер) определенные зоны в виде динамических диссипативных структур, которые существуют только на момент протекания процесса в определенном режиме. При этом задача десульфурации решается за счет наличия огромной реакционной поверхности на газовых пузырьках, а задача дефосфорации может решаться за счет управления гранулометрическим составом шихтовых материалов, подаваемых на границу металл–шлак. На задаче управления содержанием углерода остановимся несколько ниже отдельно.

Прежде чем показать, почему в процессе СЭР в отличие, например, от процесса Корекс возможно полу-

чение стали или полупродукта с более низким содержанием углерода, чем в чугуна, кратко остановимся на принципе работы агрегата [6–9]. Основу технологической схемы агрегата типа СЭР (рис. 1) составляют: система подачи шихты 1–5; реактор-осциллятор 6; соединительный канал с газодинамическим самозапираанием 7; рафинирующий отстойник 8, одновременно играющий роль первой ступени мокрой газоочистки; копыльник 9, а также система гарнисажного охлаждения 10; шлакоприемник 13 с гранулятором 14; система утилизации тепла в кипящем слое или реформации дымовых газов в синтез-газ 17 и система газоочистки 18.

Процесс осуществляется следующим образом. Мелкодисперсная шихта, состоящая из смеси оксидов железа и других металлов, вместе с частью твердых восстановителей подается в центральную зону реакционной камеры 6, где в месте встречи потоков кислорода образуется диск уплотнения, на котором в результате динамического взаимодействия происходит интенсивная турбулизация потока шихты и образование больших поверхностей для гетерогенного химического взаимодействия. При этом за счет неполного сжигания в реак-

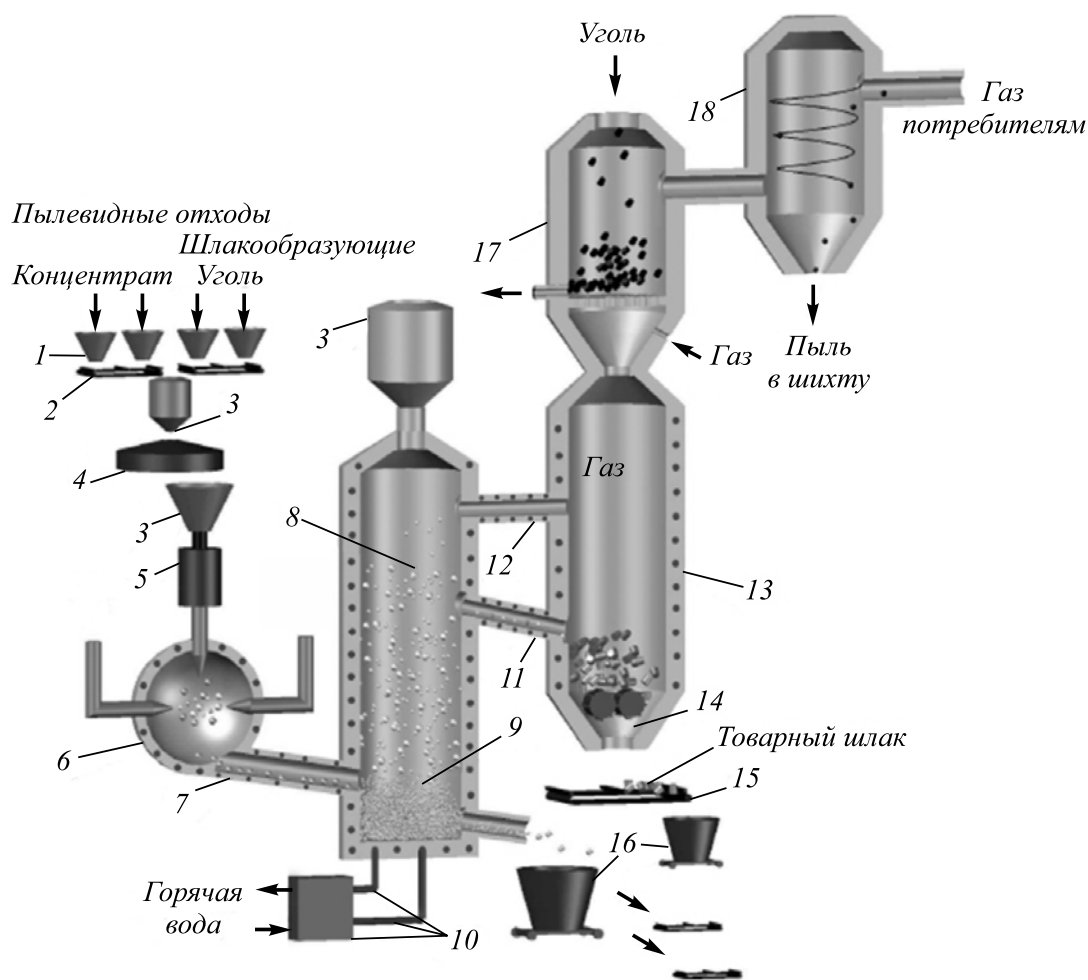


Рис. 1. Технологическая схема мини-модуля на основе процесса типа СЭР

Fig. 1. Flow chart of a mini-module based on the process of JER type

ционной камере части угля, природного газа или другого восстановителя (в соответствии с долей поданного кислорода) происходит нагрев и частичное восстановление оксидов.

Остановимся на диссипативных структурах, совокупность которых и позволила получить рассмотренный агрегат и протекающий в нем процесс.

В качестве первой диссипативной структуры рассмотрим диск уплотнения, который образуется при соударении встречных струй. На рис. 2 показан эксперимент по проверке возможности использования этого эффекта путем прерывания и распыления азотом струи чугуна из стотонного разливочного ковша в цехе изложниц ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Благодаря второй диссипативной структуре, включающей в себя рассмотренный выше эффект, удалось создать так называемый реактор-осциллятор, в котором оказалось возможным реализовать сразу несколько принципов теории самоорганизации (синергетики): большое отклонение от термодинамического равновесия, принцип наименьшего принуждения (Ле-Шателье-Брауна), принцип круговой подчиненности. Это в свою очередь позволило создавать и автоматически поддерживать неравновесный колебательный стационарный режим на любом (в пределах возможности агрегата) уровне.

Для того, чтобы иметь возможность повышать давление в шарообразном реакторе, нужно было найти способ, как управлять истечением двухфазной среды (газовзвеси или эмульсии) из этого реактора. Было даже предположение поставить в соединительный канал заслонку, защищенную высокоогнеупорным материалом. Но в результате использования еще одного интересного физического явления (эффекта критического истечения двухфазной среды) было найдено простое решение в виде газодинамически запираемого канала. Рассмотрим механизм, заложенный в основу функционирования ре-

актора-осциллятора, в том числе механизм формирования в нем двухфазного потока газовзвеси, а затем и газошлакометаллической эмульсии.

Реализация важного принципа синергетики – значительного отклонения системы от состояния термодинамического равновесия – достигается за счет выбора площади сечения выходного канала шарообразного реактора (рис. 3, а) таким образом, чтобы скорость истечения двухфазного потока q_3 находилась в нелинейной области зависимости скорости этого потока от газосодержания (рис. 3, б). Процесс как бы перемещается по правой ветви этой характеристики.

Создав затруднения для истечения получающего при этом двухфазного потока q_3 и учитывая нелинейную зависимость его критической скорости от газосодержания, которое в свою очередь зависит от характера протекающих в реакторе процессов, получаем пульсирующий характер изменения давления в реакторе. Зависимость критической скорости истечения двухфазного потока ($C_{кр}$) от объемного газосодержания (α_r) для системы газ–жидкость представлена на рис. 3, б.

Стационарная диссипативная структура на выходе реактора-осциллятора играет ключевую роль в обеспечении функционирования агрегата в целом и в том числе самоорганизующегося характера протекающих в нем процессов, поскольку реактор-осциллятор является одновременно своеобразным карбюратором (смесителя) и компрессором (побудителем расхода), проталкивающим рабочую смесь через все последующие аппараты.

Перейдем к анализу структур, образующихся в колонном реакторе-отстойнике (рис. 1). Для лучшего понимания обратимся к зонной модели (рис. 4). Полученная в реакционной камере 6 (зоны 1 и 2) газовзвесь с объемным газосодержанием порядка 0,99 через соединительный канал (зону 3) подается в нижнюю часть рафинирующего отстойника над верхним срезом копияльника (зоны 5 и 8). При этом выходящая из соединительного потока двухфазная струя играет роль своеобразной динамической подушки, или провальной решетки (зона 4 – это третья диссипативная структура), отделяющей столб пенной газошлаковой эмульсии, играющей одновременно роль мокрой газоочистки, от металла, накапливающегося в копияльнике (зона 8), благодаря опусканию по вертикальным пристенным слоям капель металла, получающихся в результате восстановительных процессов в газошлаковой эмульсии в зоне 6.

Использование в качестве рафинирующего отстойника вертикального колонного реактора с нижней подачей реакционной газовзвеси в сочетании с существенным отклонением процессов от термодинамического равновесия является важнейшим фактором, который обуславливает возможность разделения потока железоуглеродистого металла, оседающего в копияльнике 9 (рис. 1), и потока обедненного железом



Рис. 2. Обдув чугуна встречными струями

Fig. 2. Cast iron blow-off with the approaching jets

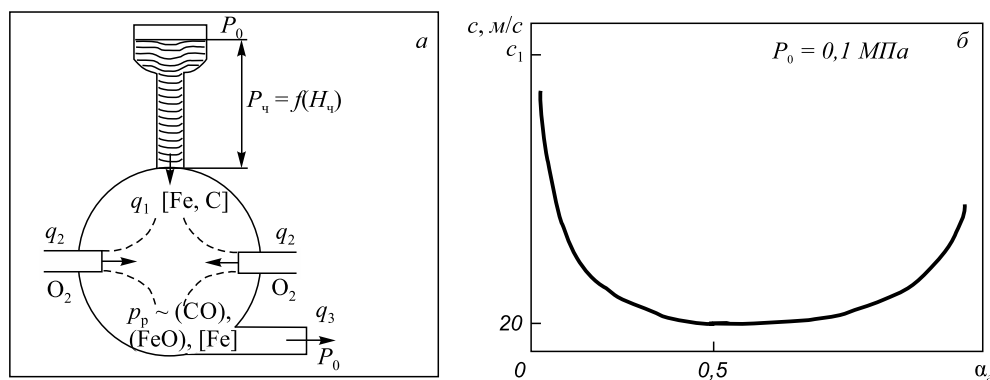


Рис. 3. Шарообразный реактор (а) и зависимость скорости потока от газосодержания (б):

p_0 , p_p и p_q – соответственно давление атмосферное, в реакторе и столба шихты; q_1 , q_2 и q_3 – потоки шихты, кислорода и истекающей из реактора двухфазной среды

Fig. 3. Ball-shaped reactor (a) and jet speed dependence on gas-content (b):

p_0 , p_p and p_q – atmospheric pressure correspondently, in the reactor and stock column; q_1 , q_2 and q_3 – charge flow, as well as oxygen and running from the reactor two-phase medium

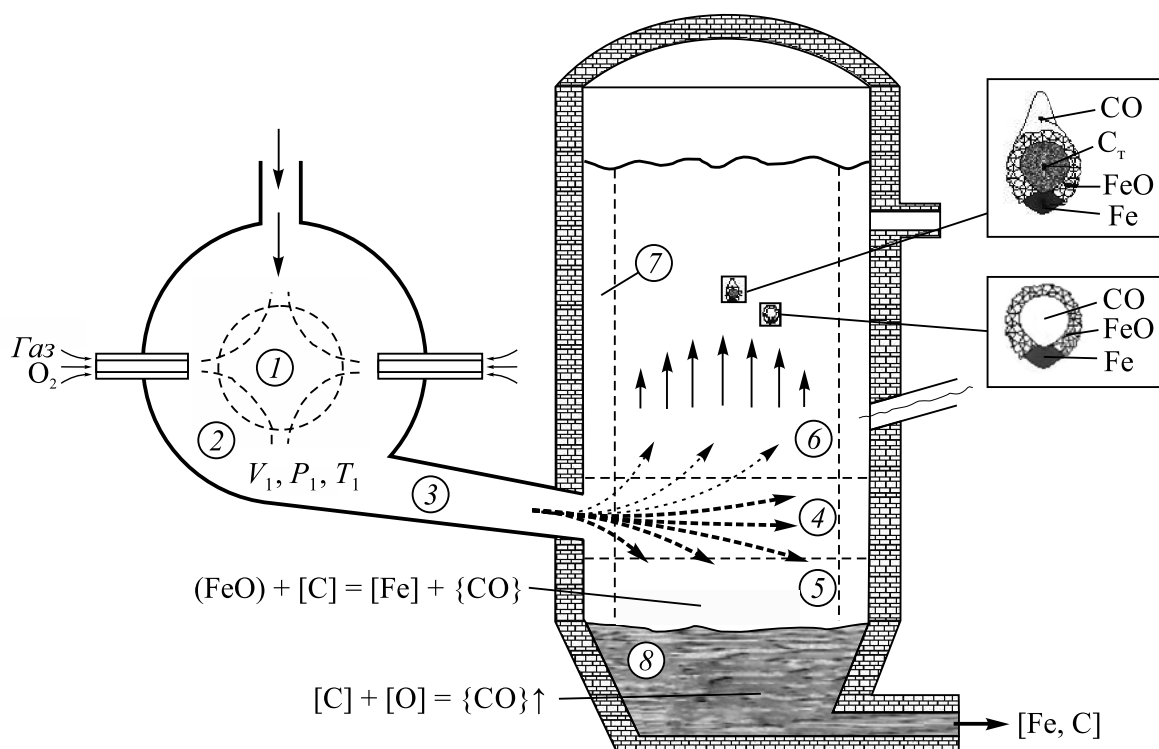


Рис. 4. Зонная модель процесса СЭР

Fig. 4. Zone model of a JER process

шлака, отводимого по наклонному каналу 11 в шлакоприемник 13.

В результате этих процессов образуется *четвертая диссипативная структура* – сепаратор металла, шлака и газа, которая получается в результате противодействия гравитационных и аэродинамических сил в верхней половине рафинирующего отстойника (зона б), где образующиеся в результате восстановительных процессов частицы железа, имеющие плотность в три раза большую, чем шлак, вследствие параболического распределения

скорости по сечению скатываются на периферию колонного реактора и опускаются в копильник, газослаковая эмульсия выдавливается в шлакоприемник.

Одновременно с этим образуется *пятая диссипативная структура* – неравномерное распределение параметров (плотности, газосодержания и химического состава) по высоте агрегата. Распределенность содержания оксидов железа по высоте обуславливается прежде всего термодинамически неравновесным характером процессов, протекающих в реакционной камере

и рафинирующем отстойнике, в том числе интенсивными потоками вещества и энергии, поступающими снизу через соединительный канал 7 из реакционной камеры 6 (рис. 1). Эта структура имеет большое значение для управления соотношением скоростей восстановительных и окислительных процессов, а, следовательно, и содержанием углерода.

В заключение упомянем еще об одной (шестой) диссипативной структуре, которую удалось наблюдать во время аварийного прожигания крышки колонного реактора. При этом вылетело большое количество полых шариков диаметром порядка 5 мм и толщиной стенок около 1 мм. Это явилось наглядным подтверждением существования в колонном реакторе инерционно-турбулентного режима, в результате которого пленки и частицы оксидов в эмульсии наматываются на пузырьки газа. Это явление имеет большое значение для удаления серы, а также для предварительной очистки отходящих газов.

После представленного выше анализа можно сделать заключительные выводы об особенностях процесса СЭР, позволяющих в процессе прямого восстановления управлять составом металла с использованием некоторых принципов синергетики.

Выводы. Благодаря наличию побудителя расхода (реактора-осцилятора), повышенного давления, внутреннего транспорта и нижней подачи рабочей смеси в вертикальный колонный реактор в нем создаются диссипативные структуры (зоны), в которых возможно независимое управление отдельными процессами. В колонном реакторе создан диссипативный сепаратор металла, шлака и газа, а плотность эмульсии по высоте распределена по параболическому закону, при этом временем пребывания металла и шлака можно в определенной мере управлять независимо. Химические реакции [10] протекают в неравновесных условиях с отводом продуктов реакций, при этом реакции восстановления оксидов железа твердым углеродом имеют преимущественное развитие в зоне 6 (верх колонного реактора), а реакции с растворенным в металле углеродом имеют место на границе зон 5 и 8 (турбулентный слой на границе металл–шлак) и скорость на по-

рядок большую, чем реакций в твердой фазе. Зоны 5 и 8 отделены динамической «подушкой» (зоной 4) от зоны 6. Долю оксидов железа, перерабатываемых на границе шлак–металл (зоны 5–8), можно увеличивать за счет крупности рудных материалов и дополнительного индукционного подогрева копильника, а в зоне 6 повышать восстановительный потенциал за счет подачи коксика или угля в колонный реактор на верх шлаковой эмульсии. В большинстве экспериментальных плавов на опытной установке нового процесса на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» получалось содержание углерода в диапазоне 0,5–1,5 %, а на нескольких плавках было даже получено 0,04–0,10 % С, но это связано либо с длительным открыванием летки, либо со значительным переокислением шлака, за счет излишней подачи кислорода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных системах. – М.: Мир, 1979. – 512 с.
2. Хакен Г. Синергетика. – М.: Мир, 1980. – 406 с.
3. Бигеев А.М. Непрерывные сталеплавильные процессы. – М.: Металлургия, 1986. – 136 с.
4. Бигеев А.М., Бигеев В.А. Металлургия стали. Теория и технология плавки стали. – Магнитогорск: МГТУ, 2000. – 544 с.
5. Накоряков В.Е., Покусаев Б.Г., Шрейбер И.Р. Волновая динамика газо- и парожидкостных сред. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 248 с.
6. Цымбал В.П., Мочалов С.П., Калашников С.Н. Модели и механизмы самоорганизации в технике и технологиях. В 3-х ч. Ч. III. Примеры реализации идей и принципов синергетики: Учеб. пособие. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2005. – 264 с.
7. Цымбал В., Кустов Б., Айзатулов Р. и др. Записи: в Сибири рождается альтернативная наукоемкая металлургия постиндустриальной эпохи // Металлы Евразии. 1996. № 8. С. 114–117.
8. Цымбал В.П. Введение в теорию самоорганизации с примерами из металлургии: Учебное пособие. Изд. 2-е. стер. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2001. – 251 с.
9. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др. – Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2014. – 588 с.
10. Телегин И.А., Шакиров К.М., Мочалов С.П. и др. Экспериментальные исследования кинетики совместно протекающих реакций в системе железоуглеродистый расплав – шлак – газ // Изв. вуз. Черная металлургия. 1993. № 6. С. 10–14.

Поступила 9 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 572–577.

USAGE OF THE PRINCIPLES OF SELF-ORGANIZATION AND DISSIPATIVE STRUCTURES IN A NEW JET-EMULSION METALLURGICAL PROCESS

Tsybmal V.P., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Information Technologies in Metallurgy

Kozhemyachenko V.I., Cand. Sci. (Eng.), Asist. Professor of the Chair of Information Technologies in Metallurgy

Rybenko I.A., Cand. Sci. (Eng.), Asist. Professor of the Chair of Information Technologies in Metallurgy

Padalko A.G., Cand. Sci. (Eng.), Asist. Professor of the Chair of Information Technologies in Metallurgy

Olenikov A.A., Cand. Sci. (Eng.), Asist. Professor of the Chair of Heat-Gas-Water-Supply, Water Disposal and Ventilation (tgsv-sibsiu@mail.ru)

Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The article presents the principle of operation of the unit of a jet-emulsion reactor type (JER). The possibility of using and implementing the basic principles of synergy (the theory of self-organization) when creating a new jet-emulsion metallurgical process and the unit JER, has been shown. Specific examples of a ratio speed control of reducing and oxidizing processes and, consequently, the chemical composition of the metal by the dynamic spatial organization of dissipative structures have been considered. The features of the JER process, allowing in a direct reduction process to control the composition of the metal with the use of some principles of synergy, have been described.

Keywords: synergy, theory of self-organization, dissipative structure, spray-emulsion metallurgical process, unit, control, reduction, oxidation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-572-577

REFERENCES

1. Nicolis G., Prigogine I. *Self-Organization in Non-Equilibrium Systems*. Wiley. 1977, 512 p (Russ.ed.: Nicolis G., Prigogine I. *Samoorganizatsiya v neravnovesnykh sistemakh*. Moscow: Mir, 1979. 512 p.).
2. Haken Hermann. *Synergetics*. Springer-Verlag, 1977. (Russ.ed.: Haken H. *Sinergetika*. Moscow: Mir, 1980. 406 p.).
3. Bigeev A.M. *Nepreryvnye staleplavil'nye protsessy* [Continuous steel-making processes]. Moscow: Metallurgiya, 1986. 136 p. (In Russ.).
4. Bigeev A.M., Bigeev V.A. *Metallurgiya stali. Teoriya i tekhnologiya plavki stali* [Steel metallurgy. Theory and the technology of steel making]. Magnitogorsk: MGTU, 2000. 544 p. (In Russ.).
5. Nakoryakov V.E., Pokusaev B.G., Shreiber I.R. *Volnovaya dinamika gazo- i parozhidkostnykh sred* [Wave dynamics of gas- and vapour-liquid media]. Moscow: Energoatomizdat, 1990. 248 p. (In Russ.).
6. Tsybal V.P., Mochalov S.P., Kalashnikov S.N. *Modeli i mekhanizmy samoorganizatsii v tekhnike i tekhnologiyakh. V 3-kh ch. Ch. III. Primery realizatsii idei i printsipov sinergetiki: Ucheb. posobie* [Models and mechanisms of self-organization in techniques and technologies. In 3 parts. Part III. The examples of realization of ideas and principles of synergy: Instructional aid]. Novokuznetsk: izd. Sib-GIU, 2005. 264 p. (In Russ.).
7. Tsybal V., Kustov B., Aizatulov R., Mochalov S., Shakirov K. Zapsib: An alternative science-intensive metallurgy of a post-industrial metallurgy was born in Siberia. *Metally Evrazii*. 1996, no. 8, pp. 114–117. (In Russ.).
8. Tsybal V.P. *Vvedenie v teoriyu samoorganizatsii s primerami iz metallurgii: Uchebnoe posobie* [Introduction into the theory of self-organization with the examples from metallurgy: Manual]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2001. 251 p. (In Russ.).
9. Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu., Gileva L.Yu., Krasnobayev A.V., Shvydkii V.S., Onorin O.P., Shchipanov K.A., Burykin A.A. *Matematicheskoe modelirovanie metallurgicheskikh protsessov v ASU TP* [Mathematical modeling of metallurgical processes in automatic control systems of technological processes]. Ekaterinburg: OOO «UIPTs», 2014. 588 p. (In Russ.).
10. Telegin I.A., Shakirov K.M., Mochalov S.P., Zhulina Zh.M., Plyshevskii A.A. Experimental kinetics researches of jointly proceeding reactions in the iron-carbon alloy – slag – gas system. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1993, no. 6, pp. 10–14. (In Russ.).

