

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 8, 2014

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 57

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЮСФИН Ю.С.

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

Члены редакционной коллегии:

АСТАХОВ М.В.
АШИХМИН Г.В.
БЕЛОВ В.Д.
ВОЛЫНКИНА Е.П.
ГОРБАТЮК С.М.
ГУОИ ТАНГ (Китай)
ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела
«Ресурсосбережение в черной металлургии»
ГРОМОВ В.Е.
ДУБ А.В., редактор раздела
«Инжиниринг в черной металлургии»
КАВАЛЛА Р.
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М.
КОСЫРЕВ К.Л., редактор раздела
«Металлургические технологии»
КУРНОСОВ В.В.
ЛАЗУТКИН С.С.

МЫШЛЯЕВ Л.П., редактор раздела
«Информационные технологии и автоматизация
в черной металлургии»
НИКУЛИН С.А.
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С.
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела
«Высокопрочные стали для энергетики»
СИМОНЯН Л.М., редактор раздела
«Рациональное природопользование в черной
металлургии»
СОЛОДОВ С.В.
СПИРИН Н.А.
ТЕМЛЯНЦЕВ М.В.
ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела
«Материаловедение и нанотехнологии»
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцария)
ЮРЬЕВ А.Б.

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.

Deputy chief editor: PROTOPOPOV E.V.

Responsible secretary: POLULYAKH L.A.

Deputy responsible secretary: OLENDARENKO N.P.

Editorial board:

ASTAKHOV M.V.
ASHIHMIN G.V.
BELOV V.D.
VOLYNKINA E.P.
GORBATYUK S.M.
GUOI TANG (China)
GRIGOROVICH K.V., *Editor of the section*
"Resources Saving in Ferrous Metallurgy"
GROMOV V.E.
DUB A.V., *Editor of the section "Engineering in*
ferrous Metallurgy"
KAVALLA R.
KOLOKOLTSEV V.M.
KOSIREV K.L., *Editor of the section "Metallur-*
gical Technologies"
KURNOSOV V.V.
LAZUTKIN S.S.

MYSHLYAEV L.P., *Editor of the section*
"Information Technologies and Automatic Control in
Ferrous Metallurgy"
NIKULIN S.A.
PODGORODETSKIY G.S.
PYSHMINTSEV I.YU., *Editor of the section*
"High-strength Steel for Power Engineering"
SIMONYAN L.M., *Editor of the section*
"Metallurgical Technologies"
SOLODOV S.V.
SPIRIN N.A.
TEMLYANTSEV M.V.
FILONOV M.R., *Editor of the section*
"Materials Science and Nanotechnologies"
SPEIDEL M. (Switzerland)
YUR'EV A.B.

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

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Полях О.А., Руднева В.В., Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В., Аникин А.Е. Применение техногенных отходов металлургических предприятий для производства карбида кремния	5
---	---

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Руденко А.Л. Анализ закономерностей межфазного распределения серы при инъекционной обработке чугуна магнием	13
Коротков В.А. Проактивные ремонты в металлургической отрасли ..	18
Филиппова М.В., Перетьяко В.Н., Федоров А.А., Климов А.С. Штамповка поковок «крестовина» из шаровой заготовки	24
Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Черныатевиц А.Г., Калиногорский А.Н., Багрянцев В.И. Изучение особенностей применения вихревых течений для нанесения огнеупорных покрытий на горячую футеровку конвертеров	28

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Никитин А.Г., Тагильцев-Галета К.В. Математическая модель определения положения недробимого куска в камере раздробления дробилки со сложным движением щеки	34
--	----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Иванов Ю.Ф., Крысина О.В., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Клопотов А.А. Синтез поверхностных сплавов при обработке системы пленка/подложка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком: структура и свойства	37
---	----

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Онорин О.П., Спириин Н.А., Павлов А.В., Лавров В.В., Истомин А.С., Бурыкин А.А., Щипанов К.А. Логические основы распознавания вида отклонения доменной плавки от нормального режима	42
---	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Быстров В.А., Вуцан Е.С., Дьяков П.К., Вдовин Н.В. Возможности обновления металлургического оборудования в условиях неопределенности и риска	48
--	----

ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

Мильман Ю.В., Козырев Д.В. О механизмах деформации в аморфных металлических сплавах	50
Санников А.В., Поletaev Г.М., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д., Сосков А.А. Атомная структура и диффузионная проницаемость межфазных границ Ni-Al, Cu-Au, Ni- γ Fe	56
Мейснер Л.Л., Нейман А.А., Лотков А.И., Семин В.О., Остапенко М.Г. Особенности изменения структуры фазы B2 в поверхностном слое никелида титана после импульсного электронно-лучкового воздействия	60

Sannikov A.V., Poletaev G.M., Mikrukov V.R., Starostenkov M.D., Soskov A.A. Atomic structure and diffusion permeability of Ni-Al, Cu - Au, Ni - γ Fe interphase boundaries	66
---	----

Институту физики прочности и материаловедения Сибирского Отделения российской академии наук – 30 лет	69
К 70-летию П.С. Харлашина	71

CONTENTS

THE RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES IN THE STEEL INDUSTRY

Polyah O.A., Rudneva V.V., Yakushevich N.F., Galevskiy G.V., Anikin A.E. Application of technogenic waste of metallurgical plants for the production of silicon carbide	5
---	---

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Rudenko A.L. The analysis of patterns of interphase sulfur distribution in the injection treatment of iron with magnesium	13
Korotkov V.A. Proactive repairs in steel industry	18
Filippova M.V., Peretyat'ko V.N., Fedorov A.A., Klimov A.S. Punching forgings «crosspiece» from ball blanks	24
Feyler S.V., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Kalinogorskiy A.N., Bagryantsev V.I. Analysis of application of vortex motion for fere-resistant coatings on the vessel lining	28

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Nikitin A.G., Tagiltsev-Galeta K.V. Mathematical model of determining the position of uncrushed piece in the crushing chamber crusher with a complex movement cheeks	34
--	----

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Ivanov Yu.F., Krygina O.V., Petrikova E.A., Teresov A.D., Klopotov A.A. Synthesis of the surface alloys by high-intensity pulsed electron beam treatment of the film/substrate system: structure and properties	37
---	----

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Onorin O.P., Spirin N.A., Pavlov A.V., Lavrov V.V., Istomin A.S., Buriykin A.A., Shchipanov K.A. Logical basis of recognition of deviations for blast-furnace production from normal	61
--	----

BRIEF COMMUNICATIONS

Bystrov V.A., Vucan E.S., D'aykov P.K., Vdovin N.V. Upgrading of metallurgical equipment in conditions of uncertainty and risk	48
--	----

Topical collection of articles «NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE»

Mil'man Yu.V., Kozyrev D.V. The deformation mechanisms in metallic alloys	50
Sannikov A.V., Poletaev G.M., Mikrukov V.R., Starostenkov M.D., Soskov A.A. Atomic structure and diffusion permeability of Ni-Al, Cu - Au, Ni - γ Fe interphase boundaries	56
Meisner L.L., Neiman A.A., Lotkov A.I., Semin V.O., Ostapenko M.G. Features of the B2 phase structure change in the NiTi surface layer after pulsed electron-beam impact	60

Sannikov A.V., Poletaev G.M., Mikrukov V.R., Starostenkov M.D., Soskov A.A. Atomic structure and diffusion permeability of Ni-Al, Cu - Au, Ni - γ Fe interphase boundaries	66
---	----

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences – 30 years	69
On the 70th anniversary of the P.S. Kharlashin	71

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КАРБИДА КРЕМНИЯ*

Полях О.А., к.т.н., доцент (kafcmet@sibsiu.ru)

Руднева В.В., д.т.н., профессор

Якушевич Н.Ф., д.т.н., профессор

Галевский Г.В., д.т.н., профессор

Аникин А.Е., старший преподаватель

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

Аннотация. Проведена оценка мирового производства и потребления карбида кремния. Показана целесообразность применения техногенного микрокремнезема для производства карбида кремния методами печного синтеза и плазмометаллургической технологии. Предложена балансовая схема образования монооксида кремния на основе исследования физико-химических взаимодействий в руднотермических печах при плавке кремния и ферросплавов, а также проведен анализ процессов, обуславливающих образование микрокремнезема. Предложены схемы механизмов углеродотермического синтеза и плазмометаллургического получения карбида кремния.