Received October 9, 2014

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА*

*Гурьев А.М., д.т.н., профессор, директор института развития
Большого Алтая (gurievam@mail.ru)*

Иванов С.Г., к.т.н., инженер кафедры физики

Гурьев М.А., к.т.н., докторант кафедры физики

*Черных Е.В., к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, докторант кафедры
начертательной геометрии и графики*

Иванова Т.Г., аспирант кафедры начертательной геометрии и графики

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

Аннотация. Исследована возможность повышения износостойкости твердых сплавов, быстрорежущей стали, высокоуглеродистой стали, которые применяются для создания режущего инструмента. Упрочнение проведено методами химико-термической обработки путем комплексного диффузионного насыщения бором и хромом – борохромированием для вольфрам-кобальтового спеченного материала ВК8, а также бором и титаном – бортитанированием для быстрорежущей стали Р6М5. Выбор вольфрам-кобальтового спеченного материала ВК8 и быстрорежущей стали Р6М5 в качестве объектов изучения обусловлен все более широким спектром применения высокопрочных малоизнашивающихся материалов в народном хозяйстве. Исследован химический состав и микротвердость, измерена микротвердость полученных диффузионных покрытий на упрочняемых материалах. По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что химико-термическая обработка является перспективным способом повышения прочностных и эксплуатационных характеристик материалов исследуемых классов.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, высокоуглеродистая сталь, бор, хром, химико-термическая обработка, диффузионное насыщение, твердый сплав, прочность, износостойкость, режущий инструмент.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-578-582

Прогресс в области новых материалов позволяет создавать материалы с требуемым набором эксплуатационных свойств. На первый план выходит задача создания новых и совершенствования уже имеющихся материалов, в том числе и для обработки. Обработка резанием является наиболее часто применяемой операцией формообразования, поэтому повышение стойкости металлорежущего инструмента – одна из первоочередных задач современного материаловедения. Повышение ресурса работы режущего инструмента на 10 – 30 % по предварительным расчетам в масштабах России способно дать экономический эффект от 250 до 400 млн. руб./г.

Одни из наиболее применяемых материалов для напаянных резцов благодаря своим свойствам (высокой прочности, твердости, красностойкости) – металлокерамические материалы. Наибольшее распространение имеют композиционные составы на основе карбида вольфрама.

В настоящей работе исследована возможность повышения износостойкости твердых сплавов, быстроре-

жущей стали, высокоуглеродистой стали, применяемых для создания режущего инструмента. В качестве исследуемых материалов взяты быстрорежущая сталь Р6М5, сталь У10, вольфрам-кобальтовый спеченный материал ВК8. Упрочнение вели методами химико-термической обработки (ХТО) путем комплексного диффузионного насыщения бором и хромом – борохромированием [1 – 7].

Процесс упрочнения вели из насыщающей обмазки на основе карбида бора, содержащей активированные атомы бора и хрома согласно рекомендациям работ [3 – 6]. Температура насыщения составила 1150 °С для сплава ВК8 и стали Р6М5 и 920 °С для стали У10; время насыщения для всех материалов было выбрано одинаковое – 2,5 ч. Обработку образцов ВК8 и стали У10 осуществляли в камерной печи типа СНОЛ, оснащенной ПИД-контроллером «Термодат 16Е-3». Обработку образцов из стали Р6М5 осуществляли согласно рекомендациям работ [1, 4, 8]. После насыщения образцы из вольфрам-кобальтового спеченного материала ВК8 извлекали из печи, остужали на воздухе, после чего очищали от обмазки, промывали в мыльной воде. Образцы из стали Р6М5 отпуску не подвергали, так как

* Работа выполнена при поддержке задания Минобрнауки по приоритетным направлениям развития науки и техники – тема № 885 и гранта Президента РФ МК-656.2014.8.

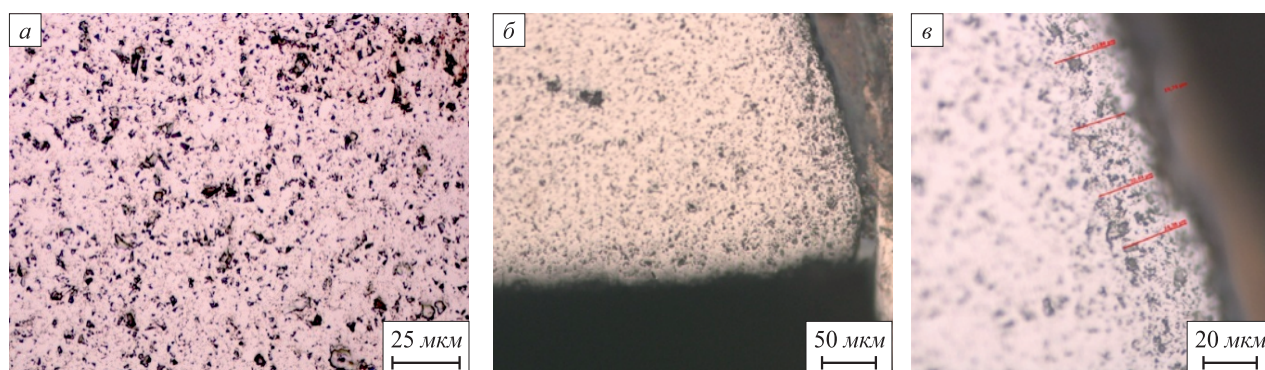


Рис. 1. Микроструктура металлокерамического сплава ВК8 в исходном состоянии (а) и структура упрочненного слоя (б, в)

Fig. 1. Microstructure of ceramic-metal VK8 alloy in an initial state (a) and the structure of the hardened layer (b, c)

обработке подвергался тонкий поверхностный слой толщиной не более 0,5 мм.

Резку образцов для металлографических исследований осуществляли абразивными кругами на основе кубического нитрида бора на прецизионном отрезном станке «MicroCut-201», после чего образцы запрессовывали в фенольную смолу на автоматическом прессе «MetaPress». Механическую шлифовку проводили на автоматическом полировальном станке «DigiPrep». После шлифовки осуществляли электролитическую полировку и травление. Полученные микроструктуры изучали на оптическом микроскопе «Carl Zeiss AxioObserver Z1m» (при различных увеличениях) с фиксацией встроенной цифровой камеры AxioCAM mRC5.

Микроструктура металлокерамического сплава ВК8 представлена на рис. 1. Исходная структура ВК8 представляет собой зерна карбида вольфрама неправильной формы, скрепленные между собой кобальтовой связкой. Размер зерен карбида вольфрама меняется в пределах 15 – 2 мкм. После ХТО размер зерен карбида вольфрама возрастает до 3,5 – 18,0 мкм. На поверхности материала образуется диффузионный слой, предположительно состоящий из боридов и карбоборидов вольфрама и титана сложного состава. Диффузионный слой на твердом сплаве не имеет игольчатой структуры в отличие от сталей, однако имеет слегка размытую, но

все же четко различимую границу на глубине порядка 19 – 23 мкм от поверхности.

Распределение химических элементов по сечению покрытия на образце ВК8 приведено в табл. 1.

Микротвердость упрочненного и исходного образцов ВК8, измеренная на полуавтоматическом микротвердомере МН-6 при нагрузке 2 Н, представлена на рис. 2 (где x – расстояние от поверхности).

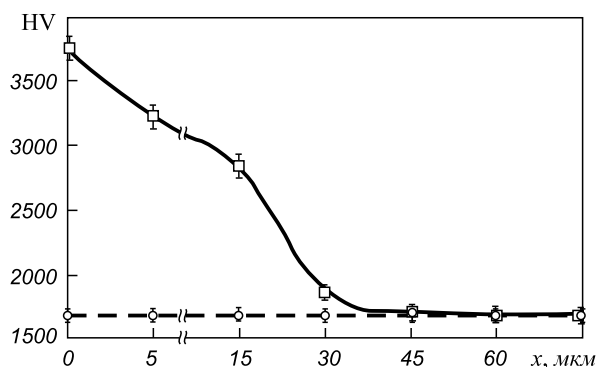


Рис. 2. Распределение микротвердости по сечению образцов сплава ВК8 в исходном состоянии (---) и после ХТО (—)

Fig. 2. Distribution of microhardness along the cross-section of VK8 alloy samples in an initial state (---) and after thermochemical treatment (—)

Т а б л и ц а 1

Распределение химических элементов по сечению покрытия образца сплава ВК8

Table 1. Distribution of chemical elements along the cross-section of the coating of VK8 alloy sample

Образец	Содержание, %, элемента															
	B	C	Co	Na	Al	Si	Cl	K	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Cu	W	I
1	59,29	29,05	6,68	0,06	0,04	0,10	0,03	0,07	0,03	0,11	0,28		0,83	0,08	3,28	0,07
2	46,51	10,07	3,09			0,06	0,44	0,24	0,28	0,58	8,76	0,66	13,46	0,84	14,08	0,93
3	14,35	14,02	10,49	0,08	0,03	0,11	0,04			0,03	11,21		0,47	0,02	48,92	0,23
4	17,30	13,14	9,72	0,23		0,05				0,12	1,19		1,67	0,17	56,41	
5	15,73	8,41	2,92	0,04	0,01	0,03	0,01	0,04			0,06		0,13	0,04	72,58	

В результате боротитанирования на поверхности вольфрам-кобальтового спеченного материала ВК8 образовался диффузионный слой с микротвердостью 3500 – 3700 НВ, что приблизительно в 1,9 раза превышает микротвердость неупрочненного твердого сплава. При этом толщина упрочненного слоя достигает 30 мкм.

Проведено упрочнение быстрорежущей стали Р6М5. Полученные структуры представлены на рис. 3. Распре-

деление химических элементов по сечению покрытия на быстрорежущей стали Р6М5 приведено в табл. 2.

Распределение микротвердости по сечению образцов стали Р6М5 представлено на рис. 4.

На поверхности быстрорежущей стали сформировался диффузионный слой толщиной 15 – 25 мкм. Строение данного слоя – классическое для боридных диффузионных покрытий – игольчатое, однако иглы сильно затупле-

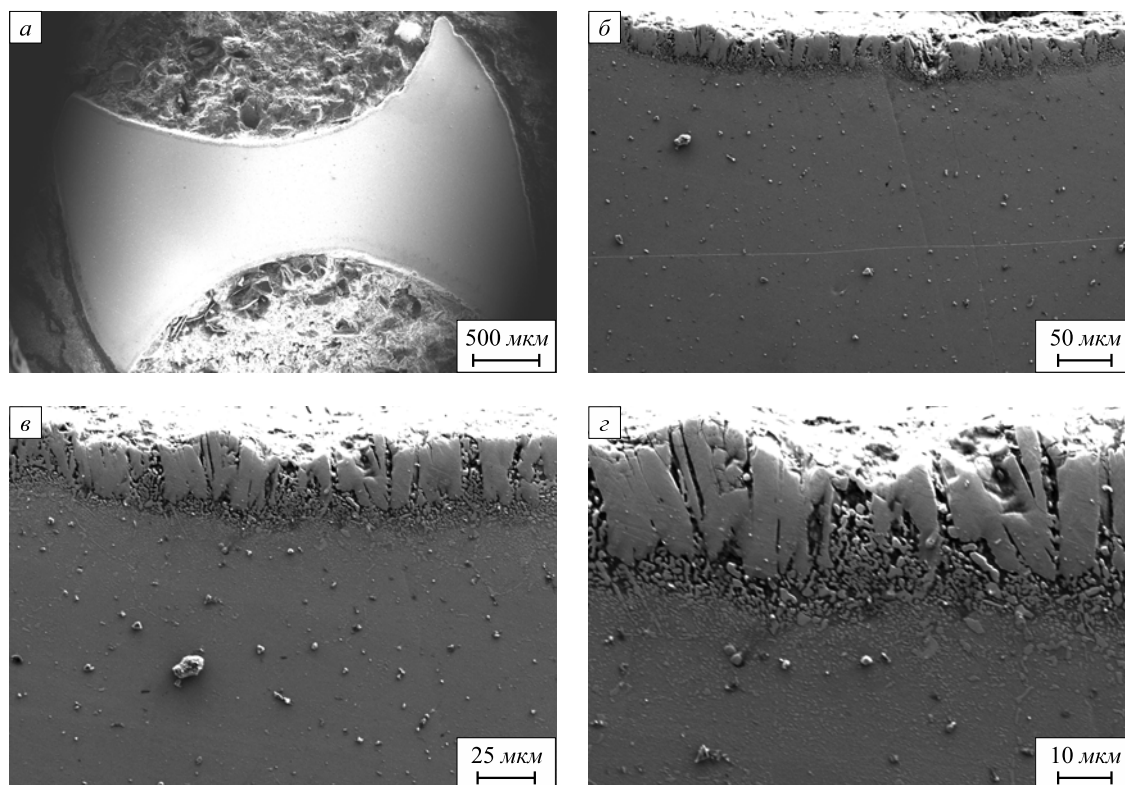


Рис. 3. Микроструктура борохромированного слоя стали Р6М5 при разных увеличениях

Fig. 3. Microstructure of boron-chromium-plated layer of R6M5 steel at different increases

Т а б л и ц а 2

Распределение химических элементов по сечению покрытия образца стали Р6М5

Table 2. Distribution of chemical elements along the cross-section of the coating of R6M5 steel sample

Образец	Содержание, %, элементов						
	B	C	W	Mo	Si	Cr	Fe
1	33,24	36,89	4,18	4,36	0,10	14,12	7,11
9	35,63	27,75	6,85	4,16	0,07	11,8	13,74
2	21,74	45,69	6,87	4,68	0,17	8,17	12,68
3	25,49	42,51	5,18	5,14	0,09	4,63	16,96
4	20,08	40,02	5,44	4,23	0,13	3,68	26,42
5	18,73	30,18	6,03	4,14	–	3,58	37,34
6	17,34	22,61	4,95	4,48	–	2,71	47,91
7	15,67	23,19	5,22	4,39	–	1,94	49,59
8	12,35	21,38	5,39	4,81	0,27	1,03	54,77

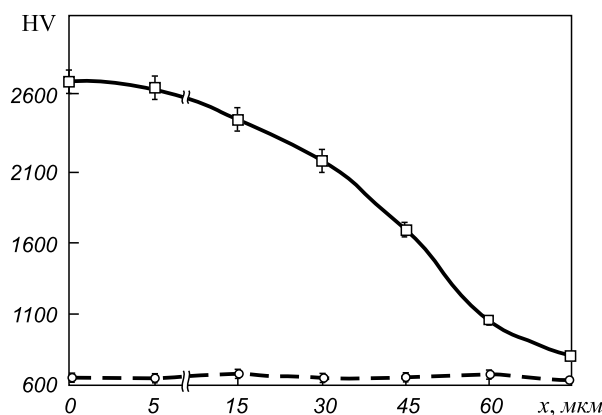


Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению образцов стали Р6М5 в исходном состоянии (---) и после ХТО (—)

Fig. 4. Distribution of microhardness along the cross-section of R6M5 steel samples in an initial state (---) and after thermochemical treatment (—)

ны и формируют практически сплошной слой [9 – 14]. Это объясняется высоким содержанием легирующих элементов (углерода, вольфрама и молибдена), которые ограничивают диффузию бора вглубь [15 – 20].

Выводы. Показана возможность упрочнения материалов для режущего инструмента, в частности, вольфрам-кобальтовых спеченных материалов и быстрорежущих сталей методами комплексной химико-термической обработки бором и хромом. Исследован химический состав и микротвердость получаемого борохромированного покрытия. По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что химико-термическая обработка является перспективным способом повышения прочностных и эксплуатационных характеристик материалов этих классов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Физические основы химико-термоциклической обработки сталей / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, Н.А. Попова, Э.В. Козлов. – Барнаул: изд. АлтГТУ, 2008. – 250 с.
2. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: Физматлит, 2010. – 384 с.
3. Гринберг Е.М. Металловедение борсодержащих конструкционных сталей. – М.: изд. МИСИС, 1997. – 198 с.

4. Гурьев А.М., Иванов С.Г., Гармаева И.А. Диффузионные покрытия сталей и сплавов. – Барнаул: изд. ООО «НИЦ "Системы управления"», 2013. – 221 с.
5. Лыгденов Б.Д. Фазовые превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-термоциклической обработкой. Автореф. дис. канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2004. – 33 с.
6. Ситкевич М.В., Бельский Е.И. Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок. – Минск: Высшая школа, 1987. – 156 с.
7. Борисенко С.Г., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. и др. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 424 с.
8. Гурьев М.А., Иванов С.Г., Кошелева Е.А. и др. // Ползуновский вестник. 2010. № 1. С. 114 – 121.
9. Бабкин Ф.В., Ярош Д.В., Лыгденов Б.Д. Комплексное диффузионное насыщение бором и титаном. – В кн.: сборник научных трудов X международной научно-практической конференции. – Барнаул, 2009. С. 248 – 250.
10. Лыгденов Б.Д. Интенсификация процессов формирования структуры диффузионного слоя при химико-термической обработке сталей. Автореф. дисс. докт. техн. наук. – Барнаул, 2009. – 32 с.
11. Мосоров В.И., Грешилов А.Д., Лыгденов Б.Д. // Ползуновский вестник. 2012. № 1-1. С. 206 – 208.
12. Лыгденов Б.Д., Грешилов А.Д., Мижитов А.Ц. // Современные наукоемкие технологии. 2006. № 5. С. 37, 38.
13. Бутуханов В.А., Цыреторов Б.Ш., Лыгденов Б.Д. Влияние металлотермических реакций на диффузионные процессы при химико-термической обработке. – В кн.: VI сессия Научного совета РАН по механике. АлтГТУ им. И.И. Ползунова / Научн. ред. Н.Ф. Морозов, М.Д. Старостенков. – Барнаул: изд. АлтГТУ, 2012. С. 51, 52.
14. Лыгденов Б.Д., Бутуханов В.А., Мэй Ш., Цыреторов Б.Ш. // Современные наукоемкие технологии. 2014. № 4. С. 76 – 79.
15. Мосоров В.И., Лыгденов Б.Д., Грешилов А.Д., Долгоров А.А. // Ползуновский альманах. 2010. № 1. С. 30 – 32.
16. Федяшина О.М., Софрошенков А.Ф. Борирование быстрорежущей стали. – В кн.: Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых / Под общ. ред. Л.П. Мышляева. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2008. С. 62 – 64.
17. Куркина Л.А., Хараев Ю.П. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 2. С. 201 – 205.
18. Ан Д., Ли Ц., Вэн Ж. и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 12. С. 27 – 32.
19. Денисюк А.К., Загуляева С.В., Потуткина Е.Н. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 2. С. 29 – 31.
20. Петрова Л.Г., Александров В.А., Брежнев А.А. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 10 (106). С. 26 – 33.

Поступила 25 февраля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 578–582.

THERMOCHEMICAL TREATMENT OF THE MATERIALS FOR CUTTING TOOLS

Gur'ev A.M., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Descriptive Geometry and Engineering Graphics", Director of Grand Altai Development Institute (gurievam@mail.ru)

Ivanov S.G., Cand. Sci. (Eng.), of the Chair of Physics

Gur'ev M.A., Cand. Sci. (Eng.), Doctoral Cand. of the Chair of Physics

Chernykh E.V., Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor of the Chair of Physics, Doctoral Cand. of the Chair "Descriptive Geometry and Engineering Graphics"

Ivanova T.G., Postgraduate of the Chair "Descriptive Geometry and Engineering Graphics"

Altai State Technical University named after I.I. Polzunov (46, Lenina ave., Barnaul, 656038, Russia)

Abstract. The paper presents the researches devoted to the possibility to increase wear resistance of solid alloys, high-speed steel, high-carbon steel, which are used to create cutting tools. The hardening has been carried out by the methods of thermochemical treatment by means of complex diffusion saturation with boron and chromium – boron-chromium coating for tungsten-cobalt BK8 (VK8) sintered material, as well as boron and titanium – boron-titanizing for high-speed P6M5 (R6M5) steel. The choice of tungsten-cobalt VK8 sintered material and high-speed R6M5 steel as an object of studying has been specified by a wider spectrum of using high-strength low-wear materials in national economy. The chemical composition and micro-hardness have been studied, as well as microhardness of the received diffusion coatings on the hardened materials has been measured. According to the results of the carried out researches the following conclusion can be done: the thermochemical treatment is a perspective way to increase strength and operational characteristics of the materials of the studied classes.

Keywords: high-speed steel, high-carbon steel, boron, chromium, thermochemical treatment, diffusion saturation, solid alloy, hardness, wear resistance, cutting tool.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-578-582

REFERENCES

- Gur'ev A.M., Lygdenov B.D., Popova N.A., Kozlov E.V. *Fizicheskie osnovy khimiko-termotsiklicheskoj obrabotki stalei* [Physical basis of thermochemical treatment of steel]. Barnaul: izd. AltGTU, 2008. 250 p. (In Russ.).
- Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plastichnost' borirovannykh sloev* [Plasticity of borated layers]. Moscow: Fizmatlit, 2010. 384 p. (In Russ.).
- Grinberg E.M. *Metallovedenie borsoderzhashchikh konstruktivnykh stalei* [Physical metallurgy of boron-containing constructional steels]. Moscow: izd. MISIS, 1997. 198 p. (In Russ.).
- Gur'ev A.M., Ivanov S.G., Garmaeva I.A. *Diffuzionnye pokrytiya stalei i splavov* [Diffusion coatings of steels and alloys]. Barnaul: izd. LLC "NITs "Sistemy upravleniya", 2013. 221 p. (In Russ.).
- Lygdenov B.D. *Fazovye prevrashcheniya v stalyakh s gradientnymi strukturami, poluchennymi khimiko-termicheskoj i khimiko-termotsiklicheskoj obrabotkoi. Dis...cand. tekhn. nauk* [Phase transformations in steels with gradient structures, obtained with thermochemical and thermochemical-cycle treatments. Cand. Tech. Sci. Diss.]. Novokuznetsk, 2004. 226 p. (In Russ.).
- Sitkevich M.V., Bel'skii E.I. *Sovmeshchennye protsessy khimiko-termicheskoj obrabotki s ispol'zovaniem obmazok* [Combined processes of thermochemical treatment using coatings]. Minsk: Vysshaya shkola, 1987. 156 p. (In Russ.).
- Borisenok G.V., Vasil'ev L.A., Voroshnin L.G. etc. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov. Spravochnik* [Thermochemical treatment of metals and alloys. Reference-book]. Moscow: Metallurgiya, 1984. 424 p. (In Russ.).
- Gur'ev M.A., Ivanov S.G., Kosheleva E.A., Ivanov A.G., Greshilov A.D., Gur'ev A.M., Lygdenov B.D., Okolovich G.A. Complex diffusion hardening of high-pressure machine and instrument components. *Polzunovskii vestnik*. 2010, no. 1, pp. 114–121. (In Russ.).
- Babkin F.V., Yarosh D.V., Lygdenov B.D. *Kompleksnoe diffuzionnoe насыshchenie borom i titanom* [Complex diffusion saturation with boron and titanium]. In: *Problemy i perspektivy razvitiya litseynogo, svarochnogo i kuznechno-shtampovogo proizvodstva: Sbornik nauchnykh trudov X mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Problems and prospects of development of foundry, welding, forging and stamping production. Proceedings of the X International Scientific-Practical Conference. Barnaul, November 19–20, 2009], Issue 5, pp. 248–250. (In Russ.).
- Lygdenov B.D. *Intensifikatsiya protsessov formirovaniya struktury diffuzionnogo sloya pri khimiko-termicheskoj obrabotke stalei. Dis...d-ra. tekhn. nauk* [Intensification of formation processes of diffusion layer structure at thermochemical treatment of steels. Dr. Tech. Sci. Diss.]. Barnaul, 2009. 355 p. (In Russ.).
- Mosorov V.I., Greshilov A.D., Lygdenov B.D. Research of phase composition and dislocation structure of borated 55L steel. *Polzunovskii vestnik*. 2012, no. 1–1, pp. 206–208. (In Russ.).
- Lygdenov B.D., Greshilov A.D., Mizhitov A.Ts. Phase composition of 08kp steel after borating. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii*. 2006, no. 5, pp. 37–38. (In Russ.).
- Butukhanov V.A., Tsyretorov B.Sh., Lygdenov B.D. *Vliyanie metallotermicheskikh reaktsii na diffuzionnye protsessy pri khimiko-termicheskoj obrabotke* [Influence of metal-thermal reactions on diffusion processes at thermochemical treatment]. In: *VI sessiya Nauchnogo soveta RAN po mekhanike. AltGTU im. I.I. Polzunova* [VI session of the Scientific Council of RAS on mechanics. I.I. Polzunov Altai State Technical University]. Morozov N.F., Starostenkov M.D. eds. Barnaul: izd. AltGTU, 2012, pp. 51–52. (In Russ.).
- Lygdenov B.D., Butukhanov V.A., Mei Sh., Tsyretorov B.Sh. Surface hardening of die tooling from hypoeutectic steels. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii*. 2014, no. 4, pp. 76–79. (In Russ.).
- Mosorov V.I., Lygdenov B.D., Greshilov A.D., Dolgorov A.A. Growth kinetics of diffusion layers at borating of cast steels. *Polzunovskii al'manakh*. 2010, no. 1, pp. 30–32. (In Russ.).
- Fedyashina O.M., Sofroshenkov A.F. *Borirovanie bystrorezhushchei stali*. [Borating of high-speed steel]. In: *Nauka i molodezh': problemy, poiski, resheniya Trudy Vserossiiskoi nauchnoi konferentsii studentov, aspirantov i molodykh uchennykh* [Science and youth: problems, searches, solutions. Proceedings of All-Russian Scientific Conference for students, post-graduates and young scientists]. Myshlyayev L.P. ed. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2008, pp. 62–64. (In Russ.).
- Kurkina L.A., Kharaev Yu.P. Influence of diffusion saturation temperature on the change of sample sizes made from 45 steel at borating. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2014, Vol. 11, no. 2, pp. 201–205. (In Russ.).
- An J., Li C., Ven Z., Yang Y.L., Sun S.J. A study of boronizing of steel AISI 8620 for sucker rods. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011, vol. 53, no. 11–12, pp. 598–602.
- Denisyuk A.K., Zagulyaeva S.V., Potutkina E.N. Influence of borating conditions on the structure and hardness of the borated layer. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2012, no. 2, pp. 29–31. (In Russ.).
- Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Brezhnev A.A. New possibilities of borating to obtain modified layers on steel details, working in the conditions of wear and corrosion. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2013, no. 10 (106), pp. 26–33. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed with the support of the task of the Ministry of Education and Science on priority tendencies of science and technique development – topic no. 885 and grant of the President of RF MK-656.2014.8.

Received February 25, 2015

УДК 669.14.08:621.785

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА ПРИ ПЛАВЛЕНИИ СИСТЕМЫ ПЛЕНКА–ПОДЛОЖКА ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ. СООБЩЕНИЕ 1*

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

Денисова Ю.А.^{1,2}, к.ф.-м. н., младший научный сотрудник, научный сотрудник
лаборатории низкотемпературной плазмы

Тересов А.Д.^{1,2}, ведущий электроник, младший научный сотрудник
лаборатории низкотемпературной плазмы

Крысина О.В.^{1,2}, младший научный сотрудник, младший научный сотрудник
лаборатории низкотемпературной плазмы

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН
(634055, Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/3)

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

Аннотация. Рассмотрены результаты сравнительного анализа элементного и фазового составов, дефектной субструктуры поверхностного слоя стали 40Х, подвергнутой, во-первых, облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и, во-вторых, легированию путем плавления системы пленка (медь) – подложка (сталь 40Х) при облучении высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Выявлены закономерности эволюции структуры поверхностного слоя стали в зависимости от плотности энергии пучка электронов. Показано, что высокоскоростная кристаллизация и последующая закалка стали 40Х приводят к формированию модифицированного слоя толщиной до 30 мкм. Выявлено формирование в поверхностном слое ячеистой структуры, средние размеры ячеек увеличиваются от 240 до 500 нм при росте плотности энергии пучка электронов от 10 до 20 Дж/см² ($N = 10$ имп.). Облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком системы пленка (медь) – подложка (сталь 40Х) сопровождается формированием поверхностного сплава с закалочной структурой, упрочненной наноразмерными выделениями частиц меди.

Ключевые слова: сталь 40Х, система пленка – подложка, структура, высокоинтенсивный импульсный электронный пучок.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-583-588

В условиях дефицита и дороговизны легирующих добавок, существенно повышающих стоимость высоколегированных сплавов, оказывается экономически и технически целесообразным развивать принципиально новый подход к созданию материалов, при котором механические и трибологические характеристики детали обеспечиваются применением экономичных низколегированных сплавов, а специальные свойства поверхности – сплошным или локальным формированием на ней тонких легированных слоев [1, 2].

Основным преимуществом подхода, основанного на формировании поверхностных сплавов и реализованного в ряде методов (наплавка порошков с помощью непрерывных лазеров [3] и компрессионными плазменными потоками [4], высокодозная имплантация [5], диффузионное насыщение из плазмы газового разряда [6] и многие другие), является возможность синтеза в поверхностном слое обрабатываемого материала наноразмерных метастабильных фаз,

обладающих уникальными физико-химическими и эксплуатационными характеристиками. Наряду с явными достоинствами указанные методы обладают и недостатками. К примеру, метод наплавки приводит к формированию неоднородной микроструктуры, большому размеру зерен и высокой пористости, что связано с высокой размерной неоднородностью исходного порошкового покрытия и сравнительно небольшими скоростями закалики из расплава [7]. Недостатком методов ионной имплантации является неоднородность микроструктуры по глубине и малая (до 0,5 мкм) толщина легированного слоя, а также малая объемная доля частиц упрочняющей фазы [5].

В настоящей работе анализируются результаты, полученные при исследовании элементного и фазового составов, дефектной субструктуры стали, модификацию которой осуществляли путем формирования поверхностных сплавов, облучая систему пленка–подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследования использовали сталь 40Х [8] в отожженном состоянии, то есть

* Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00091).

имеющую поликристаллическую структуру, представленную зернами феррита и перлита. В качестве легирующего элемента была выбрана медь. Процесс поверхностного легирования заключался в следующем: на поверхность стали наносили тонкую (1,5 – 2,0 мкм) пленку меди вакуумно-дуговым методом с плазменным ассистированием и фильтрацией плазменного потока от микрокапель [9]. Сформированную таким образом систему пленка (медь) – подложка (сталь 40Х) обрабатывали высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО [10] с энергией электронов 18 кэВ, плотностью энергии пучка электронов (E_s) 10, 15 и 20 Дж/см², длительностью (τ) 50 мкс и количеством (N) импульсов воздействия пучка электронов 5 и 10. Предварительно выполненные численные расчеты температурного поля в поверхностной зоне прогрева стали в процессе облучения ее поверхности высокоэнергетическим импульсным электронным пучком, осуществленные в рамках одномерного приближения, показали, что при $E_s = 10$ Дж/см² наблюдается начальная стадия плавления железа (толщина расплавленного слоя не превышает 1 мкм). При дальнейшем увеличении плотности энергии пучка электронов толщина расплавленного слоя линейно растет и при $E_s = 20$ Дж/см² достигает приблизительно 10 мкм. Максимальная температура достигается на поверхности облучения и при $E_s = 20$ Дж/см² составляет 2900 К, средняя скорость охлаждения расплавленного слоя – приблизительно 10⁸ К/с.

Исследования элементного и фазового составов, дефектной субструктуры поверхностного слоя осуществляли методами металлографии, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, рентгенофазового анализа.

Структура стали 40Х, обработанной электронным пучком

Обработка стали 40Х импульсным электронным пучком в указанных выше режимах сопровождается существенным изменением структуры поверхностного слоя. Во-первых, формируется многослойная структура, представленная поверхностным слоем, кристаллизующимся из расплава, слоем термического влияния и разделяющим два эти слоя тонким переходным слоем. Общая толщина модифицированного слоя при увеличении плотности энергии пучка электронов от 10 до 20 Дж/см² изменяется в интервале 9 – 32 мкм. При этом толщина слоя, сформировавшегося в результате кристаллизации расплава, увеличивается от 1 – 2 до 13 – 14 мкм, что вполне соответствует результатам тепловых расчетов.

Во-вторых, высокоскоростная кристаллизация расплава приводит к формированию в поверхностном слое ячеистой структуры (рис. 1, а); средние размеры ячеек увеличиваются от 240 до 500 нм при росте плотности энергии пучка электронов от 10 до 20 Дж/см² ($N = 10$ имп.).

В-третьих, изменяется фазовый состав модифицированного слоя стали; наряду с α -фазой и цементитом после электронно-пучковой обработки выявляется γ -фаза (остаточный аустенит, объемная доля которого составляет 5 – 6 %).

В-четвертых, в поверхностном слое формируется закалочная (мартенситная) структура (рис. 1, б), средние поперечные размеры кристаллов пакетного и пластинчатого мартенсита которой близки к средним поперечным размерам мартенсита стали, закаленной с печного нагрева [11]. Высокоскоростная закалка поверхностного слоя стали привела к увеличению параметра кристаллической решетки α -фазы модифицированного

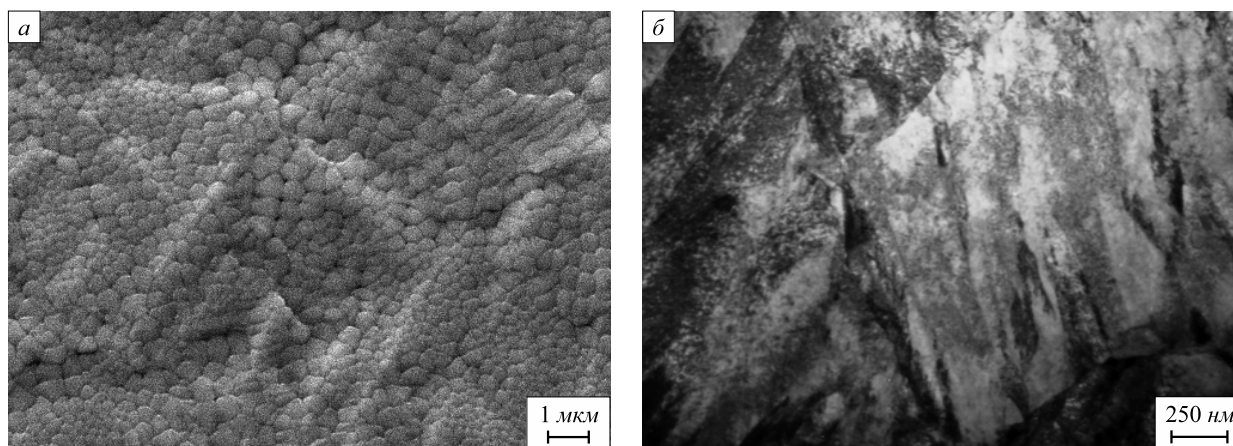


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры, формирующейся на поверхности облучения (а) и в поверхностном слое (б) стали 40Х, обработанной электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.): а – сканирующая электронная микроскопия; б – просвечивающая электронная микроскопия

Fig. 1. Electron microscope images of the structure, formed on the irradiation surface (а) and in surface layer (б) of 40Cr steel, treated with electron beam ($E_s = 20$ J/cm², $\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.): а – scanning electron microscopy; б – transmission electron microscopy

**Фазовый состав и параметры
кристаллической решетки фаз стали 40X
и системы пленка – подложка, обработанных
высокоинтенсивным импульсным электронным
пучком (результаты рентгенофазового анализа)**

**Phase composition and the parameters of the crystal lattice
of 40Cr steel phases and film – substrate system, treated with
high-intensity pulsed electron beam
(the results of the X-ray diffraction analysis)**

Фаза	Параметр решетки, Å, при облучении электронным пучком ($\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.) при E_s , Дж/см ²			
	Без облучения	10	15	20
Сталь 40X				
α -фаза	2,8698	2,87392	2,87163	2,87023
γ -фаза	–	3,60055	3,59664	3,59307
Система Cu – сталь 40X				
α -фаза	2,87086	2,8706	2,8706	2,87175
γ -фаза	–	–	–	3,5976
Cu	3,6156	3,61461	3,6158	–

слоя (см. таблицу), что может быть обусловлено формированием твердого раствора внедрения [12].

**Плавление системы
пленка (медь) – подложка (сталь 40X)**

Согласно справочным данным [13], легирование железа медью расширяет область существования γ -железа, при этом медь имеет ограниченную растворимость как в α -железе, так и в γ -железе. Максимальная (12 % (ат.)) концентрация меди в γ -железе достигается при температуре 1370 °C, а в α -железе при 850 °C составляет 1,4 % (ат.). Интерметаллиды в системе Fe–Cu не образуются.

Степень легирования поверхностного слоя стали медью выявляли методами микрорентгеноспектрального анализа. Концентрацию атомов легирующего элемента определяли на поверхности легирования (анализировали поверхностный слой толщиной приблизительно 5 мкм).

Концентрация легирующего элемента в поверхностном слое системы пленка (медь) – подложка (сталь 40X) в исходном состоянии составляет 85 %, а после облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком по режиму $E_s = 10$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. концентрация легирующего элемента составляет 80 %, по режиму $E_s = 15$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 5$ имп. – 30 %, по режиму $E_s = 15$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. – 35 %, по режиму $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 5$ имп. – 10 %, по режиму $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. – 8 % (ат.).

С увеличением плотности энергии пучка электронов концентрация меди в поверхностном слое снижается.

Последнее может быть обусловлено как увеличением толщины легированного слоя (уходом атомов меди в объем образца), так и испарением меди.

Микрорентгеноспектральный анализ поперечных шлифов (построено распределение характеристического рентгеновского излучения вдоль линии, проведенной перпендикулярно поверхности облучения) позволил выявить распределение атомов меди по глубине зоны легирования (рис. 2).

Толщина легированного слоя соответствует толщине зоны расплава, то есть при импульсной электронно-пучковой обработке реализуется преимущественно жидкофазное легирование стали. Полное перемешивание системы пленка (медь) – подложка (сталь 40X) достигается при обработке последовательно 10 имп. при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см². В этом случае на поверхности облучения выявляется структура ячеистой кристаллизации расплава, подобная структуре поверхности стали 40X, обработанной электронным пучком по тем же режимам (рис. 1, а). Одновременно с ячейками проявляется рельеф, характерный для мартенситного превращения. Средний размер ячеек кристаллизации составляет $0,49 \pm 0,01$ мкм.

Легирование поверхностного слоя стали медью не приводит к увеличению параметра кристаллической решетки α -железа (см. таблицу). Можно предположить, что высокоскоростная закалка не привела к формированию твердого раствора атомов меди в α -железе. Следовательно, легирование стали атомами меди должно привести к дисперсионному твердению поверхностного слоя стали, то есть к упрочнению частицами меди.

Морфологию, фазовый состав и дефектную субструктуру легированного слоя стали анализировали методами дифракционной электронной микроскопии. Для исследований был выбран образец, обработанный электронным пучком по режиму: $E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп. Установлено, что в слое, легированном медью, сформировалась закалочная структура, подобная структуре, полученной при электронно-пучковой закалке стали 40X без покрытия. Выявляются и различия: присутствие в легированном медью слое зерен феррита со средним размером 0,8 мкм и плотностью дислокаций приблизительно $4 \cdot 10^{10}$ см⁻² (рис. 3, а).

Анализ по методике темного поля и последующее индицирование микроэлектроннограмм позволили выявить в поверхностном слое присутствие остаточного аустенита и частиц меди. Заметим, что γ -железо (остаточный аустенит) и медь имеют один тип и практически совпадающие параметры кристаллической решетки [13]. Следовательно, разделить присутствие в поверхностном слое этих фаз можно только по морфологии выделений. Как правило, γ -фаза закаленной низкоуглеродистой стали имеет вид тонких прослоек, расположенных вдоль кристаллов пакетного мартенсита. Медь, как показали выполненные исследования, обнаруживается в виде частиц округлой формы, рас-

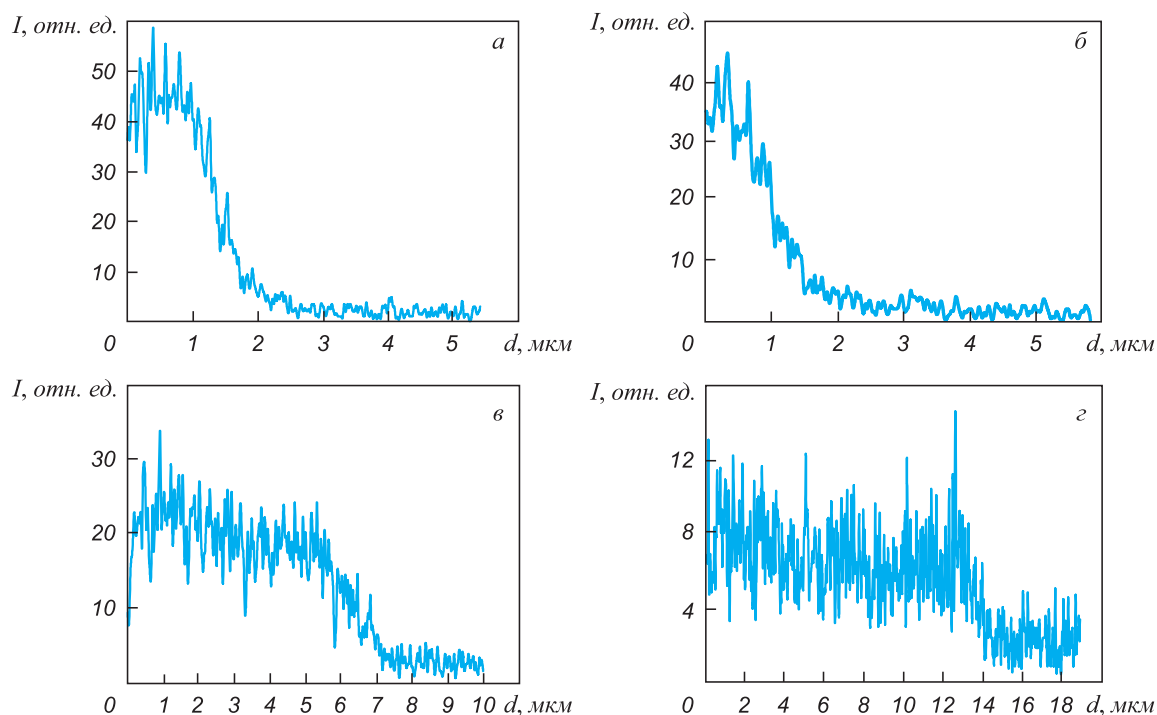


Рис. 2. Распределения характеристического рентгеновского излучения меди (интенсивность I) вдоль линии, перпендикулярной поверхности облучения, в системе Cu – сталь 40X до (а) и после (б – г) облучения электронным пучком ($\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.):
 б – $E_s = 10$ Дж/см²; в – $E_s = 15$ Дж/см²; г – $E_s = 20$ Дж/см²

Fig. 2. Distribution of characteristic X-rays of Cu (intensity I) along the line, which is perpendicular to the irradiation surface, in the system of Cu – 40Cr steel before (a) and after (б – г) the irradiation with electron beam ($\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.):
 б – $E_s = 10$ J/cm²; в – $E_s = 15$ J/cm²; г – $E_s = 20$ J/cm²

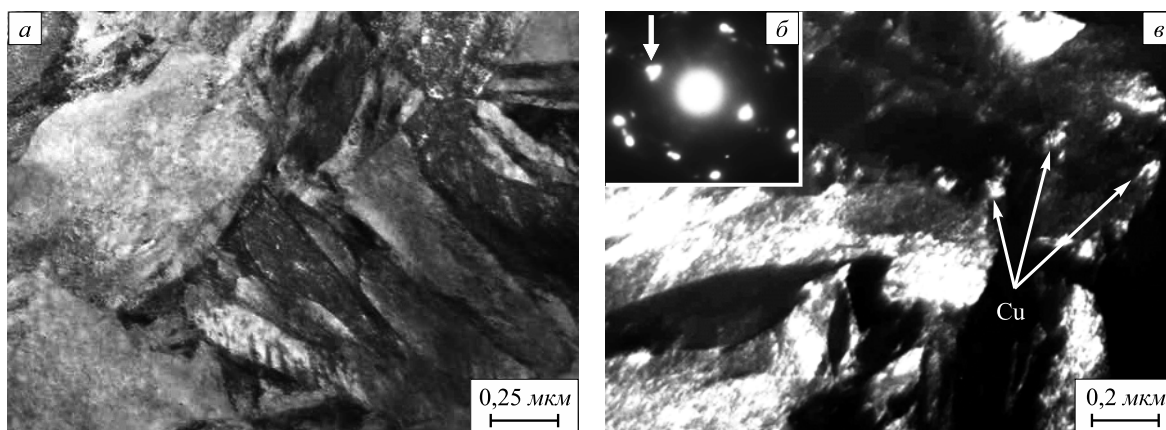


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры, сформированной в поверхностном слое системы Cu – сталь 40X после обработки электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $N = 10$ имп.):

а – изображение в светлом поле; б – микроэлектроннограмма к поз. в; в – изображение в темном поле, полученное в рефlekсах $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\text{Cu}$ (на поз. б стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 3. Electron microscope images of the structure, formed in surface layer of Cu – 40Cr steel system after the treatment with electron beam ($E_s = 20$ J/cm², $\tau = 50$ mks, $N = 10$ imp.):

а – image in a light field; б – micro-electron-diffraction pattern to the position в; в – image in a dark field, obtained in the reflections $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\text{Cu}$ (on position б the arrow points out the reflection, in which the dark field is received)

положенных вдоль границ пакетов и зерен (рис. 3, в). Средний размер частиц меди составляет 170 ± 20 нм. Частота появления остаточного аустенита на изображениях структуры стали после электронно-пучкового легирования выше, чем на изображениях структуры

стали, обработанной электронным пучком. Это может свидетельствовать о том, что объемная доля остаточного аустенита в легированном слое выше. Данные результаты согласуются с отмеченными выше фактами стабилизации γ -фазы медью.

Выводы. Исследования, проведенные с использованием сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов показали, что: воздействие высокоинтенсивного импульсного электронного пучка на систему Cu – сталь 40X сопровождается жидкофазным легированием поверхностного слоя стали медью; высокоскоростная кристаллизация и последующая закалка поверхностного сплава, формирующегося при плавлении электронным пучком систем Cu – сталь 40X, сопровождается полиморфным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, протекающим по сдвиговому механизму; образующаяся в поверхностном слое мартенситная структура подобна структуре, формирующейся при электронно-пучковой закалке стали 40X; формирование поверхностного сплава сопровождается дисперсионным твердением поверхностного слоя стали; выявлено выделение наноразмерных частиц меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин и др. – М.: Круглый стол, 2001. – 528 с.
2. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / А.П. Ласковнев, Ю.Ф. Иванов, Е.А. Петрикова и др. – Минск: Беларус. Навука, 2013. – 287 с.
3. Qu H.P., Wang H.M. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited gamma-TiAl intermetallic alloys // *Materials Science and Engineering A*. 2007. Vol. 466. P. 187 – 194.
4. Модификация материалов компрессионными плазменными потоками / В.В. Углов, Н.Н. Черенда, В.М. Анищик и др. – Минск: изд. БГУ, 2013. – 248 с.
5. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-лучевом воздействии / И.А. Курзина, Э.В. Козлов, Ю.П. Шаркеев и др. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. – 324 с.
6. Гончаренко И.М., Иванов Ю.Ф., Григорьев С.В. и др. // *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7 (Спец. выпуск). Ч. 2. С. 201 – 204.
7. Теплофизика плазменного напыления и смежных технологий / О.П. Солоненко, В.В. Кудинов, А.В. Смирнов и др.; отв. ред. В.М. Фомин, О.П. Солоненко. – Новосибирск: Наука, 2004. – 401 с.
8. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Винтизенко Л.Г., Григорьев С.В., Коваль Н.Н. и др. // *Изв. вуз. Физика*. 2001. Т. 44. № 9. С. 28 – 35.
10. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // *Изв. вуз. Физика*. 2008. № 5. С. 60 – 70.
11. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
12. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996-2000. Т. 1 – 3.

Поступила 18 августа 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 583–588.