Ключевые слова: карбид кремния, техногенный микрокремнезем, плазмометаллургическая технология, нанопорошок, механизм синтеза, балансовая схема.

Мировое потребление карбида кремния составляет 600 – 700 тыс. т в год и оценивается в 670 млн. долл. США. Крупнейшими сферами использования карбида кремния являются металлургия (около 45 % мирового спроса), производство абразивов (до 30 %) и огнеупоров (до 25 %). Маломасштабными (менее 1 %) по фактическому объему, но интенсивно развивающимися и имеющими высокую стоимостную оценку, являются рынки сбыта карбидокремниевых порошковых материалов: порошка с размером частиц менее 1 мкм (микронизированный карбид) для керамики и нанопорошка с размером частиц менее 100 нм (нанокарбид) для высококачественной конструкционной керамики и гальваники. Введение в обращение карбида кремния в виде нанокарбида открывает новые направления его применения [1].

Мировые производственные мощности по выпуску карбида кремния всех видов оцениваются в 1,1 млн. т в год. Географическая структура их распределения характеризуется следующими данными: Китай – 400 – 500 тыс. т в год; Норвегия – 85 тыс. т в год; Россия – 70 тыс. т в год; Япония – 59 тыс. т в год; США – 42 тыс. т в год; Венесуэла – 41 тыс. т в год; Канада – 40 тыс. т в год; Украина – 32,5 тыс. т в год; Бразилия – 30 тыс. т в год; Испания – 20 тыс. т в год; Польша – 20 тыс. т в год; Мексика – 20 тыс. т в год.

Лидером на мировом рынке производства карбида кремния является французская компания-гигант «Saint-

Gobian». На втором месте находятся объединившиеся компании «Exolon-ESK» (США) и «Electroschmelzwerk Kempten GmbH» (ESK) (ФРГ). В России основным производителем карбида кремния является ОАО «Волжский абразивный завод», который выпускает кусок карбида кремния черного, зеленого и электротехнического, шлифзерно, шлифпорошки и микропорошки, абразивный инструмент на керамической и бакелитовой связках.

Цены, долл. США за т, на зерно и порошки карбида кремния в последние несколько лет остаются стабильными и составляют:

Черный, чистотой около 99 %:

Сорт 1 1400 – 1500

Сорт 2 1150 – 1300

Зеленый, чистотой свыше 99,5 % 1650 – 1850

Огнеупорный:

Сорт 1, чистотой около 98 % 1300 – 1400

Сорт 2, чистотой около 95 % 1050 – 1250

Микронизированный, чистотой около 98 % 13 000 – 15 000

Нанокарбид, чистотой около 98 % 200 000 – 250 000

В ближайшее время прогнозируется рост цен на нанокарбид кремния.

Новым направлением в технологии карбида кремния, позволяющим достичь нужных характеристик продукта и отвечающим требованиям ресурсосбережения, является использование в качестве сырья тонкодисперсных кремнеземсодержащих материалов

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531.2014/К.

техногенного и природного происхождения, не представляющих ценности и имеющих большие объемы накоплений. Так, например, объектом внимания исследователей и практиков-технологов в течение уже 25 лет является микрокремнезем различного происхождения (техногенный, природный, искусственно синтезированный) [2]. Общим свойством микрокремнезема является его чрезвычайно высокая дисперсность, составляющая 4 – 10 нм у искусственно синтезированных кремнезем-углеродных композиций, 100 – 200 нм у микрокремнезема техногенного происхождения, образующегося при электроплавке кремния и высококремнистых ферросплавов, 1000 – 5000 нм у кремнеземсодержащей природной шунгитовой породы. Применение микрокремнезема способствует освоению нанотехнологий в производстве карбида кремния и созданию наноматериалов на его основе.

К настоящему времени сформировали три направления использования микрокремнезема в технологических процессах [3]: синтез кремнийорганических соединений; вторичное использование в производственных циклах (при выплавке кремния и ферроси-

лиция); синтез высокодисперсного карбида кремния (рис. 1).

Процессы образования микрокремнезема в настоящее время мало изучены. Согласно принятым представлениям, источником микрокремнезема является часть монооксида кремния, не прореагировавшего с углеродом или не сконденсировавшегося на более холодной шихте, которая выносится газами в низкотемпературные области. Более глубокое исследование механизма образования микрокремнезема на основе диаграммы фазовых равновесий Si–O–C проведено в работе [4], согласно которой процессы распада газовой фазы, выносимой из зоны высоких температур, начинаются в среднетемпературной зоне печи и определяются условиями равновесия фаз метастабильной части диаграммы и условиями охлаждения газа. Однако термодинамические и кинетические данные по восстановлению диоксида кремния углеродом [5], разработанные подробные схемы физико-химических взаимодействий в рудно-термических печах при выплавке кремния и ферросилиция [6, 7] позволяют предложить более полную и достоверную балансовую схему образования мо-



Рис. 1. Использование микрокремнезема в технологических процессах

нооксида кремния (рис. 2), а также охарактеризовать механизм образования микрокремнезема как сложный многоканальный процесс.

Физико-химические взаимодействия, обуславливающие образование микрокремнезема при производстве ферросилиция, можно разделить на три группы:

1. Образование микрокремнезема в самой печи в зоне температур 1400 – 1800 К (А, Б), связанное с взаимодействиями в газовой фазе монооксида кремния и монооксида углерода. В печи может происходить диспропорционирование монооксида кремния, протекающее в низкотемпературных зонах при резком понижении температуры газовой фазы и равновесной концентрации монооксида кремния. При очень высоких скоростях охлаждения газовой фазы (закалке) возможна также непосредственная конденсация соединения SiO. Значительная часть микрокремнезема, образовавшегося на этом этапе, возвращается в процесс.

2. Образование микрокремнезема в результате реакций окисления, протекающих, в основном, в открытых печах (В). Концентрация карбида кремния, кремния и углерода, вследствие развития указанных взаимодействий, а также вторичных реакций, в пылевых выбросах невелика. Микрокремнезем состоит, преимущественно, из диоксида кремния.

3. Образование микрокремнезема вследствие механического уноса мелких фракций шихты (Г).

Вследствие противоречивости существующих данных о характеристиках микрокремнезема проводили его комплексную физико-химическую аттестацию [2, 3], которая включала определение фазового и химического составов, удельной поверхности, размера и морфологии частиц. Исследовали микрокремнезем, получаемый при производстве кристаллического кремния марки Кр 1 (МК-Кр) на ОАО «РУСАЛ – Иркутск» и ферросилиция марки ФС 75 (МК-ФС) на ОАО «Кузнецкие ферросплавы».

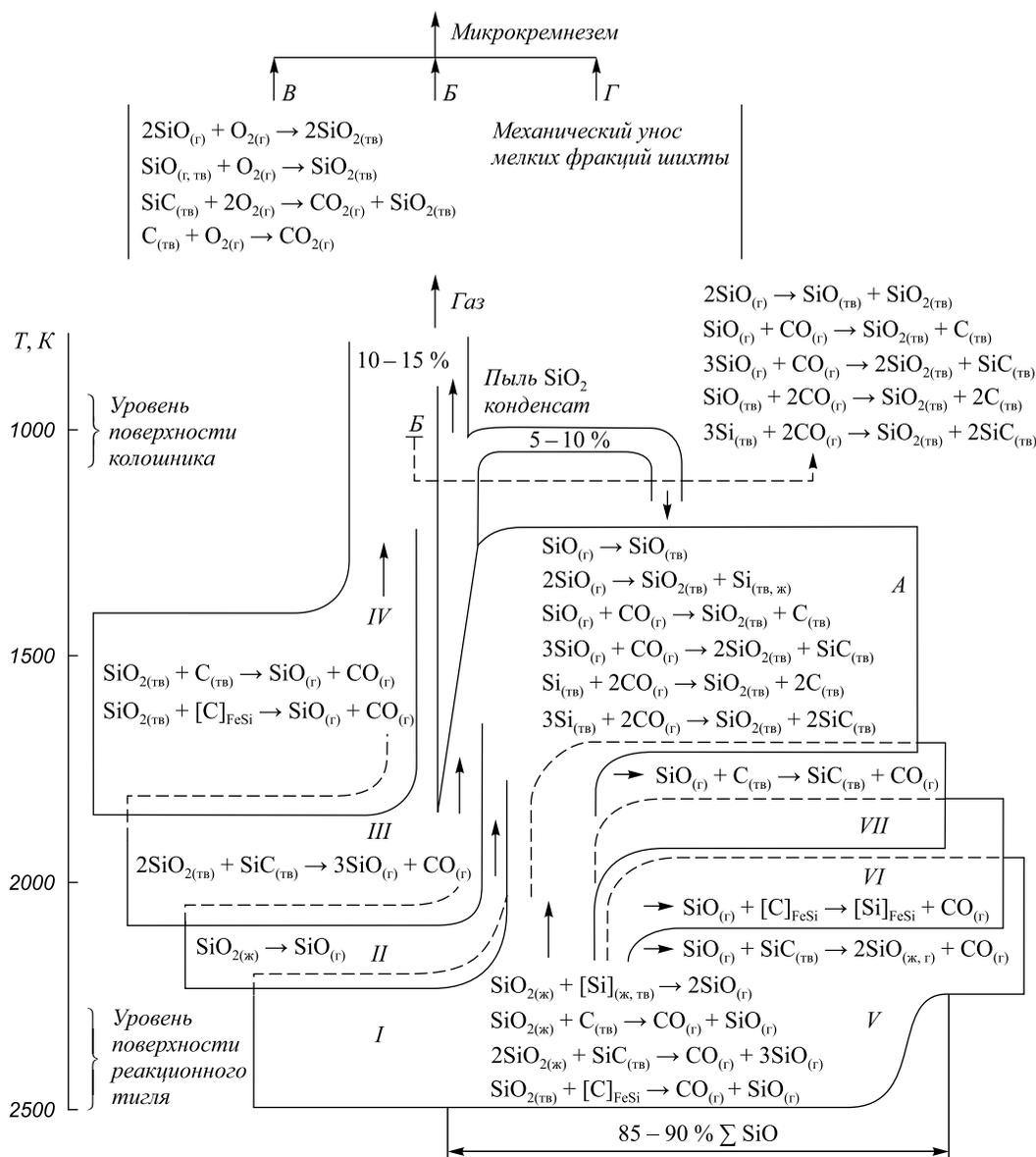


Рис. 2. Балансовая схема образования монооксида кремния в печах для плавки ферросилиция

Техногенный микрокремнезем обоих видов представлен следующими фазами: β -кristобалит, α -кварц, оксиды железа, силикаты. В микрокремнеземе МК-ФС присутствует магнетит, а в микрокремнеземе МК-Кр – шпинель $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$. Установлено присутствие в микрокремнеземе обоих видов оксидов кальция, фосфора, магния, марганца, титана, свободного углерода и кремния. Количественные различия в химическом составе микрокремнезема касаются, в основном, содержания кремнезема, соединений железа и свободного углерода (табл. 1). Удельная поверхность микрокремнезема обоих видов составляет 20 000 – 22 000 м²/кг. Изучение микрофотографий, полученных методами растровой (РЭМ) электронной микроскопии, показывает, что оба вида микрокремнезема в состоянии поставки представлены

агрегатами шарообразной формы различных размеров, изменяющихся в широком (от 100 до 600 нм) диапазоне. Отдельные агрегаты образованы шарообразными частицами преимущественно размера 50 – 80 нм, число которых зависит от его крупности (рис. 3).

Для производства высокодисперсного карбида кремния на основе микрокремнезема разработаны две технологии: плазмометаллургическая [8] и печного синтеза [2], результаты реализации которых представлены в табл. 2, а микрофотографии микро- и нанопорошка карбида кремния – на рис. 4.

Согласно существующим термодинамическим представлениям, процесс карботермического восстановления кремнезема протекает с активным участием газообразных оксидов кремния. Размерный эффект, возникающий в однокомпонентной системе газ–дисперсная кристаллическая фаза, заключается в изменении давления насыщенного пара над поверхностью кристаллических частиц в зависимости от степени дисперсности твердой фазы. Повышение скорости взаимодействия возможно за счет увеличения поверхности испарения оксида кремния и применения углеродистого восстановителя с высокой адсорбционной способностью и развитой поверхностью.

По результатам исследований предложена схема механизма физико-химических взаимодействий при углеродотермическом восстановлении оксида кремния до карбида, позволяющая интерпретировать роль размерного фактора при синтезе карбида кремния (рис. 5).

При использовании достаточно мелких и хорошо перемешанных материалов первичным взаимодействием является твердофазное контактное взаимодействие I диоксида кремния с углеродом ($\text{SiO}_{2(\text{т})} + \text{C}_{(\text{т})}$), в результате которого приблизительно при температуре 1500 К образуются газообразные монооксиды кремния и угле-

Таблица 1

Химический состав микрокремнезема

Элемент	Содержание, % (по массе), элемента в микрокремнеземе	
	МК-Кр	МК-ФС
SiO ₂	93,41 – 95,33	91,72 – 93,63
C _{своб}	1,96 – 3,28	0,56 – 1,18
Si _{своб}	0,30 – 0,34	0,18 – 0,20
Ca(CaO)	0,30	0,52
Al(Al ₂ O ₃)	0,40	0,68
Fe(Fe ₂ O ₃)	0,36	0,6 – 1,4
P(P ₂ O ₅)	0,18	0,20
Mn(MnO)	0,05	0,30
Mg(MgO)	Следы	1,08
Ti(TiO ₂)	0,01	Следы