FORMATION OF SURFACE ALLOYS AT MELTING OF FILM-SUBSTRATE SYSTEM BY HIGH-INTENSITY PULSED ELECTRON BEAM. REPORT 1

Ivanov Yu.F.^{1,2}, Dr. Sci. (Phys.-math.), Leading Researcher, Professor (yuf55@mail.ru)

Denisova Yu.A.^{1,2}, Cand. Sci. (Phys.-math.), Junior Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics

Teresov A.D.^{1,2}, Leading Electronic Engineer of the Laboratory Plasma Emission Electronics

Krysin O.V.^{1,2}, Junior Researcher of the Laboratory Plasma Emission Electronics

¹ Institute of High Current Electronics of SB RAS (2/3, Akademicheskii ave., Tomsk, 634055, Russia)

² National Research Tomsk State University (36, Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia)

Abstract. The paper examines the results of the comparative analysis of the elemental and phase composition, defective substructure of a surface layer of 40Cr steel, subjected, firstly, to the irradiation with high-intensity pulsed electron beam and, secondly, to the alloying by means of melting of film (Cu) – substrate (40Cr steel) system, when irradiating with high-intensity pulsed electron beam. Evolution regularities of the structure of steel surface layer have been revealed in dependence on electron beam energy density. It has been shown that high-speed crystallization and the subsequent hardening of 40Cr steel leads to the formation of the modified layer with the thickness up to 30 μm . The formation of cell structure in a surface layer has been revealed, average cell sizes increase from 240 nm to 500 nm at the growth of electron beam energy density from 10 J/cm² to 20 J/cm² ($N = 10$ imp.). The ir-

radiation with high-intensity pulsed electron beam of film (Cu) – substrate (40Cr steel) system is accompanied by the formation of a surface alloy with a hardening structure, hardened with nanodimensional copper particle extractions.

Keywords: 40Cr steel, the film/substrate system, structure, high-intensity pulsed electron beam.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-583-588

REFERENCES

1. Gribkov V.A., Grigor'ev F.I., Kalin B.A. etc. *Perspektivnye radiatsionno-puchkovye tekhnologii obrabotki metallov* [Perspective radiation-beam technologies of metal treatment]. Moscow: Kruglyi stol, 2001. 528 p. (In Russ.).
2. Laskovnev A.P., Ivanov Yu.F., Petrikova E.A., Koval' N.N., Uglov V.V., Cherenda N.N., Bibik N.V., Astashinskii V.M. *Modifikatsiya struktury i svoystv evtekticheskogo silumina elektronno-ionno-plazmennoi obrabotkoi* [Structure and property modification of eutectic silumin with electron-ion-plasma treatment]. Minsk: Belarus. Navuka, 2013. 287 p. (In Russ.).
3. Qu H.P., Wang H.M. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited gamma-TiAl intermetallic alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2007, Vol. 466, pp. 187 – 194.
4. Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Astashinskii V.M., Kvasov N.T. *Modifikatsiya materialov kompressionnymi plazmennymi potokami* [Material modification with compressive plasma flows]. Minsk: izd. BGU, 2013. 248 p. (In Russ.).

5. Kurzina I.A., Kozlov E.V., Sharkeev Yu.P., Fortuna S.V., Koneva N.A., Bozhko I.A., Kalashnikov M.P. *Nanokristallicheskie intermetallidnye i nitridnye struktury, formiruyushchiesya pri ionno-luchevom vozeistvii* [Nanocrystalline intermetallic compounds and nitride structures, formed at the ion-beam influence]. Tomsk: Izd-vo NTL, 2008. 324 p. (In Russ.).
6. Goncharenko I.M., Ivanov Yu.F., Grigor'ev S.V., Koval' N.N., Shchanin P.M., Yang Si-Ze. Formation regularities of the diffusive saturation zone at steel nitriding in plasma of gas discharge. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2004, Vol. 7 (Spec. Issue), Part 2, pp. 201–204. (In Russ.).
7. Solonenko O.P., Kudinov V.V., Smirnov A.V. etc. *Teplofizika plazmennogo napyleniya i smezhnykh tekhnologii* [Thermal physics of plasma coating and combined technologies]. Fomin V.M., Solonenko O.P. eds. Novosibirsk: Nauka, 2004. 401 p. (In Russ.).
8. *Marochnik stali i spлавov* [Steels and alloys grade guide]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 640 p. (In Russ.).
9. Vintzenko L.G., Grigor'ev S.V., Koval' N.N., Tolkachev V.S., Lopatin I.V., Shchanin P.M. Hollow-cathode low-pressure arc discharges and their application in plasma generators and charged-particle sources. *Russian Physics Journal*. 2001, Vol. 44, no. 9, pp. 927–936.
10. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of surfaces of metallo-ceramic and ceramic materials by electron-beams. *Russian Physics Journal*. 2008, Vol. 51, no. 5, pp. 505–516.
11. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruksionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Hardened constructional steel: structure and hardening mechanisms]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010. 174 p. (In Russ.).
12. Kurdyumov V.G., Utevskii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977. 236 p. (In Russ.).
13. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskh sistem* [State diagram of double metallic systems]. Vols. 1–3. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996–2000. (In Russ.).

Acknowledgements. The research was performed at the expense of the grant of Russian Science Foundation (project no. 14-29-00091).

Received August 18, 2014

УДК 538.91

ДЛИННОПЕРИОДИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ Cu–Pd–Me И Ti–Al–Me

Морозов М.М.¹, к.т.н., докторант кафедры физики им. В.М. Финкеля

Потеев А.И.², д.ф.-м.н., профессор, директор института

Клопотов А.А.^{2,3}, д.ф.-м.н., старший научный сотрудник, профессор кафедры
 прикладной механики и материаловедения (klopotovaa@tsuab.ru)

Маркова Т.Н.¹, аспирант кафедры физики им. В.М. Финкеля

Клопотов В.Д.⁴, к.т.н., доцент кафедры высшей математики

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

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

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

(634050, Россия, г. Томск, ул. Ленина, 36)

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет

(634003, Россия, г. Томск, пл. Соляная, 2)

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634050, Россия, г. Томск, ул. Ленина, 30)

Аннотация. На основе систематизации диаграмм состояния систем на основе Cu–Pd–Me (где Me – Ag, Au, Ni, Pt, Ga) показано, что легирование сплавов в области стехиометрических составов CuPd и Cu₃Pd атомами золота, палладия может приводить к созданию обширных областей гомогенности фаз с длиннопериодическими структурами после соответствующих термических обработок. Установлено, что в системах на основе Ti–Al–Me (где Me – V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu) происходит уменьшение размеров областей гомогенности длиннопериодической фазы на основе Al₃(Ti, Me) с D0₂₂ структурой в ряду легирующих элементов V → Mo → Nb → Cr → Mn → Cu.

Ключевые слова: длиннопериодические структуры, фазовые диаграммы, тройные диаграммы систем Cu–Pd–Me, тройные диаграммы систем Al–Ti–Me, антифазные границы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-589-596

В ряду упорядоченных сплавов особое место занимают сплавы, обладающие структурами с длинным периодом, называемые в литературе сплавами с длиннопериодическими структурами (ДПС) [1]. Особенностью этих упорядоченных сплавов является то, что в них упорядоченное расположение атомов периодически или квазипериодически нарушается антифазными границами (АФГ), причем этот длинный период имеет наноразмер. Обычно в упорядоченных сплавах АФГ энергетически не выгодны, однако в системах с длиннопериодической наноструктурой антифазные границы (АФГ) являются равновесными элементами структуры. На фазовых диаграммах температура – состав упорядоченные сплавы с длинным периодом имеют вполне определенные области стабильности.

В работе [2] показано, как при помощи старения можно получить длиннопериодические упорядоченные высокодисперсные структурноустойчивые сплавы. Сочетание распада пересыщенного твердого раствора и атомного упорядочения позволяет создавать необычные дисперсные устойчивые структуры распада. Сплавы в таком структурно-фазовом состоянии обладают

высокими механическими свойствами, стабильными во всем интервале температур, в котором сохраняется упорядоченное состояние матрицы [3].

Эти уникальные свойства сплавов данного класса делают их перспективными материалами для промышленного использования. Это привело к очень интенсивному исследованию длиннопериодических состояний и нашло отражение в ряде монографий и обзоров [1, 4, 5].

В работе [1] показано, что в классе ДПС существует две группы сплавов, различающихся по своим структурным особенностям и поведению.

Первая группа сплавов – это CuAuII, Cu₃AuII, Au₃CuII, одно- и двухмерные ДПС в Cu₃Pd и их аналоги. Отметим наиболее существенные особенности сплавов этой группы:

- низкотемпературная упорядоченная фаза реализуется в виде базовой сверхструктуры (например, L1₂, L1₀ (рис. 1));
- в окрестности АФГ проявляются релаксационные эффекты, что приводит к локальным изменениям состава, вариации степени дальнего порядка, модуляция решетки (АФГ размыта фактически на 2 – 3 атомные плоскости);

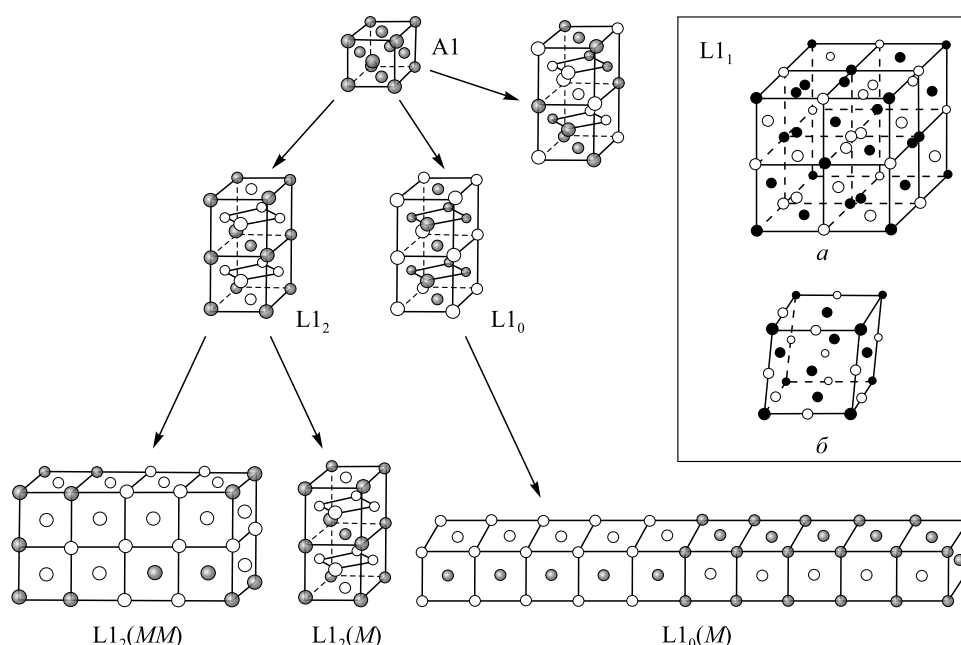


Рис. 1. Схемы образования упорядоченных фаз из твердого раствора алюминия (на вставке представлены элементарные ячейки структуры $L1_1$ в псевдокубической (а) и ромбоэдрической (б) установках)

Fig. 1. Formation scheme of ordered phases from aluminum solid solution (the insert represents the elementary structure cells $L1_1$ in pseudo-cubic (a) and rhombohedral (b) units)

- ДПС проявляется как равновесная несоизмерная структура в интервале температур в окрестности перехода порядок – беспорядок (T_c);
- наблюдается существенная зависимость от внешних условий (состава, давления, легирования, температуры), которая проявляется в том, что средний размер антифазного домена (полупериод ДПС) M меняется непрерывно и уменьшается при росте температуры при приближении к значению T_c .

Ко второй группе относятся сплавы Ag_3Mg , Au_3Mn , Al_3Ti , Pt_3V и их аналоги, которые обладают рядом специфических особенностей:

- низкотемпературная фаза реализуется в виде несоизмерной длиннопериодической структуры по отношению к базовой сверхструктуре (например, $D0_{22}$ или $D0_{23}$ (рис. 2));
- высокотемпературное состояние формируется как регулярный набор (если «несоизмеримые» ДПС образуются) соизмеримых структур и, как правило, монодоменное состояние сохраняется до T_c ;
- при изменении состава сплава и температуры «средний размер» антифазного домена пробегает рациональные числа и с ростом температуры наблюдается тенденция к его увеличению;
- в окрестности периодических АФГ эффекты релаксационного характера обычно не наблюдаются, хотя установлено небольшое смещение атомов из узлов решетки.

Важным является выявление факторов, контролирующих структурно-фазовые состояния в этих двух

группах сплавов. Для этого необходим анализ фазовых диаграмм от бинарных до многокомпонентных систем. В связи с этим цель данного исследования состоит в проведении систематизации и анализе строения тройных диаграмм состояния систем из первой группы сплавов на основе системы $Cu-Pd-Me$ (где $Me - Au, Ag, Pt, Ni$) и из второй группы сплавов на основе системы $Al-Ti-Me$ (где $Me - V, Cr, Mn, Cu, Mo, Nb$).

Тройные диаграммы систем $Cu-Pd-Me$ (где $Me - Ag, Au, Ni, Pt, Ga$)

В работе [6] показано, что диаграммы состояния с палладием можно разбить на три вида: диаграммы состояния систем с неограниченной растворимостью компонентов как в жидком, так и в твердом состояниях; диаграммы систем с ограниченной растворимостью в твердом состоянии без промежуточных металлических соединений; диаграммы систем с неограниченной и ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии с образованием одного или нескольких соединений. Это находит наглядное подтверждение на приведенных диаграммах состояния тройных систем (рис. 3).

Система $Cu-Pd-Ag$. В тройной системе $Cu-Pd-Ag$ [7] упорядоченные фазы занимают ограниченные области. Область твердого раствора, в основном, расположена в палладиевом углу изотермического треугольника. Значительная часть на тройной диаграмме $Cu-Pd-Ag$ приходится на эвтектическую смесь (рис. 3, а). Тройные упорядоченные фазы имеют очень ограниченные области.

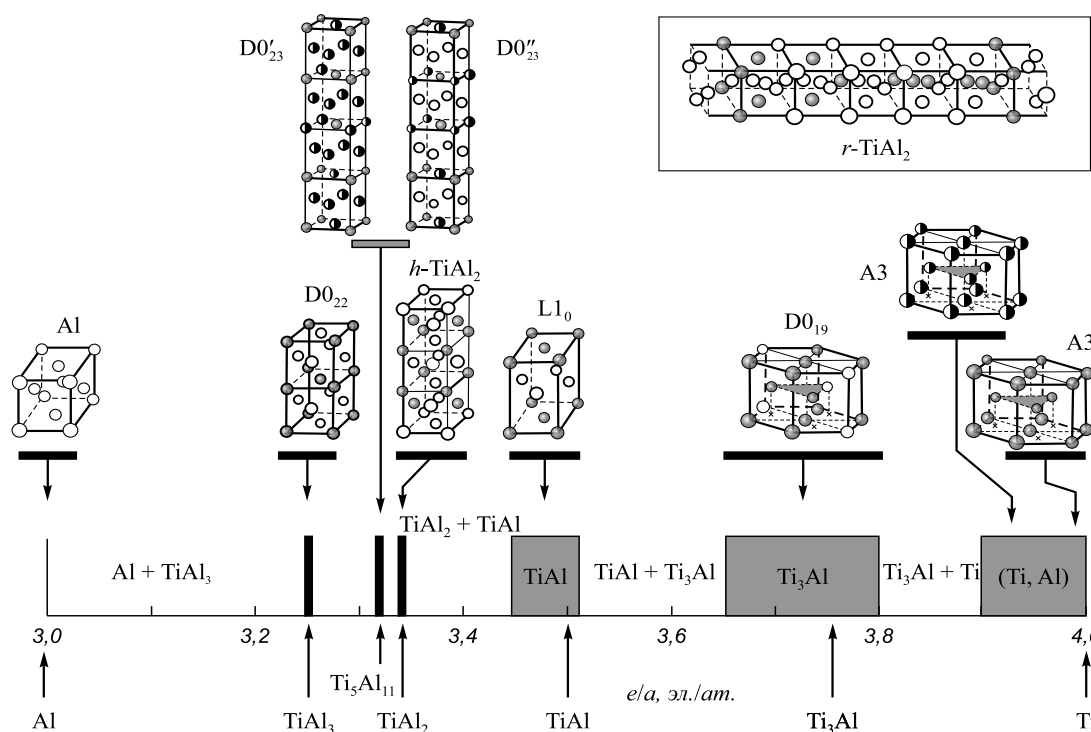


Рис. 2. Диаграмма расположения элементарных ячеек кристаллических структур бинарных сплавов системы Ti–Al в зависимости от электронной концентрации и области гомогенности интерметаллических соединений (слева направо по диаграмме последовательность морфотропных переходов с изменением электронной концентрации ($\text{Al}(\text{Al}) \rightarrow \text{D0}_{22}(\text{TiAl}_3) \rightarrow \text{D0}'_{23}(\text{Ti}_5\text{Al}_{11}) \rightarrow h\text{-TiAl}_2(\text{oC12}) \rightarrow \text{L1}_0(\text{TiAl}) \rightarrow \text{D0}_{19}(\text{Ti}_3\text{Al}) \rightarrow \text{A3}$); структура D0_{23} с тремя типами узлов на основе структур D0_{23} и $\text{D0}'_{23}$ – с двумя типами узлов; на сноске в правом углу приведена метастабильная фаза $r\text{-TiAl}_2$):
 ● – Ti; ○ – Al; ● – Al–Ti (Ti – 64,5 % Al (ат.))

Fig. 2. Arrangement diagram of elementary cells of crystal structures of binary alloys of Ti–Al system depending on the electron concentration and the homogeneity areas of intermetallic compounds (from left to right along the diagram you can see the sequence of morphotropic transition with the change of electron concentration ($\text{Al}(\text{Al}) \rightarrow \text{D0}_{22}(\text{TiAl}_3) \rightarrow \text{D0}'_{23}(\text{Ti}_5\text{Al}_{11}) \rightarrow h\text{-TiAl}_2(\text{oC12}) \rightarrow \text{L1}_0(\text{TiAl}) \rightarrow \text{D0}_{19}(\text{Ti}_3\text{Al}) \rightarrow \text{A3}$); D0_{23} structure with three types of knots based on the structures of D0_{23} and $\text{D0}'_{23}$ – with two types of knots; at the foot-note in the right corner the metastable phase $r\text{-TiAl}_2$ is given):
 ● – Ti; ○ – Al; ● – Al–Ti (Ti – 64.5 % Al (at.))

Система Cu–Pd–Pt [7]. На диаграмме тройной системы Cu–Pd–Pt видно, что упорядоченные соединения занимают широкие области гомогенности и они образуются в температурных областях ниже 800 °C в результате структурно-фазовых переходов. Это находит отражение в расположении областей гомогенности упорядоченных фаз в изотермическом треугольнике (рис. 3).

Важно отметить, что при кристаллизации в бинарных системах Cu–Pt и Cu–Pd образуются непрерывные ряды твердых растворов и при низких температурах реализуются упорядоченные структуры в широком интервале концентраций [8].

Наивысшая степень упорядочения соединений в системе Cu–Pt достигается в сплавах при содержании платины 25, 50, 75 и 87,5 % (ат.). Это соответствует составам соединений Cu_3Pt , CuPt, CuPt_2 и CuPt_3 [8]. Система Cu–Pt является единственной двойной системой, в которой при эквиатомном составе реализуется упорядоченная фаза CuPt со сверхструктурой L1_1 (рис. 1). Сплавы Cu_3Pt и CuPt_3 в упорядоченном состоянии имеют сверхструктуру L1_2 (рис. 1) [9]. Сверхструктур-

ный дальний порядок наблюдается у сплавов CuPt_7 и Cu_3Pt_5 [10]. Существование ДПС в бинарных соединениях в сплавах в системах Cu–Pt и Cu–Pd [1, 4] должно проявиться и в тройных соединениях Cu–Pd–Pt, поскольку в этой тройной системе фазовые области на основе этих соединений занимают широкие области гомогенности, не соприкасаются и вытянуты в направлениях к углам изотермического треугольника. Это позволяет сделать ряд предположений: в соединении CuPt третий легирующий элемент (атомы палладия) равновероятным образом может занимать узлы атомов меди и платины в элементарной ячейке L1_1 ; в соединении CuPd третий легирующий элемент (атомы платины) равновероятным образом может занимать узлы атомов меди и палладия в элементарной ячейке B2.

Система Cu–Pd–Au [7]. В тройной системе Cu–Pd–Au в области квазибинарного разреза AuCu – CuPd образуются упорядоченные фазы в результате фазовых переходов порядок – беспорядок на основе сверхструктур B2 и L1_0 , которые обладают широкими областями гомогенности. Сплавы в области составов Au_3Cu (сверхструктура L1_2) из системы Au–Cu обла-

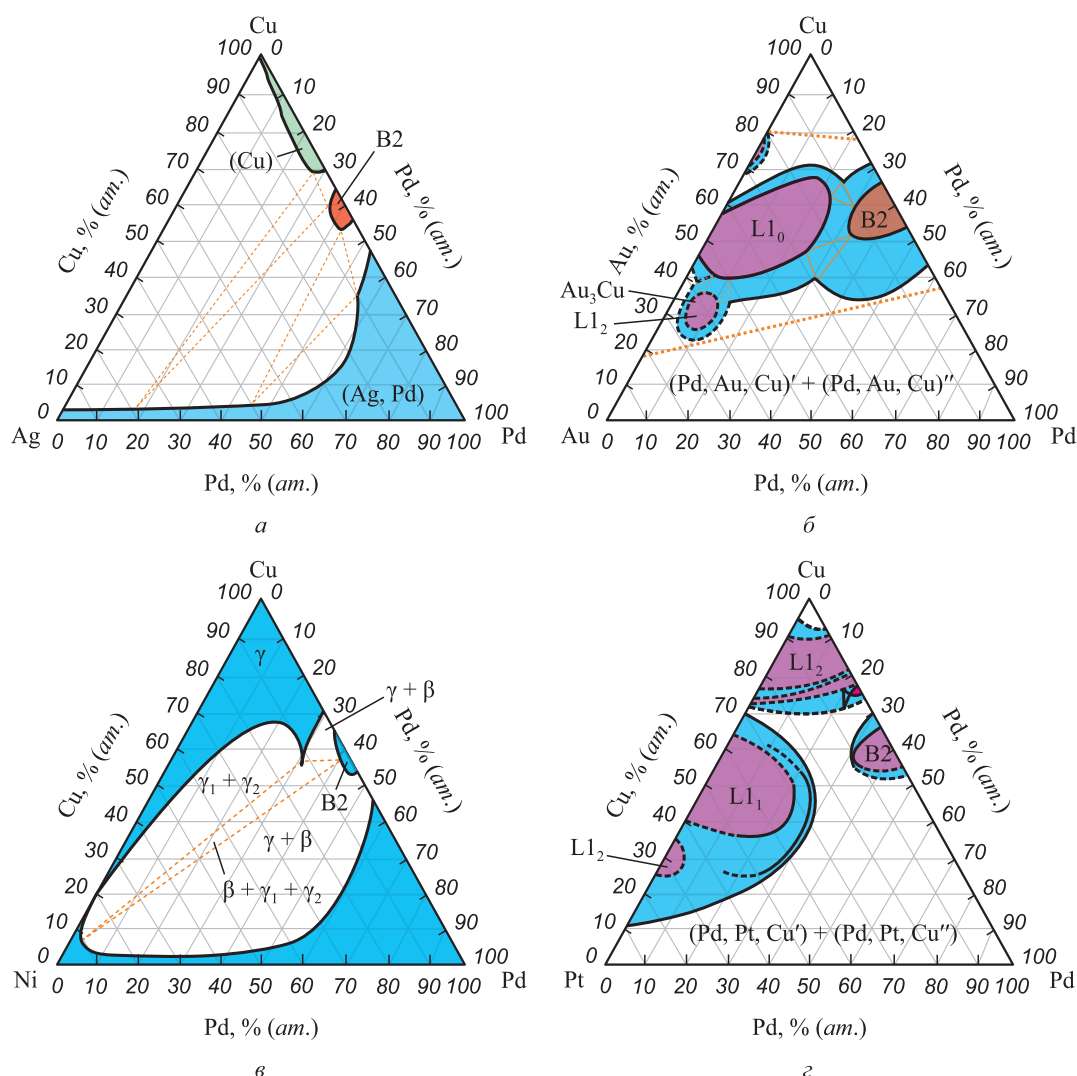


Рис. 3. Изотермические сечения тройных систем на основе Cu и Pd: Cu–Pd–Ag (а), Cu–Pd–Au при 350 °C (б), Cu–Pd–Ni (в), Cu–Pd–Pt при 400 °C [7] (г)

Fig. 3. Isothermal sections of triple systems based on Cu and Pd: Cu–Pd–Ag (a), Cu–Pd–Au at the temperature of 350 °C (б), Cu–Pd–Ni (в), Cu–Pd–Pt at the temperature of 400 °C [7] (г)

дают уникальными предпереходными состояниями, предшествующими фазовым переходам порядок – беспорядок и сопровождаются структурными перестройками [11, 12]. В области состава $Au_3(Cu, Pd)$ упорядоченная фаза на основе $L1_2$ сверхструктуры занимает небольшую концентрационную область (рис. 3, б). Необычным является то, что введение атомов палладия в сплавы Cu–Au в области состава Au_3Cu подавляет упорядочение, тогда как в области составов Cu_3Pd существует широкий спектр ДПС на основе сверхструктуры $L1_2$, и этого явления не наблюдается. В области эквиатомного состава AuCu добавление атомов палладия способствует образованию широкой области гомогенности с $L1_0$ структурой и легирование атомами золота сплава CuPd образует широкую область гомогенности упорядоченной фазы на основе B2 структуры.

Система Cu–Pd–Ni [7]. В тройной системе Cu–Pd–Ni, в отличие от ранее рассматриваемых сис-

тем, обнаружена только одна упорядоченная фаза на основе сверхструктуры B2 с небольшой областью гомогенности (рис. 3, в). Основную область занимает неупорядоченный твердый раствор на основе ГЦК решетки (γ -фаза).

Анализ тройных диаграмм состояния показывает, что из рассмотренных диаграмм заслуживают внимания только две тройные диаграммы состояния Cu–Pd–Au и Cu–Pd–Pt, в которых наблюдаются обширные области гомогенности соединений на основе структур $L1_2$ и $L1_0$ (рис. 3). Тройные сплавы систем Cu–Pd–Au и Cu–Pd–Pt из областей гомогенности фаз $L1_2$ и $L1_0$ со структурами могут служить основой для создания ДПС после соответствующих термических обработок.

Система Cu–Pd–Ga [13]. На тройной диаграмме изотермического треугольника системы Cu–Pd–Ga наблюдается в области со стороны Cu–Pd широкая область твердых растворов (рис. 4). Внутри изотерми-

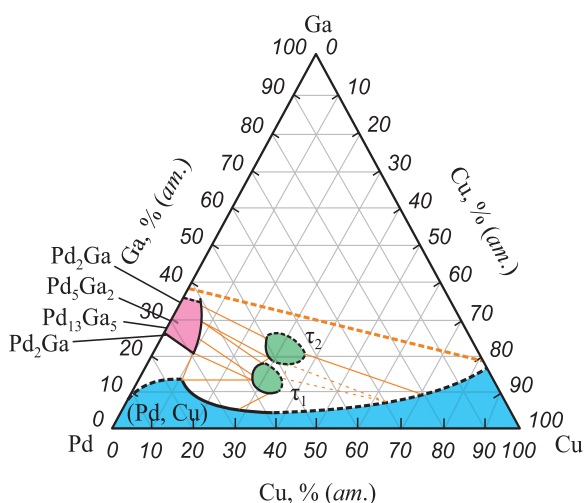


Рис. 4. Изотермическое сечение системы Cu–Ga–Pd при 400 °C [13]

Fig. 4. Isothermal section of Cu–Ga–Pd system at the temperature of 400 °C [13]

ческого треугольника в углу палладия обнаружены области с упорядоченными τ -фазами на основе $L1_0$ структуры. Необычным является то, что интерметаллические соединения в бинарных системах Cu–Ga и Ga–Pd в основном имеют узкие области гомогенности, тогда как в тройной системе Cu–Ga–Pd существуют соединения с широкими областями гомогенности. Выявленные τ -фазы являются упорядоченными на основе $L1_0$ структуры. Это позволяет сделать предположение, что в тройных сплавах в области τ -фаз можно получить ДПС после соответствующих термических обработок.

Необходимо отметить, что температура плавления галлия аномально низкая по сравнению с обычными металлами ($T_{пл} = 29,7$ °C). В системах Cu–Ga и Ga–Pd происходит образование большого количества интерметаллических соединений: Cu–Ga (β -Cu₄Ga, ζ -Cu₄Ga, Cu₉Ga₄, Cu₂Ga, Cu₃Ga₂, CuGa₂), Ga–Pd (Ga₅Pd, Ga₇Pd₃, GaPd, Ga₄Pd₅, Ga₃Pd₅, GaPd₂, Ga₂Pd₅, Ga₅Pd₁₃) [8].

Таким образом, легирование сплавов в области стехиометрических составов CuPd и Cu₃Pd атомами золота, палладия может приводить к созданию обширных областей гомогенности фаз с длиннопериодическими структурами после соответствующих термических обработок.

Тройные диаграммы систем Al–Ti–Me (где Me – V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu)

В бинарной системе Al–Ti в области состава TiAl₃ существуют две соразмерные ДПС со структурами D0₂₂ и D0₂₃ и целый спектр интерметаллических соединений: два интерметаллических соединения с широкими областями гомогенности (Ti₃Al, TiAl); два – с узкими областями гомогенности (TiAl₂ и TiAl₃); метастабиль-

ные соединения в области составов Ti₅Al₃, Ti₉Al₂₃ и Ti₅Al₁₁ (рис. 5) [8, 15 – 20]. Такое многообразие соединений в системе Al–Ti значительно усложняет определение кристаллических структур фаз. Важным моментом является следующее обстоятельство, связанное с электронным фактором: в системе Al–Ti сплавообразующие элементы обладают кардинальным отличием электронных конфигураций (алюминий – [Ne]3s²3p¹ и титан – [Ar]4s²3d²). Это отражает важную роль электронных факторов в проблеме стабильности и образования соединений в системе Al–Ti и показано на диаграмме (рис. 2), которая отражает сложную эволюцию кристаллических структур и величину их областей гомогенности в системе Al–Ti в зависимости от числа ($s + d$)-электронов на атом. Видно, что при электронной концентрации меньше 3,5 эл./ат. в системе Al–Ti существуют соединения с узкими областями гомогенности и обладающие ДПС. При достижении электронной концентрации выше значений 3,5 эл./ат. области гомогенности соединений в системе Al–Ti становятся широкими, кристаллические структуры этих соединений обладают гексагональной сингонией. Такие изменения в ширине областей гомогенности и структуре металлических фаз в системе Al–Ti наглядно отражают две характерные специфические особенности металлических соединений. Первое: координационное число ближайших соседей в структуре больше числа валентных электронов на элементарную ячейку. Второе связано с тем, каким образом расположены атомы различных компонент по узлам кристаллической решетки: либо упорядоченным, либо статистическим образом (рис. 2) [21]. Оба аспекта свидетельствуют о том, что с ростом электронной концентрации происходит процесс делокализации межатомных связей. Действительно, в сплавах с небольшой электронной концентрацией проявляется заметное влияние вклада ковалентной составляющей в химических связях в металлических фазах. Делокализация связей в фазах системы Al–Ti с высокой электронной концентрацией значений возрастает, и это отражается в образовании плотноупакованной упорядоченной структуры D0₁₉ на основе ГПУ решетки от ДПС со структурами D0₂₂ и D0₂₃. Вследствие вышеперечисленных моментов, введение третьего компонента должно оказать значительное влияние на стабильность соединений в системе Al–Ti.

На рис. 5 приведены изотермические сечения тройных систем Al–Ti–Me (где Me – V, Cr, Mn, Mo, Nb) при 1000 °C и Ti–Al–Cu при 800 °C. Анализ этих систем показывает, что происходит уменьшение размеров областей гомогенности твердого раствора на основе β -титана в ряду легирующих элементов Mo → Nb → V → Cr → Mn → Cu и областей гомогенности фазы Al₃(Ti, Me). При этом наблюдается рост числа интерметаллических соединений внутри изотермических треугольников, которые не соприкасаются со сторонами треугольника.

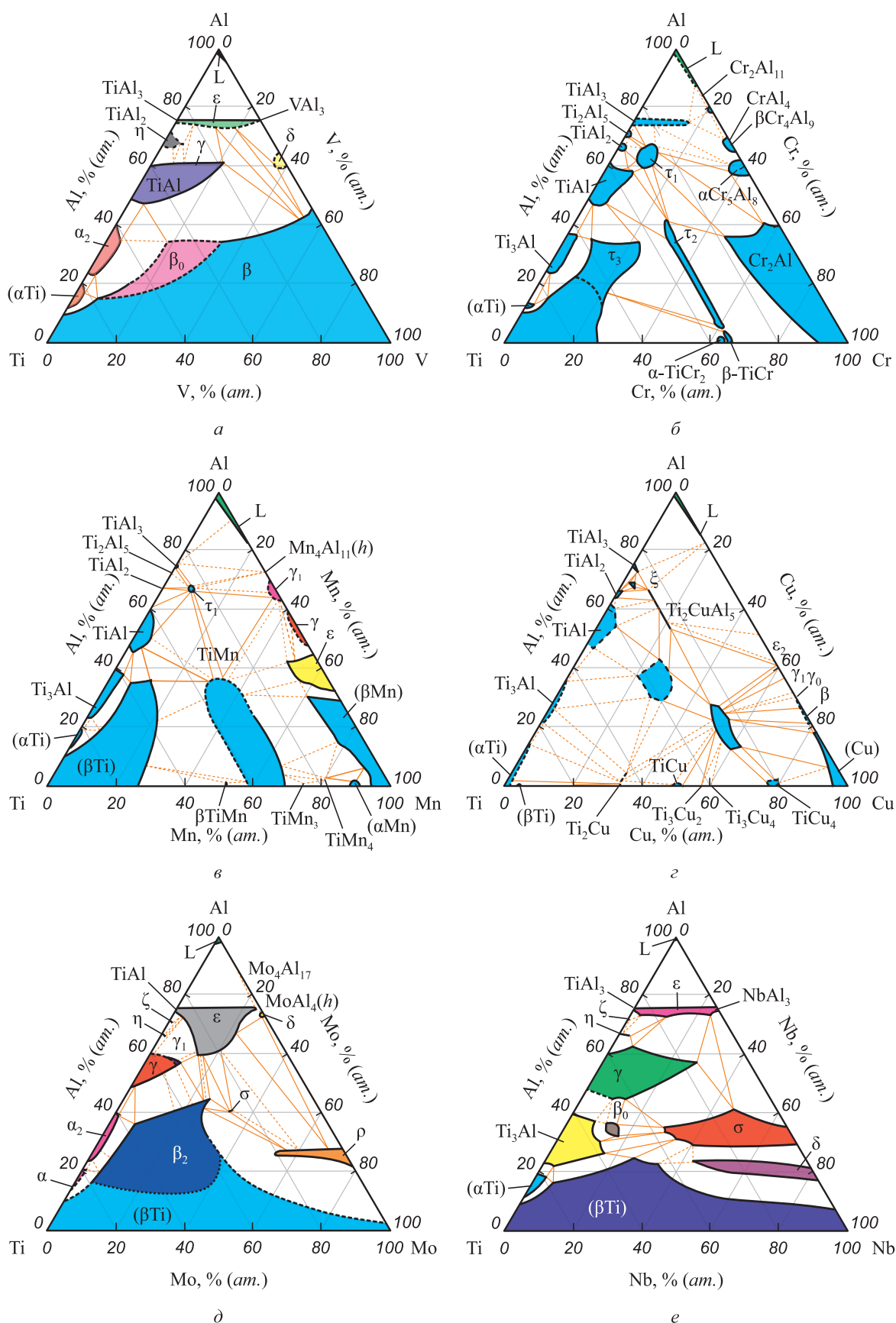


Рис. 5. Изотермические сечения при температурах от 900 до 1000 °С тройных фазовых диаграмм систем Al–Ti–Me по данным работ [7, 22 – 24]

Fig. 5. Isothermal sections at the temperatures from 900 to 1000 °C of triple phase diagrams of Al–Ti–Me systems according to the paper data [7, 22 – 24]

Размеры областей гомогенности фазы $Al_3(Ti, Mo)$ в системе $Al-Ti-Mo$ и фазы $Al_3(Ti, Nb)$ в системе $Al-Ti-Nb$ значительно больше, чем размеры областей фаз $Al_3(Ti, V)$ и $Al_3(Ti, Cr)$ в системах $Al-Ti-V$ и $Al-Ti-Cr$ соответственно (рис. 5).

Области гомогенности фазы $Al_3(Ti, Mn)$ в системе $Al-Ti-Mn$ и фазы $Al_3(Ti, Cu)$ в системе $Al-Ti-Cu$ очень малы, то есть практически вырождены (рис. 5).

Выводы. Показано, что из всех анализируемых фазовых диаграмм тройных систем $Cu-Pd-Me$ (где $Me = Ag, Au, Ni, Pt, Ga$) перспективными системами с позиций создания упорядоченных длиннопериодических структур после применения соответствующих термических обработок являются системы $Cu-Pd-Au$ и $Cu-Pd-Pt$. Проклассифицированы особенности в изменении областей гомогенности длиннопериодических фаз на основе $Al_3(Ti, Me)$ с $D0_{22}$ структурой в системах $Ti-Al-Me$ (где $Me = V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu$). Показано, что происходит уменьшение размеров областей гомогенности как твердого раствора на основе β -титана, так и фазы на основе соединения $Al_3(Ti, Me)$ в ряду третьих элементов $V \rightarrow Mo \rightarrow Nb \rightarrow Cr \rightarrow Mn \rightarrow Cu$, и это явление проявляется одновременно с ростом числа интерметаллических соединений внутри изотермических треугольников.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Потекаев А.И., Дмитриев С.В., Кулагина В.В. и др. Слабоустойчивые длиннопериодические структуры в металлических системах. – Томск: НТЛ, 2010. – 308 с.
- Буйнова Л.Н., Сюткина В.К., Шашков О.Д., Яковлева Э.С. // ФММ. 1972. Т. 33. С. 1195 – 1206.
- Суханов В. Д., Боярошникова Т.С., Шашков О.Д. // ФММ. 1989. Т. 68. № 1. С. 161 – 169.
- Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. – М.: Наука, 1989. – 247 с.
- Ogawa S. Order-disorder Transformations in Alloys / Eds. H. Warelmont, B. Heidelberg. – N.Y.: Springer, 1974. P. 240 – 264.
- Савицкий Е.М., Полякова В.П., Тылкина М.Л. Сплавы палладия. – М.: Наука, 1967. – 215 с.
- Диаграммы состояния металлических систем / Под ред. Н.В. Агеева. – М.: ВИНТИ, 1960-1989. Вып. 5 – 34.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1 – 3.
- Структуры и стабильность упорядоченных фаз / Э.В. Козлов, В.М. Деметьев, Н.М. Кормин, Д.М. Штерн. – Томск: изд. ТГУ, 1994. – 248 с.
- Кулагина В.В., Чаплыгина А.А., Попова Л.А. и др. // Изв. вуз. Физика. 2012. Т. 55. № 7. С. 78 – 87.
- Потекаев А.И., Клопотов А.А., Старостенков М.Д. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 4. С. 50 – 53.
- Потекаев А.И., Кулагина В.В., Старостенков М.Д. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 6. С. 65 – 69.
- Baetzner C. // Master Degree Thesis. MPI Metallforschung. 1988. S. 1 – 116.
- Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. – Киев: Наукова думка, 1986. – 598 с.
- Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. – М.: Физ.-Мат. Лит., 1959. Т. 1. – 360 с.
- Xie Y.Q., Peng H.J., Liu X.B., Peng K. // Physica. 2005. Vol. B. 362. P. 1 – 17.
- Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. // Intermetallics. 2005. Vol. 13. P. 84 – 791.
- Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. // Intermetallics. 2002. Vol. 10. P. 771 – 781.
- Ding J.J., Rogl P., Schmidt H. // J. Alloys and Compounds. 2001. Vol. 317 – 318. P. 379 – 384.
- Stein F., Zhang L. C., Sauthoff G., Palm M. // Acta mater. 2001. Vol. 49. P. 2919 – 2932.
- Маделунг О. Физика твердого тела. Локализованные состояния. – М.: Мир, 1985. – 320 с.
- Nic J.P., Klansky J.L., Mikkola D.E. Mater. Sci. Eng. A. 1992. Vol. 152. № 1/2. P. 132 – 137.
- Raman A., Schubert K. Z. Metallkd. 1965. Vol. 56. P. 99 – 104.
- Hellwig A., Palm M., Inden G. Intermetallics. 1998. Vol. 6. P. 79 – 94.

Поступила 25 августа 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 8, pp. 589–596.

LONG-PERIOD STRUCTURES IN ALLOYS OF METALLIC SYSTEMS BASED ON $Cu-Pd-Me$ AND $Ti-Al-Me$

Morozov M.M.¹, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Doctoral Cand. of the Chair of Physic named after V.M. Finkel
Potekaev A.I.², Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Director of Siberian Physics and Technics Institute (SPTI TSU)

Klopotov A.A.^{2,3}, Dr. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher, Professor of the Chair “Applied Mechanics and Material Science” (klopotovaa@tsuab.ru)

Markova T.N.¹, Postgraduate of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

Klopotov V.D.⁴, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Advanced Mathematics

¹ Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

² National Research Tomsk State University (36, Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia)

³ Tomsk State University of Architecture and Building (2, Solynaya sqr., Tomsk, 634003, Russia)

⁴ National Research Tomsk Polytechnic University (30, Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia)

Abstract. Based on the systematization of state diagrams of the systems on the basis of $Cu-Pd-Me$ (where $Me = Ag, Au, Ni, Pt, Ga$) it has been shown that in the areas of stoichiometric compositions of $CuPd$ and Cu_3Pd the alloying with gold (aurum) atoms, as well as palladium atoms can lead to the formation of vast areas of phase homogeneity with long-period structures after the appropriate heat treatment. It has been established that in the systems based on $Ti-Al-Me$ (where $Me = V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu$) one can observe the decrease of the sizes of homogeneity areas of long-period phases based on $Al_3(Ti, Me)$ with $D0_{22}$ structure in the row of the following alloying elements: $V \rightarrow Mo \rightarrow Nb \rightarrow Cr \rightarrow Mn \rightarrow Cu$.

Keywords: long-period structure, phase diagram, triple diagrams of Cu–Pd–Me systems, triple diagrams of Al–Ti–Me systems, anti-phased borders.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-589-596

REFERENCES

1. Potekaev A.I., Dmitriev S.V., Kulagina V.V. etc. *Slaboustoichivye dlinnoperiodicheskie struktury v metallicheskih sistemakh* [Weakly stable long-period structures in metallic systems]. Tomsk: NTL, 2010. 308 p. (In Russ.).
2. Buinova L.N., Syutkina V.K., Shashkov O.D., Yakovleva E.S. Influence of domain sizes on the properties of copper-palladium alloys. *FMM*. 1972, Vol. 33, pp. 1195–1206. (In Russ.).
3. Sukhanov V.D., Boyarshinova T.S., Shashkov O.D. Influence of deviation from stoichiometry on the decomposition and ordering processes of alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 1989, Vol. 68, no. 1, pp. 158–166.
4. Matveeva N.M., Kozlov E.V. *Uporyadochennyye fazy v metallicheskih sistemakh* [Ordered phases in metallic systems]. Moscow: Nauka, 1989. 247 p. (In Russ.).
5. Ogawa S. *Order-disorder Transformations in Alloys*. Warelumont H., Heidelberg B. eds. N.Y.: Springer, 1974, pp. 240–264.
6. Savitskii E.M., Polyakova V.P., Tytkina M.L. *Splavy palladiya* [Palladium alloys]. Moscow: Nauka, 1967. 215 p. (In Russ.).
7. *Diagrammy sostoyaniya metallicheskih sistem* [State diagrams of metallic systems]. Ageev N.V. ed. Moscow: VINITI, 1960–1989. Issue 5–34. (In Russ.).
8. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem* [State diagrams of double metallic systems]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996–2000, Vols. 1–3. (In Russ.).
9. Kozlov E.V., Dement'ev V.M., Kormin N.M., Shtern D.M. *Struktury i stabil'nost' uporyadochennykh faz* [Structure and stability of the ordered phases]. Tomsk: izd. TGU, 1994. 248 p. (In Russ.).
10. Kulagina V.V., Chaplygina A.A., Popova L.A., Starostenkov M.D., Potekaev A.I., Klopotov A.A. Structural phase transformations in alloys of the Cu–Pt system during ordering. *Russian Physics Journal*. 2012, Vol. 55, no. 7, pp. 814–824.
11. Potekaev A.I., Klopotov A.A., Starostenkov M.D., Klopotov V.D., Markova T.N., Morozov M.M. The features of structure-phase states in Cu–Pd–Pt system. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 4, pp. 50–53. (In Russ.).
12. Potekaev A.I., Kulagina V.V., Starostenkov M.D., Klopotov V.D., Markova T.N., Morozov M.M. Low-stability pretranslational states, phase order-disorder transition and structural transformation in Cu₃Au alloy. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 6, pp. 65–69. (In Russ.).
13. Baetzner C. Investigations on the Constitution of Palladium-rich Alloys in the System Pd–Cu–Ga. Master Degree Thesis. *MPI Metallforschung*. 1988, pp. 1–116.
14. Barabash O.M., Koval' Yu.N. *Kristallicheskaya struktura metallov i splavov* [Crystal structure of metals and alloys]. Kiev: Naukova dumka, 1986. 598 p. (In Russ.).
15. Vol A.E. *Stroenie i svoystva dvoynykh metallicheskih sistem* [Structure and properties of double metallic systems]. Moscow: Fiz.-Mat. Lit., 1959, Vol. 1, 360 p. (In Russ.).
16. Xie Y.Q., Peng H.J., Liu X.B., Peng K. Atomic states, potential energies, volumes, stability and brittleness of ordered FCC Ti₃Al-type alloys. *Physica*. 2005, Vol. B. 362, pp. 1–17.
17. Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. Phase stability and interdiffusivity of the L1₀-based ordered phases in Al-rich portion of the Ti–Al binary system. *Intermetallics*. 2005, Vol. 13, pp. 84–791.
18. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. Meta-stable region of Al₅Ti₃ single-phase in time-temperature transformation (TTT) diagram of Ti–62.5 at.% Al single crystal. *Intermetallics*. 2002, Vol. 10, pp. 771–781.
19. Ding J.J., Rogl P., Schmidt H. Phase relations in the Al-rich corner of the Ti–Ni–Al system. *J. Alloys and Compounds*. 2001, Vol. 317–318, pp. 379–384.
20. Stein F., Zhang L. C., Sauthoff G., Palm M. Phase relations in the Al-rich corner of the Ti–Ni–Al system. *Acta mater.* 2001, Vol. 49, pp. 2919–2932.
21. Otfried Magelung. *Festkörpertheorie III: Lokalisierte Zustände*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1973. (Russ.ed.: Madelung O. *Fizika tverdogo tela. Lokalizovannyye sostoyaniya*. Moscow: Mir, 1985. 320 p.).
22. Nic J.P., Klansky J.L., Mikkola D.E. Structure/Property Observations for Al–Ti–Cr Alloys Near the Cubic (Al,Cr)₃Ti Phase. *Mater. Sci. Eng. A*. 1992, Vol. 152, no. 1/2, pp. 132–137.
23. Raman A., Schubert K. On the Crystal Structure of some Alloy Phases Related to TiAl₃, III, Investigations in Several Ti–Ni–Al and Ti–Cu–Al Alloy Systems. *Z. Metallkd.* 1965, Vol. 56, pp. 99–104.
24. Hellwig A., Palm M., Inden G. Phase Equilibria in the Al–Nb–Ti System at High Temperatures. *Intermetallics*. 1998, Vol. 6, pp. 79–94.