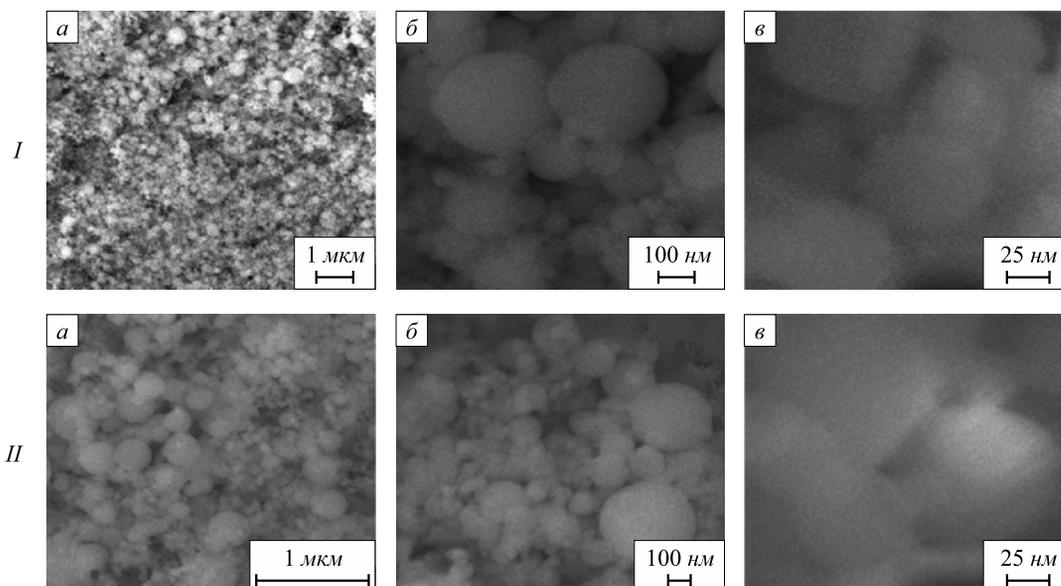


Рис. 3. Микрофотографии (РЭМ) микрокремнезема МК-Кр (I) и МК-ФС (II): а – в состоянии поставки; б – ансамбль частиц и агрегатов; в – отдельные частицы

Условия получения и основные характеристики карбида кремния

Показатель	Характеристики показателя по технологии	
	Плазмометаллургической	Печного синтеза
Сырьевые материалы:	<i>Кремнеземсодержащие</i>	
	Микрокремнезем производства кремния и ферросилиция	Микрокремнезем производства кремния и ферросилиция
	<i>Углеродсодержащие</i>	
	Природный газ (94,5 % (объемн.) CH ₄)	Коксовая пыль (82,69 % (по массе) C); сажа
Температура процесса, К	5400 – начальная плазменного потока; 2800 – 3000 – закалки	1843 – 1943
Продолжительность процесса	25 · 10 ⁻³ с	40 – 20 мин
Фазовый состав	β-SiC, аморфный кремнезем	β-SiC
Химический состав, % (по массе)	90,87 ÷ 93,23 карбида кремния; 0,61 ÷ 1,04 кремния; 4,93 ÷ 7,59 примесей оксидов металлов; 0,61 ÷ 0,95 свободного углерода	89,77 ÷ 92,02 карбида кремния; 1,06 ÷ 1,32 кремния; 1,61 ÷ 3,06 примесей оксидов металлов; следы углерода
Удельная поверхность, м ² /кг	36 000 – 38 000	3000 – 4000
Средний размер частиц, нм	61 – 65	200 – 900
Форма частиц	Ограниченная	Неправильная, осколочная

Примечание. При плазмометаллургической технологии использовали плазмометаллургический реактор, при печном синтезе – электропечь сопротивления.

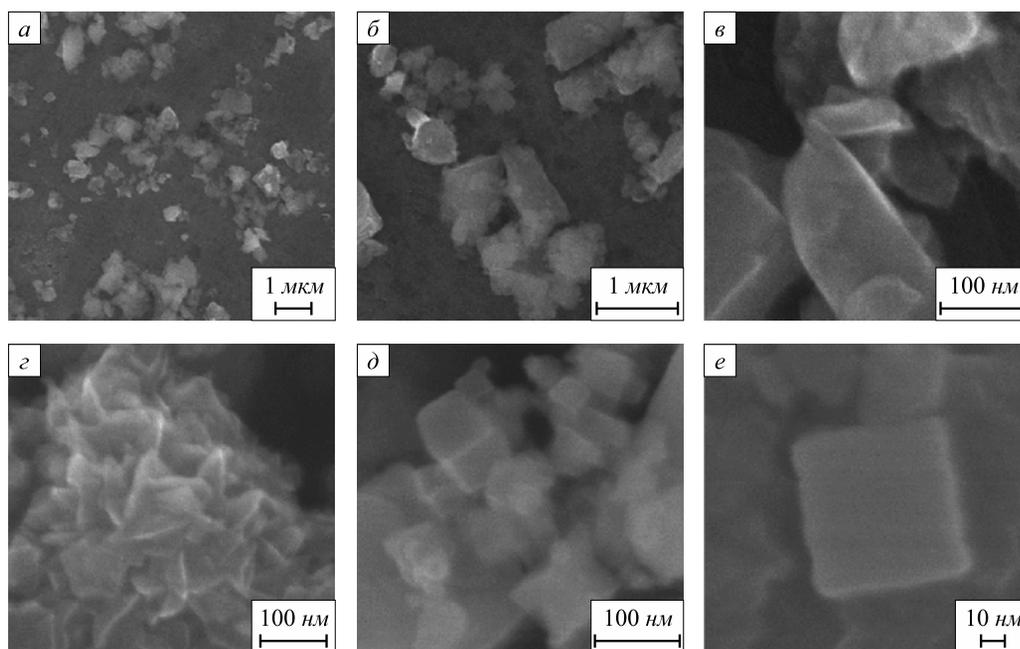


Рис. 4. Микрофотографии микропорошка карбида кремния (РЭМ):
 а – ансамбль частиц; б – отдельные частицы; в – поверхности отдельной частицы; г – морфологическая картина агрегата;
 д – ансамбль наночастиц; е – наночастица кубической формы

рода, а при температурах выше 1800 К – карбид кремния. Карбид кремния может образовываться и за счет взаимодействия газообразного монооксида кремния с твердым углеродом [2]. Это взаимодействие является ведущим в восстановительном процессе и от степени его развития зависит полнота извлечения кремния в карбид.

На основании анализа морфологических особенностей наноразмерного порошка карбида кремния [9], осаждаемого в виде ограниченных частиц, что свидетельствует об образовании их по механизму пар–кристалл, и температурных зависимостей составов газообразных конденсированных продуктов синтеза в интервале тем-

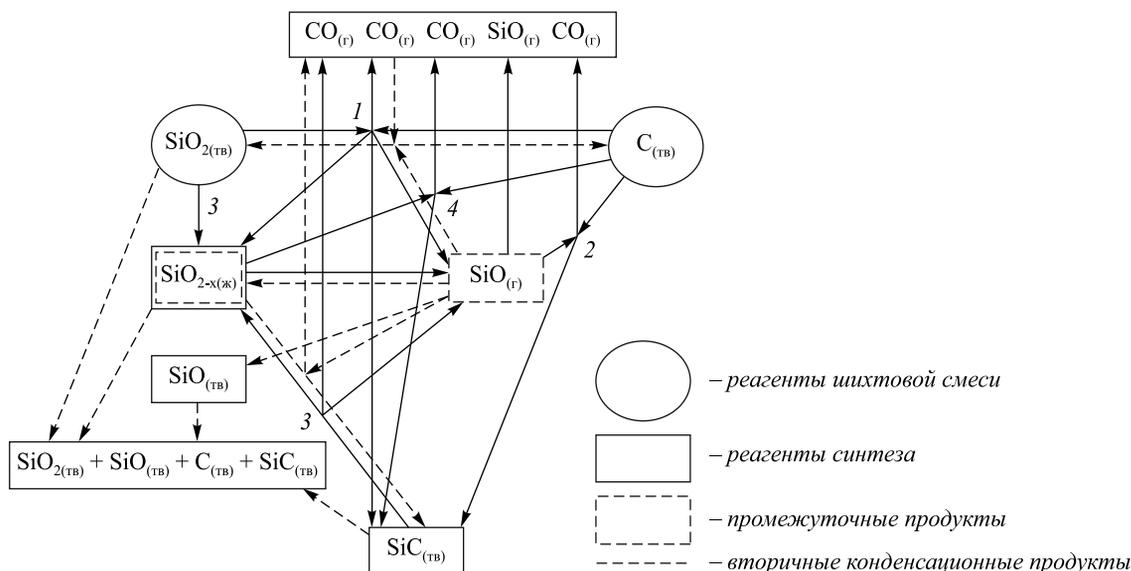


Рис. 5. Схема взаимодействий в процессе углеродотермического синтеза карбида кремния

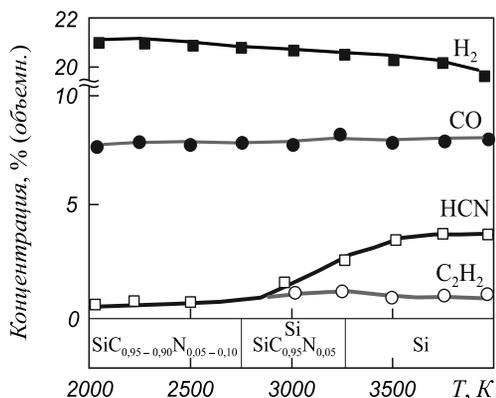
ператур 2000 – 4000 К (рис. 6), предложена обобщенная гипотетическая схема (рис. 7). Представляется целесообразным выделить в плазменном потоке ряда пространственно разделенных зон, отличающихся по температурным условиям и, следовательно, по типу процессов, получающих в них преимущественное развитие [10].

В первой, высокотемпературной зоне, ограниченной сверху начальной температурой плазменного потока, протекают процессы (испарение, диссоциация и восстановление диоксида кремния, диспропорционирование карбида кремния, пиролиз метана, «газификация» углерода), обеспечивающие формирование реакционных смесей необходимых составов. Характерной особенностью процессов газификации диоксида кремния является образование в качестве промежуточного продукта летучего монооксида кремния. Во второй зоне, ограниченной температурным интервалом 3200 – 2800 К, внутри которого происходит значительное снижение концентрации основного карбидизатора (цианистого водорода), с достаточно большой вероятностью можно

предполагать протекание процесса карбидообразования при взаимодействии паров кремния и циановодорода в газовой фазе. Кроме этого, на поверхности сформировавшихся сверхмалых частиц карбида активно протекают сорбционные процессы, приводящие к насыщению их технологическими газами и газообразными продуктами синтеза. В третьей зоне, ограниченной интервалом температур 2800 – 2000 К, происходит азотирование частиц карбида кремния, содержание азота в котором является функцией температуры закалки и, следовательно, длительности азотирования образовавшихся в потоке частиц.

Таким образом, для условий азотного плазменного потока промышленного реактора исследованы особенности карбидообразования и выявлен одноканальный вариант механизма образования нанокарбида кремния с участием паров кремния и циановодорода по схеме пар–кристалл.

Плазмометаллургическая технология позволяет получать продукты в виде нанопорошков с минимальным количеством поверхностных дефектов, а управление



$\bar{a} \pm \Delta a$	T, K			
	2000	3000	3250	4000
H_2	$2,21 \pm 1,11$	$20,72 \pm 1,10$	$20,43 \pm 1,10$	$20,00 \pm 1,09$
	$15,82 \pm 0,91$	$14,20 \pm 0,54$	$13,00 \pm 0,70$	$11,11 \pm 0,52$
CO	$7,54 \pm 0,40$	$7,31 \pm 0,41$	$7,53 \pm 0,39$	$7,67 \pm 0,36$
	$1,11 \pm 0,06$	$1,32 \pm 0,06$	$1,19 \pm 0,06$	$1,40 \pm 0,06$
HCN	$0,51 \pm 0,03$	$1,33 \pm 0,07$	$2,74 \pm 0,14$	$3,71 \pm 0,19$
	$0,62 \pm 0,03$	$2,83 \pm 0,14$	$7,11 \pm 0,32$	$8,93 \pm 0,41$
C_2H_2	$0,61 \pm 0,03$	$1,10 \pm 0,06$	$1,22 \pm 0,06$	$0,82 \pm 0,03$
	$0,61 \pm 0,03$	$0,80 \pm 0,03$	$0,91 \pm 0,04$	$0,73 \pm 0,03$

Рис. 6. Температурная зависимость составов газообразных конденсированных продуктов взаимодействия микрокремнезема с метаном в потоке азотной плазмы ($\bar{a}, \pm \Delta a$ – средние арифметические значения и доверительные интервалы концентраций)

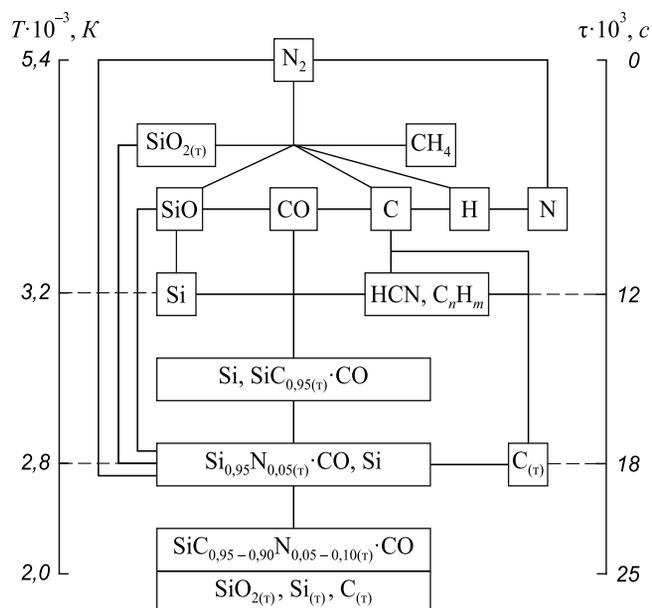


Рис. 7. Схема взаимодействий при плазметаллургическом получении карбида кремния

процессом синтеза (регулирование состава газовой фазы, введение определенных добавок) обеспечивает требуемый состав. Получаемый таким способом порошок карбида кремния соответствует требованиям, предъявляемым к компонентам электроосаждаемых композиционных покрытий, и может быть использован в гальванотехнике. В настоящее время потребность в карбиде кремния с подобными характеристиками удовлетворяется, в основном, за счет особо тонких абразивных микропорошков.