Received August 25, 2014

УДК [669.295 + 620.18]:539.62

ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Столяров В.В.^{1,2}, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник (vlstol@mail.ru)*¹ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
(101990, Россия, г. Москва, Малый Харитоньевский пер., 4)² Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ)
(107023, Россия, г. Москва, Большая Семеновская ул., 38)

Аннотация. Представлены литературные и собственные данные по сравнительному поведению трибологических характеристик объемных образцов чистых металлов (меди, никеля, титана) в крупнозернистом и наноструктурном состояниях, полученных деформационными и электрохимическими методами. Испытания на трение были выполнены по схеме шарик – диск. Исследована температурная зависимость коэффициента трения в титане. Показано, что при комнатной и повышенных температурах наблюдается снижение коэффициента трения и износа металлов в наноструктурном состоянии по сравнению с крупнозернистыми аналогами. Температурная зависимость коэффициента трения зависит от размера зерен. В наноструктурном состоянии повышение температуры, как правило, приводит к уменьшению трибологических характеристик, а в крупнозернистом – к повышению. Рассмотрены аналитические методы и подходы к моделированию контакта твердых тел с учетом атомной структуры поверхности.

Ключевые слова: наноструктура, медь, никель, титан, деформационное поведение, трение, адгезия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-597-602

Наноструктурные (НС) материалы в результате значительного уменьшения размера зерен и существенного увеличения объемной доли их границ проявляют необычные механические, физические и электрохимические свойства по сравнению с обычными поликристаллами. Высокая прочность и твердость НС материалов является основой для перспективных конструкционных применений и, соответственно, стимулирует разработку и исследование новых металлов, сплавов и соединений. Существует значительное количество работ, посвященных исследованиям механического поведения НС материалов при стандартных испытаниях на твердость, сжатие или растяжение [1 – 3]. Однако механизмы трения и изнашивания в НС материалах изучены слабо, возможно, вследствие трудности создания массивных образцов, достаточных для исследования трения и износа. Большинство работ по исследованию изнашивания поверхностного слоя или покрытий было выполнено в металлических сплавах, которые показали повышенную износостойкость НС материалов по сравнению с их крупнозернистыми аналогами. Вместе с тем большую ценность представляют систематические исследования изнашивания в модельных чистых наноструктурных металлах, в которых эффект не связан с фазовыми превращениями. До последнего времени такие исследования малочисленны из-за трудностей в синтезе макроскопических образцов, подходящих для испытаний. Ниже представлены собственные и литературные данные для чистых металлов (меди [4], никеля [5], титана [6]), полученных разными методами (электроосаждением, деформационными методами).

В чистой меди наноструктурное состояние было получено электроосаждением исходной крупнозернистой (50 – 100 мкм) меди чистотой 99,99 %. Средний размер кристаллов в наноструктурной меди 20 нм. Испытания образцов в обоих состояниях на износ в условиях сухого трения были выполнены при комнатной температуре по схеме шарик – диск, в которых шарик из сплава WC–Co диам. 10 мм скользил по медному диску диам. 7 мм толщиной 2 мм при амплитудной нагрузке от 5 до 40 Н с частотой 5 Гц.

Наноструктурный никель был также получен электроосаждением, методика процесса подробно описана в работе [5]. Размер кристаллитов в наноструктурном никеле, оцененный рентгеновским методом, находился в интервале 8 – 28 нм, средний размер кристаллов составил 20 нм. Трибологические испытания были выполнены без смазки по схеме стальной шарик – диск на очищенных ультразвуком поверхностях при нагрузке 1 Н, частоте 8 Гц, тангенциальной амплитуде перемещения 100 мкм и числе циклов 10 000. Крупнокристаллический никель, используемый как элемент сравнения, был получен холодной прокаткой и отжигом до формирования структуры со средним размером зерен 61 мкм. Микротвердость измеряли при нагрузке 1 Н, чтобы глубина внедрения составляла менее 10 % от толщины осажденного слоя.

Исследован титан ВТ1-0 в виде горячекатаного прутка диам. 50 мм, содержащий 0,07 % С, 0,18 % Fe, 0,10 % Si, 0,12 % O, 0,04 % N и 0,01 % H. Средний размер зерен составлял 15 мкм. После обточки до диам. 40 мм прутки длиной 100 мм были подвергнуты тепловому равноканальному угловому прессованию

(РКУП), процесс которого подробно описан в работах [6, 7]. Часть образцов после РКУП была деформирована холодной прокаткой (ХП) на 75 %, чтобы дополнительно измельчить структуру. В результате была получена микроструктура с размером зерен 0,3 мкм (после РКУП) и 0,1 мкм (после РКУП и ХП) соответственно. Типичная микроструктура титана после РКУП и холодной прокатки показана на рис. 1.

Известно [8], что тенденция к схватыванию и налипанию (характерная для титана) зависит от сопротивления материала к адгезии в условиях сдвиговых напряжений, которые могут быть оценены отношением касательных τ_{nn} и нормальных P_{rn} напряжений на контактной поверхности твердых тел. Это соотношение ($\mu_a = \tau_{nn}/P_{rn}$) известно как адгезионная компонента коэффициента трения. Чем меньше эта величина, тем меньше схватывание и налипание. Измерение величины μ_a было выполнено по методике работы [9] на установке, имитирующей условия трения между полусферическим индентором из сплава ВК-8 (диам. 2,5 мм длиной 25 мм) и диском из титана (диам. 12 мм толщиной 6 мм) при различных темпера-

турах контакта. Титан исследовали в трех состояниях: исходном крупнозернистом (КЗ), после РКУП, после РКУП и ХП. Скорость вращения диска 36 %/с. Нагрев области контакта до температур 150, 350, 550 и 800 °С выполняли пропусканием электрического тока длительностью менее 1 мин.

На рис. 2, а показана зависимость коэффициента трения (μ) от расстояния при нагрузке 5 Н для крупнозернистой и наноструктурной меди. Наблюдается два режима трения: сначала коэффициент трения повышается резко, затем достигает стадии насыщения. Переход к устойчивой стадии в НС образцах происходит за большее время, чем в КЗ образцах. Хотя с увеличением нагрузки до 10 Н ситуация меняется наоборот, коэффициент трения на стадии насыщения НС меди всегда меньше, чем КЗ меди.

Изменение величины износа (δ) КЗ и НС меди от нагрузки показано на рис. 2, б. Износ возрастает с увеличением нагрузки, но скорость износа для НС меди меньше, чем для КЗ меди.

Микротвердость НС меди (1,05 ГПа) в два раза выше, чем микротвердость КЗ меди (0,5 ГПа). Таким

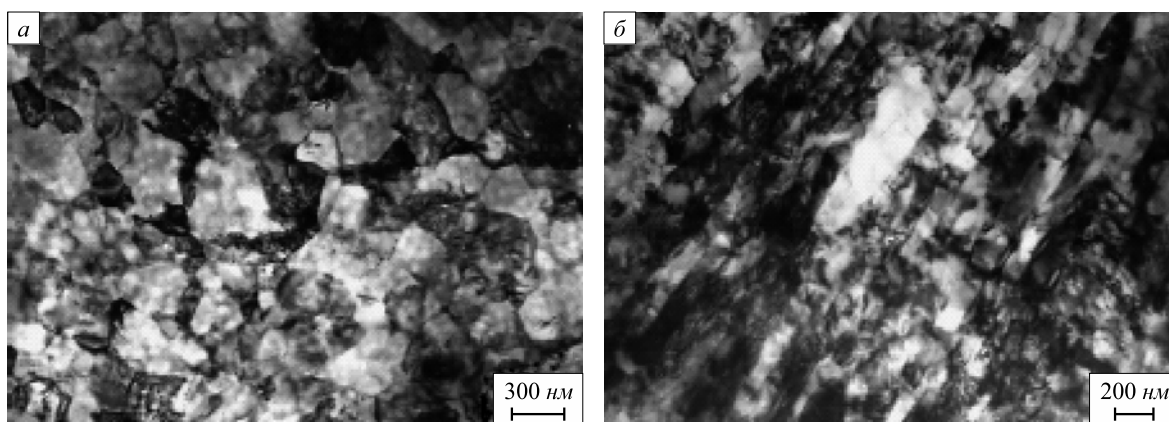


Рис. 1. Микроструктура титана после РКУП и ХП в поперечном (а) и продольном (б) сечениях

Fig. 1. Titanium microstructure after equal channel angular pressing and cold rolling in cross (a) and longitudinal (b) sections

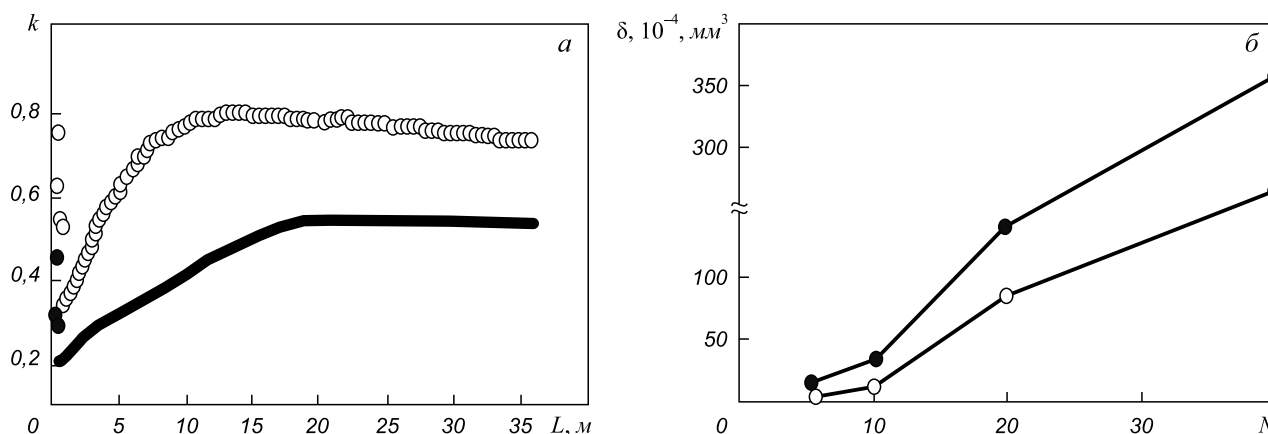


Рис. 2. Коэффициент трения при нагрузке 5 Н (а) и износ (б) КЗ (○) и НС (●) меди [4]

Fig. 2. Friction coefficient at loading of 5 Н (a) and wear (b) of coarse-grained (○) and nanostructure (●) of copper [4]

образом, меньшие значения коэффициента трения и износа в НС меди по сравнению с КЗ медью связаны с повышенной микротвердостью, что, в свою очередь, обусловлено меньшим размером зерен. Предполагается, что другими причинами могут быть особенности, связанные с измельчением структуры: повышенным окислением при трении и более слабым деформационным упрочнением.

Ниже приведены размеры зерен, микротвердость и коэффициент трения никеля.

Размер зерен, нм	HV	μ
61 000	269	0,62
28	572	0,55
10	724	0,29
8	689	0,16

Размер зерен варьируется в пределах 8 – 28 нм. Микротвердость никеля с размером зерен 8 и 10 нм близки, что необычно для общей зависимости от размера зерен. Ранее [2] было показано, что в этой области размеров происходит отклонение от закона Холла-Петча не только в количественном отношении, но и по знаку. Это может быть связано с изменением механизма деформации от чисто дислокационного в поликристаллическом никеле к межзеренному проскальзыванию в нанокристаллическом образце.

На рис. 3 представлена зависимость коэффициента трения от числа циклов для различных размеров зерен. Во всех случаях эта величина повышается в первый период (до 500 циклов) циклирования, а затем достигает устойчивой стадии насыщения. Экстремально

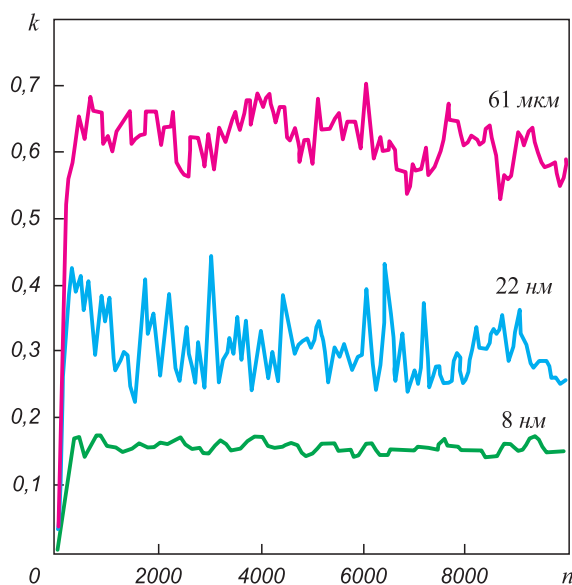


Рис. 3. Изменение коэффициента трения никеля с разным размером зерен в зависимости от числа циклов [5]

Fig. 3. Friction coefficient change of nickel with different grain sizes depending on cycles number [5]

низкий (0,16) коэффициент трения был получен для никеля с размером зерен 8 нм. Максимальный коэффициент трения у никеля с наибольшим (61 мкм) размером зерен.

Таким образом, изучение нанокристаллического никеля показало, что более высокая микротвердость электроосажденного образца, связанная с наименьшим размером зерен, является основной причиной снижения коэффициента трения.

На рис. 4 показаны температурные зависимости адгезионной составляющей коэффициента трения (μ_a) титана в различных состояниях при различных нагрузках. При всех температурах выше комнатной КЗ титан имеет более высокий коэффициент трения, чем ультрамелкозернистый (УМЗ) титан. Кроме того, значение коэффициента трения КЗ титана увеличивается с температурой и, как правило, уменьшается для УМЗ титана (кроме состояний после РКУП и ХП при 480 Н и после РКУП при 960 Н).

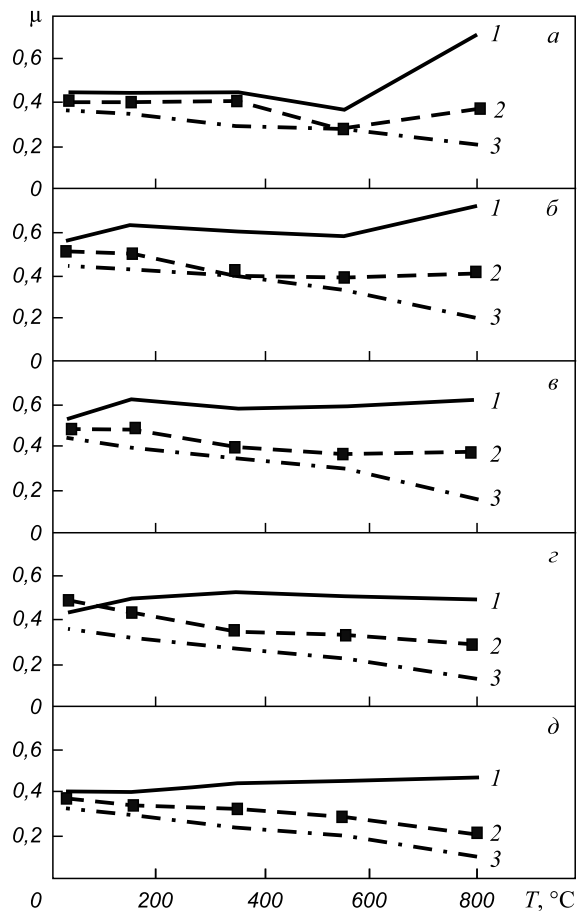


Рис. 4. Температурные зависимости адгезионной составляющей коэффициента трения титана в КЗ состоянии (1), после РКУП (2) и после РКУП и ХП (3) при различных нагрузках:

а – 480 Н; б – 960 Н; в – 1440 Н; г – 1920 Н; д – 2400 Н [6]

Fig. 4. Temperature dependences of adhesion component of friction coefficient of titanium in coarse-grained states (1), after equal channel angular pressing (2) and after equal channel angular pressing and cold rolling (3) at different loadings:

а – 480 Н; б – 960 Н; в – 1440 Н; г – 1920 Н; д – 2400 Н [6]

Таким образом, формирование УМЗ структур в титане уменьшает адгезионную компоненту трения и склонность титана к налипанию и схватыванию. Важно также, что происходит уменьшение значения μ_a с повышением температуры и уменьшением размера зерен. Как показали последующие исследования механического поведения, этот эффект связан с многократным упрочнением титана в результате измельчения структуры. Аналогичный эффект снижения трения и величины износа при измельчении структуры до нанометрового диапазона наблюдался в титановых сплавах [10].

Модели трения и износа: от континуальных моделей к микрокопике

Для расчета сил адгезии и трения, действующих между соприкасающимися поверхностями твердых тел, используют методы континуальной контактной механики, основанные на линейной теории упругости. Поверхности при этом предполагаются гладкими и ровными; их атомное строение не учитывается. Например, сила, необходимая для отрыва поверхности с радиусом кривизны R от плоской подложки (рис. 5), определяется по простой формуле $F = 3pRg$ (где p – безразмерный коэффициент, учитывающий шероховатость поверхности и упругое сжатие в точке контакта; g – поверхностная энергия). Это выражение может быть обобщено и на другие геометрии путем замены радиуса кривизны на соответствующую характеристическую длину. В некоторых случаях континуальная теория дает на удивление точные результаты, а иногда расходится с экспериментом в десятки раз. Причина

этого заключается в том, что поверхности реальных твердых тел в большинстве случаев сильно отличаются от своих идеализированных математических образов: их неровность существенно влияет на силу адгезии.

Кроме того, в последнее время наблюдается всплеск интереса к микро- и даже наноразмерным электро-механическим устройствам. Они часто оказываются неработоспособными из-за нежелательной адгезии, а континуальные модели в принципе не годятся для расчета их характеристик. Все это говорит о необходимости разработки новой микрокопической теории контактных механических явлений.

Шаг в этом направлении сделан в работе [12], авторы которой (из Johns Hopkins Univ, США) использовали метод молекулярной динамики для проверки пределов применимости макроскопического описания контактирующих поверхностей. Они изучили контакты между плоской (001) подложкой из ГЦК-кристалла и тремя различными типами цилиндрических поверхностей, имеющих одинаковый радиус кривизны (рис. 6): изогнутой кристаллической решеткой с атомарно гладкой поверхностью (*а*), поверхностью образца, вырезанного из аморфного твердого тела (*б*) и «ступенчатой» поверхностью образца, вырезанного из кристалла (*в*). В случаях *б* и *в* шероховатость поверхности не превышает одного эффективного диаметра атома (одного среднего межатомного расстояния). Сначала были рассчитаны зависимости смещения d , контактного радиуса a и статической силы трения F от прижимающей силы N , направленной по нормали к подложке. Оказалось, что для всех типов поверхностей расчетные зависимости $d(N)$ прекрасно согласуются с предсказаниями континуальной модели. Для зависимостей $a(N)$ качественное соответствие численных результатов с аналитическими сохраняется, но количественное расхождение достигает 100 %. Прежде всего это касается «ступенчатой» поверхности, для которой значение a увеличивается с ростом N не мо-

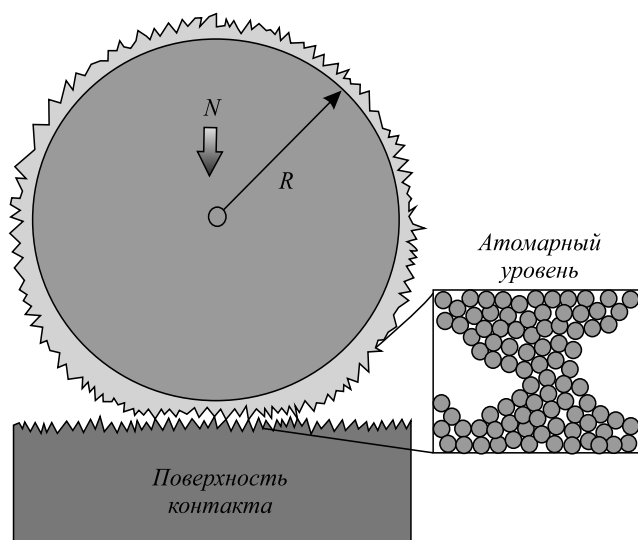


Рис. 5. Схема механического контакта двух твердых тел [8]:
..... – континуальная форма поверхности; ---- – реальная форма поверхности

Fig. 5. Circuit of a mechanical contact of two solids [8]:
..... – continuum surface form; ---- – real surface form

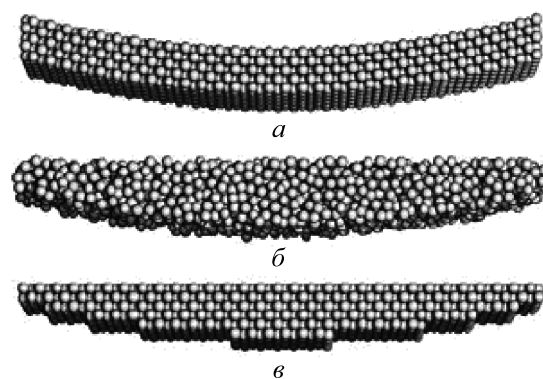


Рис. 6. Поверхности одинакового радиуса, но с различной структурой на атомном уровне [12]

Fig. 6. Surfaces of an identical radius, but with different structure at an atomic level [12]

нотонно, а скачкообразно. Континуальное приближение может давать значительно заниженную площадь контакта, особенно при малых значениях N . Если для гладкой и «ступенчатой» кристаллических поверхностей сила трения F в пределах 10 – 20 % совпадает со своим ожидаемым из макроскопии значением, то для аморфного образца она оказалась примерно в пять раз меньше.

Распределение давления по области контакта также очень чувствительно к структуре поверхности на атомном уровне и в ряде случаев качественно различается даже при одинаковой шероховатости, количественно определяемой в терминах среднеквадратичного отклонения атомов от идеально гладкой поверхности. Таким образом, шероховатость является усредненной величиной, не позволяющей однозначно предсказать механические характеристики контакта без детализации конкретного вида атомного беспорядка, создающего эту самую шероховатость.

Полученные результаты имеют как фундаментальное, так и практическое значение. Они не только позволяют лучше понять физическую природу контактных явлений, но и прокладывают путь к «поверхностной инженерии», которая позволит изготавливать контакты с требуемыми макроскопическими свойствами путем надлежащей микрообработки контактирующих поверхностей.

В настоящее время более-менее изучен лишь предельный случай малых деформаций, что отвечает контактам металлов или керамик. Кроме того, описание взаимодействия «реальных поверхностей» в режиме «реального времени» требует обязательного учета нестационарных явлений. Эти и многие другие, нерешенные пока вопросы, – тема дальнейших теоретических и экспериментальных исследований.

Выводы. Трибологическое поведение чистых металлов (меди, никеля, титана) в наноструктурном (нанокристаллическом) и традиционном крупнозернистом состояниях значительно отличается. Коэффициент трения и величина износа металлов в наноструктурном состоянии минимальны и обусловлены максимальной микротвердостью, которая, в свою очередь, зависит от степени структурного измельчения. Переход к наноструктурным поверхностям контакта может быть осуществлен в рамках моделей, основой которых является рельеф поверхности на атомарном уровне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
2. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. // Prog. Mater. Sci. 2000. Vol. 45. P. 103 – 189.
3. Liddicoat P.V., Liao X.Z., Y. Zhao Y. etc. // Nature communications. 2010. September. P. 1 – 7.
4. Han Z., Lu L., Lu K. // Tribology Letters. 2006. January. Vol. 21. № 1. P. 47 – 52.
5. Mishra R., Basu B., Balasubramaniam R. // Mater. Sci. & Eng. 2004. A 373. P. 370 – 373.
6. Stolyarov V.V., Shuster L.Sh., Migranov M.Sh. etc. // Materials Science and Engineering. 2004. A 371. P. 313 – 317.
7. Столяров В.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 11. С. 51 – 54.
8. Шустер Л.Ш. Адгезионное взаимодействие режущего инструмента с обрабатываемым материалом. – М.: Машиностроение, 1988. – 96 с.
9. Fox-Rabinovich G.S., Kovalev A.J., Shuster L.Sh. etc. // Wear. 1997. Vol. 206. P. 214.
10. Чертовских С.В., Шустер Л.Ш., Столяров В.В. // Трение и износ. 2005. Т. 26. № 1. С. 80 – 83.
11. Israelachvili J.N. // Nature. 2005. Vol. 435. P. 893.
12. Luan B., Robbins M.O. // Nature. 2005. Vol. 435. P. 929.