При использовании технологии печного синтеза карбид кремния получается в виде микропорошка, температура синтеза может быть снижена на 800–900 °С (по сравнению с традиционным печным синтезом), а продолжительность – до 20–40 мин, что позволяет осуществить непрерывный технологический процесс, организовать экологически чистое производство, снизить расход электроэнергии почти в 2 раза, значительно уменьшить себестоимость продукции и, соответственно, расширить возможности ее использования. Однако, предложенная технология печного синтеза не решает проблему направленного получения карбида кремния

со специальным и регулируемым комплексом свойств. Полученный таким способом высокодисперсный карбид кремния может быть использован в металлургии, в производстве огнеупоров и керамики.

Выводы. Проведена оценка мирового производства и потребления карбида кремния. Показана целесообразность применения техногенного микрокремнезема для производства карбида кремния методами печного синтеза и плазметаллургической технологии. Предложена балансовая схема образования монооксида кремния на основе исследования физико-химических взаимодействий в руднотермических печах при плавке кремния и ферросплавов. Проведен анализ процессов, обуславливающих образование микрокремнезема. Представлены схемы механизмов углеродотермического синтеза и плазметаллургического получения карбида кремния.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Руднева В.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 12. С. 13–15.
2. Полях О.А., Руднева В.В. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: монография: в 3-х т. Т. 1. Микрокремнезем в производстве карбида кремния. – М.: Флинта: Наука, 2007. – 248 с.
3. Полях О.А., Галевский Г.В. // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 2005. Вып. 15. С. 56–60.
4. Толстогузов Н.В., Ёлкин К.С. – В кн.: Доклады совещания «Электротермия – 94». – СПб.: изд. СПбГТИ, 1994. С. 121–128.
5. Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 1999. – 250 с.
6. Якушевич Н.Ф., Коврова О.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 8. С. 3–8.
7. Полях О.А., Галевский Г.В., Якушевич Н.Ф. // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 2005. Вып. 15. С. 49–55.
8. Руднева В.В., Галевский Г.В. // Перспективные материалы. 2008. Специальный выпуск (6). Ч. 2. С. 80–85.
9. Руднева В.В., Галевский Г.В., Юркова Е.К. // Изв. вуз. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2009. № 3. С. 32–37.
10. Руднева В.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 12. С. 16–19.

© 2014 г. Полях О.А., Руднева В.В., Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В., Аникин А.Е.
Поступила 19 февраля 2014 г.

APPLICATION OF TECHNOGENIC WASTE OF METALLURGICAL PLANTS FOR THE PRODUCTION OF SILICON CARBIDE

Polyah O.A., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor
(kafcmet@sibsiu.ru)

Rudneva V.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor
Yakushevich N.F., Dr. Sci. (Eng.), Professor
Galevskiy G.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor
Anikin A.E., Senior Lecturer

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

Abstract. Global production and consumption of silicon carbide have been appraised. The expediency of using of technogenetics microsilica for production of silicon carbide by the methods of furnace synthesis and plasmametallurgical technology has been showed. Balance scheme for

the formation of silicon monoxide based on a study of physical and chemical interactions in the ore-smelting furnaces for smelting silicon and ferroalloys has been suggested, as well as the processes analysis responsible for the formation of silica fume has been carried out. Schemes of mechanisms of carbonthermal synthesis and plasmametallurgical synthesis of silicon carbide have been offered.

Keywords: silicon carbide, technogenics microsilica, plasmametallurgical technology, nanopowder, synthesis mechanism, balance scheme.

REFERENCES

1. Rudneva V.V. Analysis of world production of carbon silicide. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 12, pp. 13–15. (In Russ.).
2. Polyakh O.A., Rudneva V.V. *Nanomaterialy i nanotekhnologii v proizvodstve karbida kremniya. T. 1. Mikrokremsnem v proizvodstve karbida kremniya*. [Nanomaterials and nanotechnology in the production of silicon carbide. Vol. 1. Microsilica in the production of silicon carbide]. Moscow: Flinta: Nauka, 2007. 248 p. (In Russ.).
3. Polyakh O.A., Galevskii G.V. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii RAEN. Otdelenie metallurgii*. 2005. Issue. 15, pp. 56–60. (In Russ.).
4. Tolstoguzov N.V., Elkin K.S. In: *Doklady soveshchaniya “Elektrotermiya – 94”* [Collection of reports «Electroheat – 94»]. St. Petersburg: izd. SPbGTI, 1994, pp. 121–128. (In Russ.).
5. Yakushevich N.F., Galevskii G.V. *Vzaimodeistvie ugleroda s oksidami kal'tsiya, kremniya, alyuminiya* [Interaction of carbon with calcium oxide, silica, alumina]. Novokuzneck: SibGIU, 1999. 250 p.
6. Yakushevich N.F., Kovrova O.A. Physicochemical interactions in ore furnaces during silicon melting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1997, no. 8, pp. 3–8. (In Russ.).
7. Polyakh O.A., Galevskii G.V., Yakushevich N.F. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii RAEN. Otdelenie metallurgii*. 2005. Issue 15, pp. 49–55. (In Russ.).
8. Rudneva V.V., Galevskii G.V. Plasma metallurgical production and application of silicon nano-carbide. *Perspektivnye materialy*. 2008. Special issue (6). Part 2, pp. 80–85.
9. Rudneva V.V., Galevskii G.V., Yurkova E.K. Investigation of the morphology and particle size of silicon carbide nanopowders using electron microscopy. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2010. Vol.51, no. 2, pp. 158–164.
10. Rudneva V.V. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 12, pp. 16–19. (In Russ.).

Acknowledgements. This work was performed in SibGIU in the framework of the project part of the state task of the Russian Ministry no. 11.1531.2014 / K.

Received February 19, 2014

АНАЛИЗ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ МЕЖФАЗНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СЕРЫ ПРИ ИНЖЕКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ ЧУГУНА МАГНИЕМ

Руденко А.Л., к.т.н., научный сотрудник (office.isi@yandex.ru)

Национальная Академия наук Украины
Институт черной металлургии им. Некрасова З.И.
(49050, Украина, г. Днепропетровск, пл. Ак. Стародубова, 1)

Аннотация. С использованием промышленных результатов обработки чугуна магнием выполнен анализ закономерности межфазного распределения серы. Предложен расчет баланса серы, учитывающий не только переход элементов из металла в шлак, но и влияние таких показателей, как изменение массы чугуна в ковше, связанное с окислением железа и образованием корочек металла в шлаке, а также увеличение количества растворенной в корочках серы. Выполнено сравнение расчетных данных о количестве выносимой из ковша с восходящими пылегазовыми потоками серы с результатами промышленных обработок различных авторов. Определена зависимость потерь серы от количества шлака в ковше и технологических параметров процесса десульфурации чугуна магнием.

Ключевые слова: десульфурация, инжекция, отходящие газы, ковшовой шлак.