Поступила 23 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 597–602.

TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF NANOSTRUCTURED MATERIALS

Stolyarov V.V.^{1,2}, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher (vlstol@mail.ru)

¹ Research Institute for Machine Science named after A.A. Blagonravov of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN) (4, M. Kharitonenkii lane, Moscow, 101000, Russia)

² Moscow State University of Mechanical Engineering (MAMI) (38, B. Semenovskaya str., Moscow, 107023, Russia)

Abstract. The paper presents literary and own data on comparative behavior of tribological characteristics of bulk samples of pure metals (copper, nickel, titanium) in coarse-grained and nanostructured state processed by deformation and electrochemical methods. The friction tests have been carried out under the scheme ball – disk. The temperature dependence of titanium friction coefficient has been investigated. It has been shown, that at room and higher temperatures the decrease in friction coefficient and wear resistance

of metals in nanostructure state can be observed in comparison with coarse-grained counterparts. The temperature dependence of friction coefficient changes according to the grain size. In nanostructure state rise in temperature as a rule leads to the reduction of tribological characteristics, and in coarse-grained state – to the increase. The analytical methods and approaches to modeling of the solid state contact have been considered in view of the surface atomic structure.

Keywords: nanostructure, copper, nickel, titanium, deformation behavior, friction, adhesion.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-597-602

REFERENCES

1. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob'emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy. Poluchenie, struktura i svoystva* [Bulk nano-

- structured metallic materials. Obtaining, structure and properties]. Moscow: Akademkniga, 2007. 398 p. (In Russ.).
2. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Prog. Mater. Sci.* 2000, Vol. 45, pp. 103–189.
3. Liddicoat P.V., Liao X.Z., Y. Zhao Y. etc. Nanostructural hierarchy increases the strength of aluminium alloys. *Nature communications*. 2010, September, pp. 1–7.
4. Han Z., Lu L., Lu K. Dry sliding tribological behavior of nanocrystalline and conventional polycrystalline copper. *Tribology Letters*. 2006, January, Vol. 21, no. 1, pp. 47–52.
5. Mishra R., Basu B., Balasubramaniam R. Effect of grain size on the tribological behavior of nanocrystalline nickel. *Mater. Sci. & Eng.* 2004, A 373, pp. 370–373.
6. Stolyarov V.V., Shuster L.Sh., Migranov M.Sh. etc. Reduction of friction coefficient of ultrafine-grained CP titanium. *Materials Science and Engineering*. 2004, A 371, pp. 313–317.
7. Stolyarov V.V. Inelasticity of metals with ultrafine grained structure. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 11, pp. 51–54. (In Russ.).
8. Shuster L.Sh. *Adgezionnoe vzaimodeistvie rezhushchego instrumenta s obrabatyvaemym materialom* [Adhesive interaction of a cutting instrument with the processed material]. Moscow: Mashinostroenie, 1988. 96 p. (In Russ.).
9. Fox-Rabinovich G.S., Kovalev A.J., Shuster L.Sh. etc. *Wear*. 1997, Vol. 206, pp. 214.
10. Chertovskikh S.V., Shuster L.Sh., Stolyarov V.V. Tribotechnical properties of nitinol, obtained by intensive plastic deformation. *Trenie i iznos*. 2005, Vol. 26, no. 1, pp. 80–83. (In Russ.).
11. Israelachvili J. N. Engineering: Skimming the surface. *Nature*. 2005, Vol. 435, pp. 893.
12. Luan B., Robbins M.O. The breakdown of continuum models for mechanical contacts. *Nature*. 2005, Vol. 435, pp. 929.

Received December 23, 2013

УДК 669.112.227.342:539.4.015

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ*

Никитина Е.Н., инженер

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

Алсараева К.В., аспирант кафедры физики им. В.М. Финкеля

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

Аннотация. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен количественный анализ эволюции дефектной подсистемы стали 30X2H2MФА с бейнитной структурой при деформации сжатием до 36 %. Определены зависимости скалярной плотности дислокаций, объема материала с микродвойниками, размеров фрагментов, количества концентраторов напряжений и амплитуды кривизны-кручения решетки от степени деформации. При пластической деформации бейнитной стали скалярная плотность дислокаций и объем материала, содержащий деформационные микродвойники, а также количество концентраторов напряжений и амплитуда изгиба-кручения кристаллической решетки материала увеличиваются, а средние продольные размеры фрагментов уменьшаются. Выявлена стадийность изменения параметров субструктуры стали. Обсуждены возможные причины стадийности изменения параметров дефектной субструктуры с деформацией. Отмечено, что на первой стадии нагружения ($0 < \varepsilon < 18 \%$) деформирование осуществляется движением дислокаций, а на второй стадии ($18 < \varepsilon < 36 \%$) – движением дислокаций и двойникованием.

Ключевые слова: сталь, бейнитная структура, деформация, дефектная субструктура, эволюция.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-603-606

Стали с бейнитной структурой широко применяются в автомобильной промышленности, в энергетической отрасли, при производстве рельсов, высокопрочных труб для нефтегазовой промышленности и т.д. [1 – 5]. Стойкость изделий из сталей с бейнитной структурой во многом определяется состоянием дефектной подсистемы, механическими свойствами и их изменениями при эксплуатации. Среди разнообразных факторов, воздействующих на эксплуатируемые изделия, одним из основных является деформационное воздействие. Возможности повышения сопротивления контактно-усталостным повреждениям и износу рельсов на основе перлитной структуры практически исчерпаны [3]. Бейнитная структура характеризуется меньшим межпластинчатым расстоянием и, соответственно, более высокими прочностью, твердостью, ударной вязкостью. Знание закономерностей изменения дефектной субструктуры при деформации позволяет целенаправленно формировать структурно-фазовые состояния и свойства изделий из сталей с бейнитной структурой.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых кандидатов наук МК-4166.2015.2 и докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов № 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки № 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

Выражаем благодарность д.ф.-м.н. Ю.Ф. Иванову за обсуждение результатов и критические замечания.

Целью настоящей работы является исследование эволюции дефектной субструктуры бейнитной стали при активной пластической деформации.

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30X2H2MФА [6]. Аустенизацию стали проводили при температуре 960 °C в течение 1,5 ч; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием столбиков размерами 4×4×6 мм со скоростью приблизительно $7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине «Инстрон-1185». Исследования дефектной субструктуры стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Кинетика бейнитного превращения и получающиеся при этом структуры имеют черты кинетики и структур, получаемых при диффузионном перлитном и бездиффузионном мартенситном превращениях: диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и мартенситное бездиффузионное превращение с образованием структуры пластинчатого типа [7 – 10]. Таким образом, в результате бейнитного превращения при непрерывном охлаждении в стали образуется многофазная структура: α -фаза (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки), γ -фаза (остаточный аустенит, твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки), карбид железа (в низко- и среднеуглеродистых сталях – цементит).

Мартенситный (сдвиговый) механизм формирования феррита приводит к образованию в пластинах бейнита дислокационной субструктуры сетчатого типа с относительно высокой ($7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) скалярной плотностью дислокаций (ρ). Пластическая деформация стали приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций (рис. 1, *a*). При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется: сохраняется сетчатая субструктура.

Анализируя результаты (рис. 1, *a*), можно выделить два участка на зависимости скалярной плотности дислокаций от степени деформации. На участке *I* ($0 < \varepsilon < 18\%$) наблюдается линейное увеличение скалярной плотности дислокаций; на участке *II* ($18 < \varepsilon < 36\%$), равном по продолжительности первому, рост плотности дислокаций практически не выявляется. Данное обстоятельство может быть обусловлено как трудностью анализа дислокационной субструктуры при плотностях дислокаций, больших 10^{11} см^{-2} , что обусловлено перекрытием ядер близко расположенных дислокаций, так и возможностью реализации недислокационного механизма деформации материала.

Одним из таких механизмов, реализующихся при деформации, может быть двойникование. Действительно, выполненные в настоящей работе исследования

выявили существенное увеличение объема материала, содержащего деформационные микровойники, при степени деформации, превышающей 18 % (рис. 1, *б*).

Упругие напряжения, имеющие место при реализации сдвигового механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, приводят не только к формированию субструктуры с высокой скалярной плотностью дислокаций, но и к фрагментации пластин бейнита, то есть к разбиению пластин на области с малоугловой разориентацией, которые наиболее отчетливо выявляются методами анализа темного поля.

Деформация стали приводит к уменьшению средних продольных размеров фрагментов (L) (поперечные размеры фрагментов ограничены границами пластин бейнита и при деформации практически не изменяются) (рис. 2, *a*). При этом в изменении размеров фрагментов также выявляется некоторая стадийность: на стадии *I* этот процесс протекает весьма интенсивно, на стадии *II* – существенно медленнее.

Изменение размеров фрагментов протекает на фоне увеличения степени их разориентации (рис. 2, *б*). Азимутальную составляющую полного угла разориентации ($\Delta\alpha$) определяли по относительной величине тяжей рефлексов α -фазы соответственно методике, изложенной в работе [10]. Можно выделить три стадии разви-

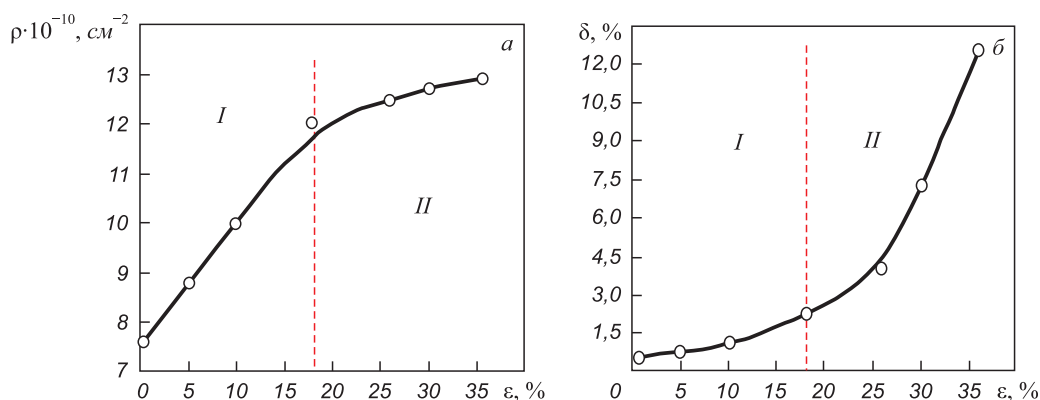


Рис. 1. Зависимость скалярной плотности дислокаций (*a*) и объема материала (*б*), содержащего микровойники (*б*), от степени деформации

Fig. 1. Dependence of scalar dislocation density (*a*) and material volume containing the microtwins (*б*) on the deformation degree

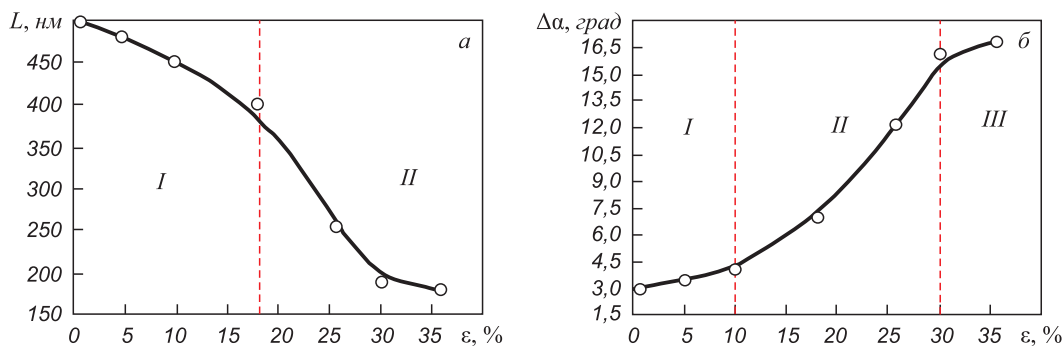


Рис. 2. Зависимость средних продольных размеров фрагментов (*a*) и величины азимутальной составляющей полного угла разориентации субструктуры (*б*) от степени деформации

Fig. 2. Dependence of the average longitudinal fragment sizes (*a*) and the azimuth component of disorientation substructure whole angle (*б*) on the deformation degree

тия данного процесса: на стадиях *I* и *III* разориентация элементов субструктуры нарастает сравнительно медленно, на стадии *II* – существенно интенсивнее.

Деформация стали сопровождается формированием внутренних полей напряжений, которые методами электронной микроскопии тонких фольг выявляются при анализе изгибных экстинкционных контуров [11 – 14]. Характерные изображения структуры стали, демонстрирующие присутствие изгибных контуров экстинкции, формирующихся при пластической деформации, представлены на рис. 3.

Выполненные исследования показали, что с ростом степени деформации увеличивается поверхностная плотность контуров (рис. 4, *a*) (количество контуров на единицу площади снимка) и снижаются их средние поперечные размеры (*h*) (рис. 4, *б*). Первый факт указывает на увеличение количества концентраторов напряжений в материале с ростом степени деформации, второй – на рост амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала и внутренних дальнедействующих полей напряжений [12 – 14]. Одновременно с этим изменяются форма контуров и их расположение в пластинах бейнита: в исходном состоянии и при малых степенях деформации контуры располагались пре-

имущественно поперек пластин, пересекая пластину от одной границы до другой; после деформации с большой (18 % и более) степенью деформации в материале формируются кольцевые контуры, охватывающие некоторые области в объеме пластин.

Выводы. Выполнен количественный электронно-микроскопический микроdifракционный анализ эволюции дефектной субструктуры стали 30Х2Н2МФА при пластической деформации одноосным сжатием. Показано, что пластическая деформация бейнитной стали сопровождается, во-первых, увеличением скалярной плотности дислокаций и объема материала, содержащего деформационные микродвойники, во-вторых, уменьшением средних продольных размеров фрагментов и увеличением степени их разориентации, в-третьих, увеличением количества концентраторов напряжений и амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала. Выявлена стадийность изменения параметров субструктуры стали. Высказано предположение о смене механизма деформирования стали: на первой стадии нагружения ($0 < \varepsilon < 18\%$) деформирование осуществляется преимущественно движением дислокаций; на второй стадии ($18 < \varepsilon < 36\%$) – движением дислокаций и двойникованием.

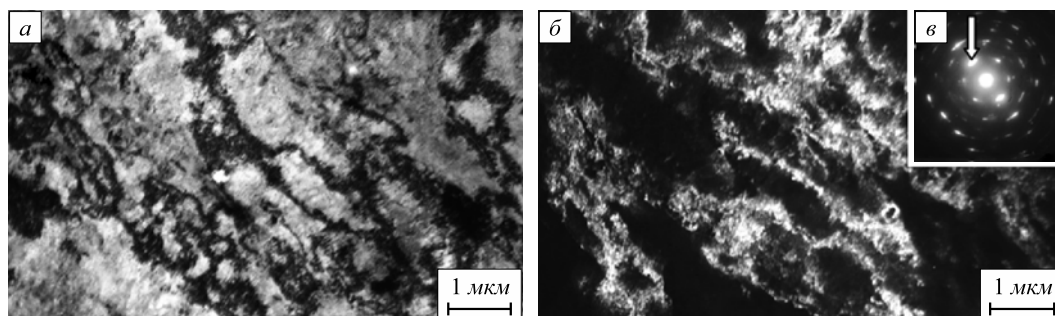


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение, демонстрирующее изгибные контуры экстинкции: *a* – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe}$; *в* – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 3. Transmission electron microscopy image demonstrating the bend extinction contours: *a* – light field; *б* – dark field, obtained in $[110]\alpha\text{-Fe}$ reflex; *в* – microelectron diffraction pattern, arrow shows the reflex in which the dark field is obtained

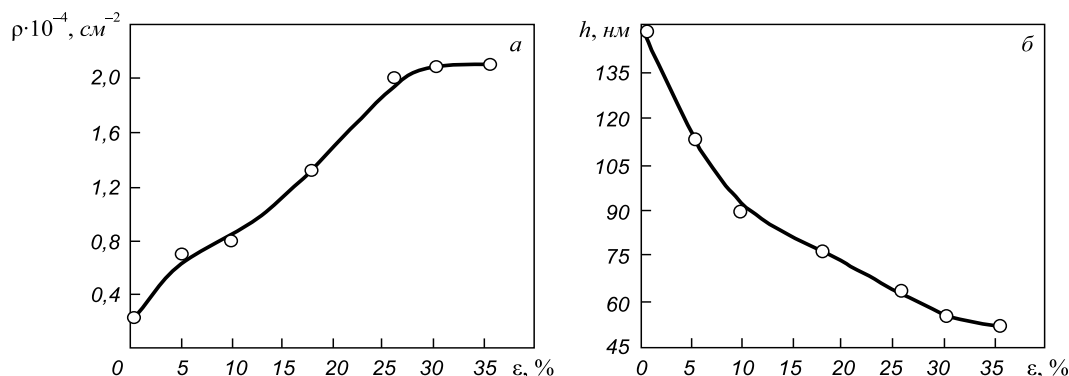


Рис. 4. Зависимость поверхностной плотности контуров (*a*) и их средних поперечных размеров (*б*) от степени деформации

Fig. 4. Dependence of surface contours density (*a*) and their average transversal sizes (*б*) on deformation degree

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гудремон Э. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1966. – 1274 с.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
3. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В. и др. // Металлург. 2007. № 4. С. 51 – 53.
4. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
5. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
6. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали. Справочник. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
7. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
8. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd ed. – The Institute of Materials London, 2001. – 460 p.

9. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в легированных сталях. – Екатеринбург: УрО РАН, 2014. – 236 с.
10. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
11. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
12. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. вуз. Физика. 1982. № 8. С. 3 – 14.
13. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. – В кн.: Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Сб. трудов международной конференции. – Томск: изд. ТГУ, 1990. С. 83 – 93.
14. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.

Поступила 25 мая 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 603–606.

CARBIDE SUBSYSTEM EVOLUTION OF CONSTRUCTIONAL STEEL WITH BAINITE STRUCTURE UNDER DEFORMATION

Nikitina E.N., Research Engineer of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

Gromov V.E., Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

(gromov@physics.sibsiu.ru)

Alsaraeva K.V., Postgraduate of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

Siberian State Industrial University (42, Kirova Str., Kemerovo region, Novokuznetsk, 654007, Russia)

Abstract. The quantitative analysis of defect subsystem evolution of the steel with bainite structure under compression deformation up to 36 % was carried out by the methods of transmission electron diffraction microscopy. The dependences of scalar dislocation density, the material volume with microtwins, fragment sizes, stress concentrator numbers and amplitude of lattice curvature-torsion on deformation degree were defined. The authors discussed the possible reasons of staging of defect substructure parameter changes with deformation.

Keywords: steel, bainite structure, deformation, defect substructure, evolution.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-603-606

REFERENCES

1. Gudremon E. *Especial steel*. Berlin: Springer-Verlag, 1956; (Russ. ed.: Gudremon E. *Spetsial'nye stali*. Vol.1. Moscow: Metallurgiya, 1966. 344 p.).
2. Matrosov Yu.I., Litvinenko D.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh gazoprovodov* [Steel for gas-main pipelines]. Moscow: Metallurgiya, 1989. 288 p. (In Russ.).
3. Pavlov V.V., Godik L.A., Korneva L.V., Kozyrev N.A., Kuznetsov E.P. Railroad rails made of bainitic steel. *Metallurgist*. 2007, vol. 51, no. 3–4, pp. 209–212.
4. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [Theory of metal heat treatment]. Moscow: Metallurgiya, 1978. 392 p. (In Russ.).
5. Pickering F.Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ.ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka staley*. Moscow: Metallurgiya, 1982. 182 p.).
6. Pridansev M.V., Davydova L.N., Tamarina A.M. *Konstruktsionnye stali: Spravochnik* [Constructional steels: Reference-book]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 288 p. (In Russ.).

7. Kurdyumov V.G., Utevskii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977. 236 p. (In Russ.).
8. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in Steels*. 2nd ed. The Institute of Materials London, 2001. 460 p.
9. Schastlivtsev V.M., Kaletina Yu.V., Fokina E.A. *Ostatochnyi austenit v legirovannykh stalyakh* [Retained austenite in alloyed steel]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2014. 236 p. (In Russ.).
10. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 584 p. (In Russ.).
11. Hirsh P., Hovi R., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. *The Electron Microscopy of Thin Crystals*. Butterworths, 1965. 549 p. (Russ.ed.: Hirsh P., Hovi R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968. 574 p.).
12. Koneva N.A., Kozlov E.V. Nature of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1982, vol. 25, no. 8, pp. 681–691.
13. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Lychagin D.V. *Dal'nodeistviyushchie polya napryazhenii, krivizna-kruchenie kristallicheskoj reshetki i stadii plasticheskoi deformatsii. Metody izmerenii i rezul'taty* [Long-range stress fields, curvature-twisting of a crystal lattice and the stages of plastic deformation. Methods of measurement and the results]. In.: *Novye metody v fizike i mekhanike deformiruemogo tverdogo tela. Sb. trudov mezhdunarodnoi konferentsii 26–31 maya 1990 g.* [New methods in physics and mechanics of a deformable solid. Proceedings of the International conference May 26–31, 1990]. Tomsk: izd. TGU, 1990. pp. 83–93. (In Russ.).
14. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruktsionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Hard constructional steel: structure and hardening mechanisms]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010. 174 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the Grant of President of Russian Federation for state support of young Russian scientists-candidates of Sci. MK-4166.2015.2 and Doctors of Sci. MD-2920.2015.8, RFBR within the framework of scientific projects no. 13-02-12009 ofi_m, 15-08-03411, 14-08-a, state task of the Ministry of education no. 2708 and 3.1496.2014/K on the performance of research work.

Authors thank Ivanov Yu. F., Dr. Sci. (Phys.-math.) for discussions of the results and critical comments.

Received May 25, 2015

УДК 669.162.263

РАЗРАБОТКА ИНФОРМАЦИОННО-ЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ РАСПОЗНАВАНИЯ ВИДА ОТКЛОНЕНИЯ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ ОТ НОРМАЛЬНОГО РЕЖИМА

Истомин А.С.¹, аспирант кафедры теплофизики и информатики в металлургии

*Спиринов Н.А.¹, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой теплофизики
и информатики в металлургии (n.a.spirin@ustu.ru)*

Онорин О.П.², к.т.н., доцент

Павлов А.В.³, зам. главного металлурга

Гурин И.А.¹, студент кафедры теплофизики и информатики в металлургии

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19)

²ОАО «Уральский институт металлов»

(620219, Россия, г. Екатеринбург, ул. Гагарина, 14)

³ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

(455019, Россия, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Кирова, 93)

Аннотация. Представлены этапы разработки информационно-логической системы, позволяющей распознать вид отклонения доменной плавки от нормального режима. Для этого проведено исследование влияния параметров хода доменной плавки на вероятность возникновения отклонения от нормального режима. Разработаны функциональная модель информационной системы, состоящая из 94 декомпозированных блоков, и трехкомпонентная масштабируемая расширяемая архитектура программного обеспечения, состоящая из блока работы с базами данных, математической библиотеки и графического интерфейса пользователя. Полученный программный продукт позволяет оперативно выявлять наличие отклонения от нормального хода плавки, определять его тип по фактическим данным работающей печи и принимать меры для ликвидации отклонений. Отражены функциональные возможности программного обеспечения и результаты тестовых испытаний для управления доменной плавкой на ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

Ключевые слова: доменное производство, информационно-логическая система, разработка программного обеспечения, диагностика хода доменной плавки.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-607-611

Современный процесс выплавки чугуна в доменной печи подвержен влиянию многих переменных контролируемых и неконтролируемых факторов, которые вызывают нарушения хода печи и ее теплового состояния и требуют высокой квалификации технологического персонала при управлении доменной плавкой.

Одним из способов диагностики и управления ходом доменной печи в настоящее время является использование экспертных систем, включающих в себя как детерминированные знания о процессе, так и формализованный практический опыт специалистов-доменщиков. В общем случае такие системы должны иметь навыки суждений о ходе доменной плавки по различным признакам, правильно анализировать их и помогать производственному персоналу своевременно предупреждать возможные отклонения от нормального режима, применяя различные технологические приемы воздействия на ход доменной плавки. Для этих целей существует множество математических моделей, но в большинстве случаев их основной проблемой является недостоверность значений входящих в них параметров.

До сих пор актуальными остаются вопросы создания информационно-логической системы распознавания вида отклонения доменной плавки от нормального режима. Логические основы распознавания вида отклонения от нормального режима доменной плавки изложены в работах [1 – 14].

Для анализа данных, необходимых для выявления расстройства хода печи, требуется в комплексе рассмотреть показатели плавки и работу печи в целом. Делая вывод на основе данных о химическом составе газа, качестве материалов, тепловом состоянии печи и о других сведениях об условиях плавки, необходимо выявить основные факторы и увязать их с изменениями технологических параметров.

Целью контроля над ходом доменной печи является своевременное принятие мер для установления причин расстройства печи и восстановления нормального хода в максимально короткие сроки. Поэтому главной задачей является предупреждение нарушений и наиболее быстрое восстановление нормальной работы печи в случае их возникновения.

Разработанный программный продукт проводит анализ работы печи по таким параметрам, как температура периферийных газов, температура газов по газотводам печи, параметры дутья, колошникового газа и перепады давления, а также распределение температур по диаметру колошника и состав продуктов доменной плавки. На основе значений этих параметров проводится расчет, результатом которого является вывод о состоянии хода печи и в случае отклонения – о возможной причине нарушения хода.

Программа предназначена для оперативного предоставления производственному персоналу полного объема информации о ходе процесса плавки. Ее использование позволит упростить управление технологическим процессом, повысить эффективность производства, уменьшить вероятность простоев оборудования и аварий.

Первым этапом в разработке программного продукта было создание функциональной модели. Ее разработка была выполнена в программе AllFusion Process Modeler (BPwin) по стандарту IDEF0 (Integrated computer aided manufacturing DEfinition) [15]. Использование методики IDEF0 позволило создать функциональную структуру программного комплекса, выявить производимые им действия и связи между этими действиями, управляющие воздействия и механизмы выполнения каждой функции, что в конечном итоге позволило на ранней стадии проектирования предотвратить возможные ошибки.

Общее количество декомпозированных блоков функциональной модели составляет 90. Фрагмент диаграммы 1-го уровня функциональной модели подсистемы прогнозирования возникновения отклонений в ходе доменной плавки, представленный на рис. 1, включает следующие функции:

- «Осуществить сбор и первичную обработку данных» (A1) – обеспечивает автоматическое

наполнение системы данными из АСУ ТП и корпоративной информационной системы (КИС). Сбор первичных данных производится в строго регламентированные моменты времени, которые установлены согласно требованиям инженерно-технологического персонала доменного цеха. Выходная информация служит источником для всех других подсистем.

- «Выявление признаков нормальной работы доменной печи» (A2) – обеспечивает пересчет и анализ признаков отклонения параметров: отклонение расхода дутья; отклонение давления дутья; отклонение температуры дутья; отклонение общего перепада давления; отклонение нижнего перепада давления; отклонение верхнего перепада давления; окружная неравномерность температуры газа; распределение температуры колошникового газа; отклонение усредненной температуры колошникового газа; отклонение содержания кремния в чугуне; отклонение содержания диоксида углерода колошникового газа; отклонение температуры чугуна; отклонение основности шлака.
- «Определить признаки отклонения от нормального режима доменной плавки» (A3) – обеспечивает пересчет и анализ таких отклонений, как периферийный газовый поток; центральный газовый поток; горячий ход плавки; холодный ход плавки; тугой ход плавки; верхние подвисания шихты; нижние подвисания шихты; количество срабатываемых подач.
- «Формирование рекомендаций по технологиям ведения доменной плавки» (A4) – на основании выявленных отклонений происходит формирование рекомендаций по корректировке ведения плавки.

Результаты функционального моделирования позволили в дальнейшем перейти к следующим этапам

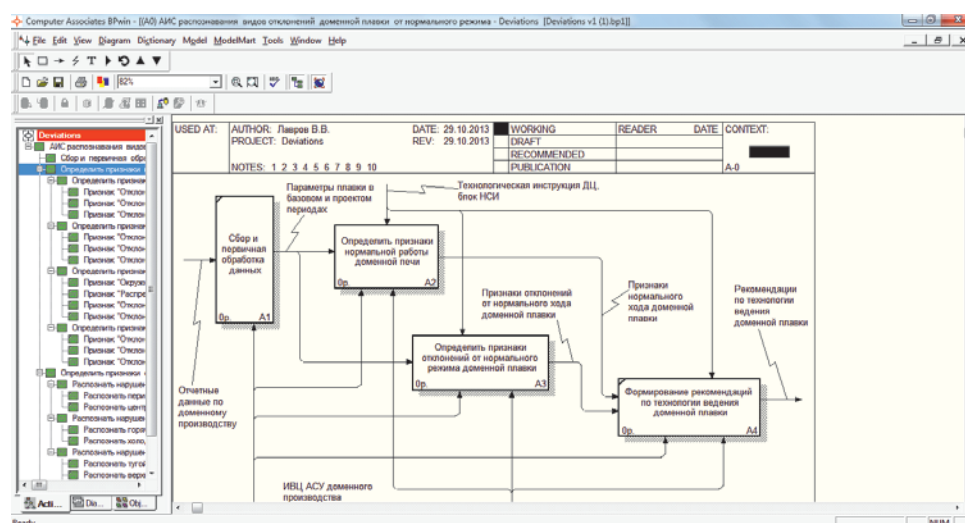


Рис. 1. Первый уровень функциональной модели информационной системы по распознаванию видов отклонений доменной плавки

Fig. 1. The first level of the functional model of an information system for the recognition of blast furnace deviation kinds

разработки системы – созданию архитектуры и реализации программного обеспечения системы.

На рис. 2 продемонстрирована архитектура программного обеспечения информационной системы, в которой выделены основные компоненты ее программной реализации.

Архитектуру программного продукта условно можно разделить на несколько частей. Первая представляет собой математическую библиотеку на основе проведенных и формализованных расчетов. Используя предварительно обработанный набор данных, расчетный модуль выполняет начальную стадию вычислений, суть которой заключается в том, чтобы проанализировать максимум параметров, влияющих на возможность того или иного нарушения процесса плавки, а затем выполняет финальный расчет, на основании которого можно будет сделать вывод о наметившейся тенденции к определенному типу отклонения хода плавки. Вторая часть – это модуль, ответственный за работу с базой данных; он решает такие задачи, как обеспечение приложения данными в режиме реального времени, фильтрацию данных, их усреднение и предоставление в том виде, в котором их можно было бы использовать в алгоритме. Другая часть представляет собой пользовательский интерфейс, который включает в себе основные функции для слежения за состоянием хода доменной печи. На текущий момент эта часть реализована в виде настольного приложения, однако благодаря такому архитектурному подходу в любой момент презентационная логика может быть легко реализована, например в виде web-приложения или службы, уведомляющей о состоя-

нии печи посредством мобильных устройств.

Программное обеспечение «Распознавание вида отклонений доменной плавки» разработано в соответствии с современными принципами построения прикладных программ (функциональность, расширяемость, интеграция с базами данных, интуитивно-понятный пользовательский интерфейс, безопасность, оценивание информации). Программный модуль является частью системы оптимизации технологического процесса доменной плавки, входит в состав автоматизированной информационной системы анализа и прогнозирования производственных ситуаций доменного цеха ОАО «ММК» и предназначен для инженерно-технологического персонала.

В основе программной реализации лежит технология .NET, что дает дополнительную свободу при выборе платформы, а также языка программирования. Программный продукт написан на языке C# с использованием среды разработки Microsoft Visual Studio 2012 [16].

Программный продукт производит следующие действия. Сначала программа загружает из базы данных значения параметров, используемых в расчете, в частности, температуру газов по газоотводам печи, температуру периферийных газов, параметры дутья, параметры колошниковога газа и перепады давления, распределение температур по диаметру колошника, состав жидких продуктов доменной плавки. Далее используется созданная математическая библиотека, с помощью которой пересчитываются и анализируются значения признаков и весовых функций.

Для удобства использования рассматриваемые при-

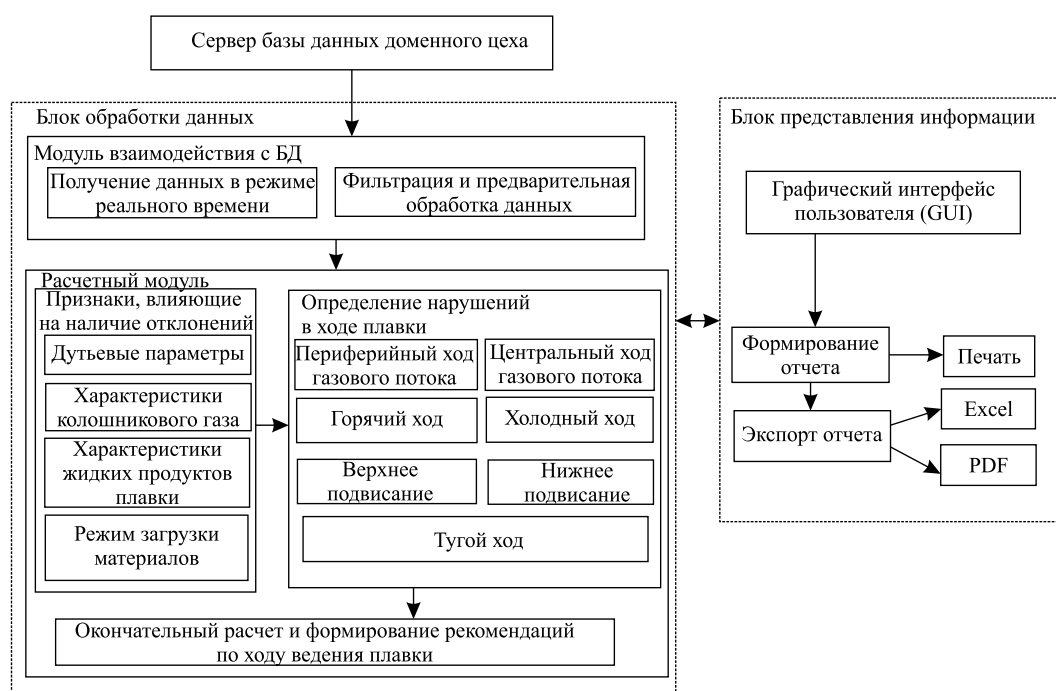


Рис. 2. Архитектура программного обеспечения

Fig. 2. Application architecture

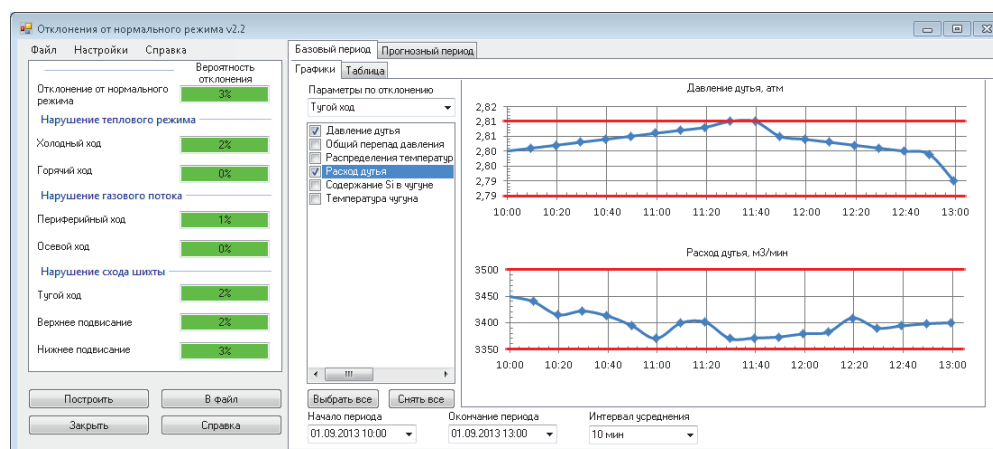


Рис. 3. Фрагмент окна программного обеспечения для распознавания вида отклонений доменной плавки от нормального режима

Fig. 3. Window fragment of application for recognition of blast furnace deviation kinds from normal mode

знаки объединены в следующие группы:

- признаки, характеризующие дутьевые параметры;
- колошниковый газ;
- жидкие продукты плавки;
- режим загрузки материалов.

Программа производит расчет весовых функций для распознавания вероятности:

- нормального режима работы доменной печи;
- нарушения устойчивости газового потока (наличие периферийного или центрального газового потока);
- нарушение теплового режима доменной плавки (горячий или холодный ход);
- нарушение ровного схода шихты в доменной печи (тугой ход, верхнее или нижнее подвисяние шихты).

Результат вычисления весовых функций, свидетельствующий о вероятности наличия или отсутствия соответствующих отклонений в ходе доменной плавки, предоставляется пользователю в численном и графическом видах.

В качестве примера на рис. 3 представлено главное окно программы, в котором отражено состояние работы доменной печи. При анализе учитываются три типа нарушений: нарушения теплового режима, нарушения газового хода и нарушения режима схода шихты. Для каждого из отклонений указано его состояние, а также есть возможность предоставления подробной информации по отклонению. На форме, изображенной на рис. 3, в виде графиков показана информация о параметрах, влияющих на вероятность возникновения определенного отклонения.

Выводы. Разработанный программный продукт позволяет пользователю оперативно выявлять наличие отклонения от нормального хода плавки и определять его тип по фактическим данным работающей печи, предоставляет ему возможность в любой момент просмотреть графическую информацию по каждому из параметров, используемых при расчете отклонений. Использование

информационно-логической системы помогает производственному персоналу осуществлять диагностику хода печи в режиме реального времени, а также решать оперативные задачи управления технологией доменной плавки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соловьев В.И., Краснобаев В.А., Сарапулов Ю.А., Павлов Е.А. Экспертная система для диагностики и регулирования хода доменной печи. Труды Международной научно-технической конференции «Теория и практика производства чугуна», Украина, Кривой Рог, 24 – 27 мая 2004 г. – Кривой Рог: изд. Криворожского гос. университета, 2004. С. 484 – 487.
2. Френкель М.М., Федулов Ю.В., Белова О.А., Краснобаев В.А. Экспертная система управления ходом доменной плавки // Сталь. 1992. № 7. С. 15 – 18.
3. Информационные системы в металлургии / Н.А. Спирин, Ю.В. Ипатов, В.И. Лобанов и др.; под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: изд. УГТУ–УПИ, 2001. – 617 с.
4. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др.; Под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2011. – 462 с.
5. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спирин, В.Л. Терентьев и др.; Под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: изд. УГТУ–УПИ, 2005. – 301 с.
6. Юсфин Ю.С. Металлургия чугуна. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
7. Blast furnace Phenomena and modelling / Yasuo Omori ed. Elsevier applied science. – London and New York, 1987. – 631 p.
8. Lida O., Taniyochi S., Hetani T. Application of a techniques to blast furnace operation // Kawasaki Steel Techn Dept. 1992, no. 26. P. 30 – 37.
9. Power D.J. Web-based and model-driven decision support systems: concepts and issues. Americas Conference on Information Systems. Long Beach, California, 2000.
10. Vapaavuori E. Application of expert systems and knowledge based systems to support operation of iron blast furnace // Expert systems with applications, 1997. Vol. 12, no. 3, pp. II.
11. Ueda S., Natsui S., Ariyama T., Nogami H., Yagi J.I. Recent progress and future perspective on mathematical modelling of blast furnace // ISIJ International, 2010. Vol. 50, no. 7, pp. 914 – 923.
12. Matsuzaki S., Nishimura T., Shinotake A., Kunitomo K., Naito M., Sugiyama T. Development of mathematical model of blast furnace // Nippon steel technical report, July 2006, no. 94, pp. 87 – 95.

13. Hera P., Birlan F., Oprescu I., Alexandru E.-M., Hera M. Modeling of metallurgical continuous processes in the blast furnace // U.P.B. Scientific Bulletin, Series B, 2011. Vol. 73. Issue. 4, pp. 171 – 182.
14. Теория и практика прогнозирования в системах управления / С.В. Емельянов, С.К. Коровин, Л.П. Мышляев и др. – Кемерово; М.: Издат. объединение «Российские университеты»: Кузбассвуиздат – АСТШ, 2008. – 487 с.
15. Дубейковский В.И. Эффективное моделирование с СА ERwin Process Modeler (BPwin; AllFusion Process Modeler). – М.: Диалог-МИФИ, 2009. – 384 с.
16. Троелсен Э. Язык программирования C# 5.0 и платформа .NET 4.5. 6-е изд., пер. с англ. – М.: ООО «И.Д. Вильямс», 2013. – 1312 с.

Поступила 14 мая 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 8, pp. 607–611.

DEVELOPMENT OF INFORMATION-LOGICAL SYSTEM OF RECOGNITION OF DEVIATIONS FOR BLAST FURNACE PRODUCTION FROM NORMAL MODE

Istomin A.S.¹, Postgraduate of the Chair “Thermophysics and Informatics in Metallurgy”

Spirin N.A.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor Head of the Chair “Thermophysics and Informatics in Metallurgy” (n.a.spirin@ustu.ru)

Onorin O.P.², Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Chief Researcher

Pavlov A.V.³, Deputy of General Metallurgist

Gurin I.A.¹, Student of the Chair “Thermophysics and Informatics in Metallurgy”

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

² JSC “Ural Institute of Metals” (14, Gagarin str., Ekaterinburg, 620219, Russia)

³ JSC “Magnitogorsk Metallurgical Plant” (93, Kirov str., Magnitogorsk, 455019, Russia)

Abstract. The article presents the development of information-logical system that allows the recognition of blast furnace deviation kinds from the normal mode. The effect of melting course parameters of blast furnace at the risk of deviations from normal operation has been investigated. A functional model of information system, consisting of 94 decomposed blocks, as well as a three-component extensible, scalable software architecture, consisting of a unit of work with databases, mathematical libraries and a graphical user interface have been developed. The resulting software allows detecting operatively the presence of deviations from the normal course of melting, determining its type on the actual data of the operation furnace and taking actions to eliminate these deviations. The functionality of the software and the results of the tests for managing blast furnace at JSC “Magnitogorsk iron and steel works” were described.

Keywords: blast-furnace production, information-logical system, software development, diagnostics progress of blast-furnace production.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-607-611

REFERENCES

1. Solov'ev V.I., Krasnobaev V.A., Sarapulov Yu.A., Pavlov E.A. *Ekspertnaya sistema dlya diagnostiki i regulirovaniya khoda domennoi pechi* [Expert system for the diagnostics and regulation of a blast-furnace process]. In: *Trudy Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii «Teoriya i praktika proizvodstva chuguna», Ukraina, Krivoi Rog, 24 – 27 maya 2004 g.* [Proceedings of the International Scientific and Technical Conference «Theory and practice of cast-iron production», Ukraine, Krivoi Rog, May, 24 – 27, 2004]. Krivoi Rog: izd. Krivorozhskogo gos. universiteta, 2004, pp. 484–487. (In Russ.).
2. Frenkel' M.M., Fedulov Yu.V., Belova O.A., Krasnobaev V.A. Expert system of blast-furnace melting process control. *Stal'*. 1992, no. 7, pp. 15–18. (In Russ.).
3. Spirin N.A., Ipatov Yu.V., Lobanov V.I. etc. *Informatsionnye sistemy v metallurgii* [Information systems in metallurgy]. Spirin N.A. ed. Ekaterinburg: izd. UGTU–UPI, 2001. 617 p. (In Russ.).
4. Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu., Krasnobaev A.V., Onorin O.P., Kosachenko I.E. *Model'nye sistemy podderzhki prinyatiya reshenii v ASU TP domennoi plavki metallurgii* [Model system of decision-making support in automatic control system of technological processes of blast-furnace melting in metallurgy]. Spirin N.A. ed. Ekaterinburg: izd. UrFU, 2011. 462 p. (In Russ.).
5. Onorin O.P., Spirin N.A., Terent'ev V.L. etc. *Komp'yuternye metody modelirovaniya domennogo protsessa* [Computer methods of blast-furnace process modeling]. Spirin N.A. ed. Ekaterinburg: izd. UGTU–UPI, 2005. 301 p. (In Russ.).
6. Yusfin Yu.S. *Metallurgiya chuguna* [Cast iron metallurgy]. Moscow: IKTs Akademkniga, 2004. 774 p. (In Russ.).
7. *Blast furnace Phenomena and modeling*. Yasuo Omori ed. Elsevier applied science. London and New York, 1987. 631 p.
8. Lida O., Taniyochi S., Hetani T. Application of techniques to blast furnace operation. *Kawasaki Steel Techn. Dept.* 1992, no. 26, pp. 30–37.
9. Power D.J. Web-based and model-driven decision support systems: concepts and issues. *Americas Conference on Information Systems*. Long Beach, California, 2000.
10. Vapaavuori E. Application of expert systems and knowledge based systems to support operation of iron blast furnace. *Expert systems with applications*, 1997. Vol. 12, no. 3, pp. 11.
11. Ueda S., Natsui S., Ariyama T., Nogami H., Yagi J.I. Recent progress and future perspective on mathematical modelling of blast furnace. *ISIJ International*, 2010. Vol. 50, no. 7, pp. 914–923.
12. Matsuzaki S., Nishimura T., Shinotake A., Kunitomo K., Naito M., Sugiyama T. Development of mathematical model of blast furnace. *Nippon steel technical report*, July 2006, no. 94, pp. 87–95.
13. Hera P., Birlan F., Oprescu I., Alexandru E.-M., Hera M. Modeling of metallurgical continuous processes in the blast furnace. *U.P.B. Scientific Bulletin, Series B*, 2011. Vol. 73. Issue. 4, pp. 171–182.
14. Emel'yanov S.V., Korovin S.K., Myshlyaev L.P., Rykov A.S., Evtushenko V.F., Kulakov S.M., Bondar' N.F. *Teoriya i praktika prognozirovaniya v sistemakh upravleniya* [Theory and practice of forecasting in control systems]. Kemerovo, Moscow: Izdat. ob'edinenie “Rossiiskie universitety”, Kuzbassvuzizdat, ASTSh, 2008. 487 p. (In Russ.).
15. Dubeikovskii V.I. *Effektivnoe modelirovanie s CA ERwin Process Modeler (BPwin; AllFusion Process Modeler)* [Effective modeling with CA ERwin Process Modeler (BPwin; AllFusion Process Modeler)]. Moscow: Dialog-MIFI, 2009. 384 p. (In Russ.).
16. Troelsen Andrew. *Pro C# 5.0 and the .NET 4.5 framework*. 6th edition, Apress, 2012, 1560 p. (Russ.ed.: Troelsen A. *Yazyk programirovaniya C# 5.0 i platforma .NET 4.5*. 6-e izd., per. s angl. Moscow: ООО “И.Д. Вильямс”, 2013. 1312 p.).

Received May 14, 2014

Над номером работали:

Юсфин Ю.С., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Олендаренко Н.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Бащенко Л.П., ведущий редактор

Запольская Е.М., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 03.09.2015. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4672. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35