Продуктом десульфурации чугуна магнием является твердый сульфид магния ($T_{пл} = 2500 \text{ K}$ [1]), который поднимается к поверхности раздела металл–шлак. Данные различных авторов свидетельствуют [2 – 4], что сульфид магния практически не растворяется в жидком чугуне. Условия эвакуации из жидких металлургических расплавов твердых продуктов реакции определяются физическими свойствами расплава (плотностью, вязкостью и т.д.), а также смачиваемостью частичек жидким расплавом. Общеизвестно [4, 5], что железоуглеродистые расплавы сравнительно плохо смачивают огнеупорные материалы, что может косвенно свидетельствовать и о неудовлетворительной смачиваемости сульфида магния жидким чугуном. Всплывающий в объеме жидкого расплава MgS практически не участвует во взаимодействии. В ходе рентгеноструктурного анализа синтетического чугуна после рафинирования магнием авторами работы [6] был обнаружен в металле в качестве неметаллических включений только сульфид магния. Расчетным путем определили его концентрацию в расплаве на уровне $5 \cdot 10^{-5} \%$ при размере включения 1,5 мкм. Наличие сульфида магния в жидком расплаве подтверждают и авторы работы [7], при этом размер частичек оценен ими в пределах 1 мкм.

Результаты экспериментальных исследований структуры шлаков, образующихся в ковше при десульфурации чугуна магнием, полученные авторами работ [8, 9], свидетельствуют о том, что MgS в ковшовом шлаке отсутствует. А сера, в основном, связана с кальцием и марганцем.

В ходе выполненного анализа [10] количества и состава отходящих газов, выделяющихся из ковша при десульфурации, было определено, что суммарное содержание серы в газах и пыли не превышает 1 % от

общего количества удаленной из металла серы. Тогда как авторы работ [11, 12] отмечают, что характерной особенностью десульфурации чугуна магнием является вынос из металла продукта реакции – MgS с пылегазовыми потоками. В отходящих потоках сера присутствует, в основном, в виде мелких твердых частичек MgS. Расчеты по определению количества серы, вынесенной восходящими газовыми потоками, выполненные этими авторами, показали значительный вынос серы: до 3/4 от всей удаленной из металла. Общим для различных точек зрения [7, 10, 13] является не механизм удаления серы из чугуна, а результат анализа отходящих газов, который показал практически полное отсутствие в них серы. Известно по данным [14], что шлак, образующийся в ковше после рафинирования, может состоять более чем наполовину из корочек металла с содержанием серы в них, значительно превышающим содержание серы в объеме металла. Тогда как при составлении баланса серы авторы работы [12] не учитывали такие существенные показатели, как изменение массы чугуна в ковше, связанное с окислением железа до оксидов, и образование корочек металла в шлаке.

Целью настоящей работы является анализ закономерностей механизма межфазного распределения серы в реальных производственных условиях.

Использовали данные экспериментальных обработок ($i = 1 - 8$) чугуна магнием на заводах Китая (табл. 1). Во время эксперимента отбирали пробы из металла и шлака с корочками до и после обессеривания чугуна магнием. Из пробы шлака отбирали корочки и рассеивали по шести фракциям ($j = 1 - 6$). Пробы шлака для исследования химического состава, структуры, свойств и содержания металлической фазы отбирали ложкой из ковшей до и после осуществления процесса десульфурации чугуна магнием. Их дробили, измельчали, отмаг-

Таблица 1

Результаты десульфурации чугуна гранулированным магнезиом в условиях работы Тонгхуанского, Жичжаосского и Юаньлийского металлургических комбинатов [16]

№ п/п	Масса чугуна, т	Количество шлака после скачивания		Уд. расход магнезиом, кг/т	Содержание серы в чугуне, %		Расход магнезиом на удаленную серу, кг/кг	Степень десульфурации, %	Содержание серы в шлаке, %		Содержание корольков в шлаке, %	
		мм	%		S _н	S _к			S _н	S _к	до обработки	после обработки
1	140	150	2,85	0,41	0,037	0,008	1,41	78,38	0,036	0,15	24,60	30,19
2	59	50	1,21	0,64	0,023	0,005	3,56	78,26	0,029	0,29	69,49	54,29
3	50	25	0,72	0,40	0,022	0,008	2,86	63,64	0,048	0,56	40,42	20,14
4	58	20	0,49	0,78	0,039	0,007	2,44	82,05	0,041	2,38	41,59	73,87
5	45	20	0,49	0,79	0,020	0,005	5,27	75,00	0,038	1,16	13,04	27,39
6	45	20	0,49	0,61	0,039	0,027	5,08	30,77	0,098	0,76	4,43	11,46
7	46	5	0,12	0,61	0,032	0,009	2,65	71,88	0,054	1,59	1,66	29,97
8	46	100	2,44	0,69	0,034	0,009	2,76	73,53	0,550	0,73	7,18	33,21

ничивали металлическую фазу, шлаковую фазу истирали и подвергали химическому анализу.

Отмагниченные корольки металла очищали от остатков шлака, отсеивали на ситах с различной ячейкой для определения фракционно-дисперсного состава, после чего корольки дробили, истирали и подвергали химическому анализу. Данные о концентрации корольков различного фракционного состава и содержания в них серы в восьми экспериментах приведены в табл. 2.

При составлении баланса серы учитывали не только переход элементов из металла в шлак, но и влияние таких показателей, как изменение массы чугуна в ковше, связанное с окислением железа и образованием корольков металла в шлаке, а также увеличение количества растворенной в корольках серы. Из-за различия в объеме чугуна в ковше ($Q_{\text{ков}}$) расчет проводили на одну тонну чугуна. Для определения потери серы с отходящим пылегазовым потоком сравнивали общее количество серы в ковше до десульфурации ($Q_{\Sigma S}$) и после десульфурации чугуна магнезиом ($Q_{\Sigma S, Mg}$).

Величину $Q_{\Sigma S}$ определяли по формуле

$$Q_{\Sigma S} = Q_{\Sigma S_{\text{кор}}} + Q_{\Sigma S_{\text{шл}}} + Q_{\Sigma S_{\text{чуг}}}, \quad (1)$$

где $Q_{\Sigma S_{\text{кор}}}$ – общая масса серы в корольках; $Q_{\Sigma S_{\text{шл}}}$ – общее количество серы в шлаке; $Q_{\Sigma S_{\text{чуг}}}$ – общее количество серы в чугуне с учетом корректировки его массы.

Значение $Q_{\Sigma S_{\text{кор}}}$ определяем по формуле

$$Q_{\Sigma S_{\text{кор}}} = Q_{\text{чуг}} W_{\text{шл, кор}} \sum_{j=1}^6 W_{\text{кор, j}} W_{S, \text{кор, j, ...}}, \quad (2)$$

где $Q_{\text{чуг}}$ – масса чугуна в ковше, т; $W_{\text{шл, кор}}$ – доля шлака с корольками по отношению к массе чугуна; $W_{\text{кор, j}}$ – доля

корольков фракции j в доле $W_{\text{шл, кор}}$; $W_{S, \text{кор, j, ...}}$ – доля серы в корольках фракции j .

Общее количество серы в шлаке рассчитывали по уравнению

$$Q_{\Sigma S_{\text{шл}}} = Q_{\text{чуг}} W_{\text{шл, кор}} W_{S_{\text{шл}}}, \quad (3)$$

где $W_{S_{\text{шл}}} = 1 - W_{\text{кор}}$ – доля серы в шлаке с корольками.

Для определения общего количества серы, находящейся в чугуне, сначала необходимо определить массу металла в ковше, откорректировав ее с учетом перехода части металла в шлак в виде оксидов железа и корольков по уравнению

$$Q'_{\text{чуг}} = Q_{\text{чуг}} - Q_{\text{Fe}_{\text{шл}}} - Q_{\text{кор}}, \quad (4)$$

где $Q_{\text{чуг}}$ – исходная масса чугуна в ковше; $Q_{\text{Fe}_{\text{шл}}}$ – количество железа, перешедшего в шлак в виде оксидов; $Q_{\text{кор}}$ – количество железа, перешедшего в шлак в виде корольков.

Количество железа чугуна $Q_{\text{Fe}_{\text{шл}}}$, которое окисляется и переходит в шлак в виде оксидов FeO и Fe₂O₃, определяли по следующему уравнению:

$$Q_{\text{Fe}_{\text{шл}}} = Q_{\text{шл, кор}} W_{\text{шл}} \times \left(\frac{(W_{\text{FeO}_{\text{шл}}} - W_{\text{FeO}_{\text{л. шл}}}) X_{\text{Fe}}}{M_{\text{FeO}}} + \frac{W_{\text{Fe}_2\text{O}_3_{\text{шл}}} 2X_{\text{Fe}}}{M_{\text{Fe}_2\text{O}_3}} \right), \quad (5)$$

где $W_{\text{FeO}_{\text{шл}}}$ и $W_{\text{FeO}_{\text{л. шл}}}$ – доля FeO в шлаке конкретного образца и в доменном шлаке соответственно; $W_{\text{Fe}_2\text{O}_3_{\text{шл}}}$ – доля Fe₂O₃ в шлаке конкретного образца; $W_{\text{шл}}$ – доля шлака в шлаке с корольками; X_{Fe} – атомная масса железа; M_{FeO} и $M_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$ – молекулярные массы FeO и Fe₂O₃.

Содержание серы в корольках металла (начальное $[S]_н$ и конечное $[S]_к$) различного фракционного состава в шлаке до $(S)_н$ и после $(S)_к$ обработки чугуна гранулированным магнезием в условиях Тонгхуанского, Жичжаосского и Юаньлийского металлургических комбинатов

№ п/п	Содержание серы, %, при размере корольков											
	> 5 мм				3 – 5 мм				2 – 3 мм			
	$(S)_н$	$(S)_к$	$[S]_н$	$[S]_к$	$(S)_н$	$(S)_к$	$[S]_н$	$[S]_к$	$(S)_н$	$(S)_к$	$[S]_н$	$[S]_к$
1	8,15	17,27	0,049	0,42	2,51	2,74	0,049	0,50	2,25	2,24	0,059	0,73
2	38,70	7,81	0,022	0,24	12,70	17,50	0,026	0,35	6,49	9,36	0,038	0,53
3	15,70	4,77	0,029	0,22	11,00	4,03	0,035	0,60	6,65	2,24	0,028	0,88
4	29,80	28,23	0,066	1,32	5,00	18,90	0,056	1,22	2,54	9,20	0,084	1,46
5	8,96	9,78	0,060	0,99	0,81	3,28	0,060	0,99	0,56	2,70	0,099	0,76
6	1,18	0,19	0,101	–	1,11	1,62	0,095	0,27	0,71	2,30	0,190	0,28
7	0,21	2,51	0,160	0,17	0,18	3,01	0,120	0,34	0,19	3,32	0,200	0,76
8	0,19	5,33	–	0,45	1,43	5,53	0,290	1,12	1,04	4,03	0,410	1,25
	1 – 2 мм				0,14 – 1 мм				< 0,14 мм			
	$(S)_н$	$(S)_к$	$[S]_н$	$[S]_к$	$(S)_н$	$(S)_к$	$[S]_н$	$[S]_к$	$(S)_н$	$(S)_к$	$[S]_н$	$[S]_к$
1	5,03	3,50	0,042	0,95	5,60	3,78	0,042	1,15	1,06	0,66	0,05	1,88
2	5,03	13,62	0,039	0,73	2,78	5,24	0,049	1,18	3,83	0,78	0,07	1,25
3	5,41	4,26	0,024	1,09	1,42	4,08	0,031	1,93	0,23	0,46	0,05	3,10
4	2,85	11,41	0,098	1,76	1,22	5,03	0,097	2,37	0,15	1,12	0,13	4,92
5	1,13	6,09	0,059	1,21	1,29	4,98	0,105	1,62	0,29	0,56	–	2,10
6	0,94	4,41	0,136	0,45	0,42	2,38	0,185	1,05	0,07	0,56	–	2,98
7	0,64	11,13	0,120	1,19	0,39	8,59	0,130	1,45	0,05	1,41	–	2,83
8	2,35	10,27	0,400	2,29	1,80	6,28	1,500	2,40	0,37	1,77	–	2,90

Величину $Q_{кор}$ вычисляли по формуле

$$Q_{кор} = Q_{шл, кор, i} W_{кор}, \quad (6)$$

где $W_{кор}$ – доля корольков в шлаке с корольками.

Тогда, используя вычисленную конечную массу чугуна по уравнению (4), определим концентрацию серы в нем:

$$Q_{\Sigma S_{чуг}} = Q'_{чуг} W_{S_{чуг}}; \quad (7)$$

здесь $W_{S_{чуг}}$ – доля серы в чугуне.

Аналогично рассчитываем общее количество серы в ковше после обессеривания чугуна магнезиом:

$$Q_{\Sigma S, Mg} = Q_{\Sigma S_{кор, Mg}} + Q_{\Sigma S_{шл, Mg}} + Q_{\Sigma S_{чуг, Mg}}, \quad (8)$$

где $Q_{\Sigma S_{кор, Mg}}$ – общая масса серы в корольках после десульфурации; $Q_{\Sigma S_{шл, Mg}}$ – общее количество серы в шлаке после десульфурации; $Q_{\Sigma S_{чуг, Mg}}$ – общее количество серы в чугуне после десульфурации с учетом корректировки его массы.

Для корректности сравнения общего количества серы в ковше до и после десульфурации воспользуемся показателем удельной массы, т.е. определим массу серы

на одну тонну чугуна: до обработки $W_{\Sigma S} = \frac{Q_{\Sigma S}}{Q_{чуг}}$; после

обработки $W_{\Sigma S, Mg} = \frac{Q_{\Sigma S, Mg}}{Q_{чуг, Mg}}$.

Если значение соотношения общего удельного количества серы в ковше до и после десульфурации чугуна магнезиом меньше единицы $\left(\frac{W_{\Sigma S, Mg}}{W_{\Sigma S}} < 1\right)$, следовательно, часть серы выносится восходящими потоками из ковша. Тогда концентрация серы, уносимая в газовую фазу, для конкретного эксперимента составит

$$\Delta S_i = \frac{1 - W_{\Sigma S, Mg}}{W_{\Sigma S, Mg}} \cdot 100 \text{ \%}.$$

Результаты расчетов баланса серы по экспериментальным обработкам заносим в табл. 3. При анализе полученных результатов следует отметить, что несмотря на различную емкость ковшей, данные о массе серы на тонну чугуна мало отличались между собой.

Уменьшение массы серы в ковшах после обессеривания достигает половины от исходной величины. Из анализа результатов исследования (табл. 3) следует, что

Таблица 3

Балансовые характеристики проведенных экспериментов

Показатель	Значение показателя для образца							
	1	2	3	4	5	6	7	8
$Q_{\text{чугн}}, \text{ т}$	140	59	50	58	45	45	46	46
$W_{\text{мас}, i} = \frac{Q_i}{\sum_{i=1}^8 Q_i}$, доли единицы	0,2863	0,1207	0,1022	0,1186	0,0920	0,0920	0,0941	0,0941
Отношение массы шлака с корольками к массе чугуна, %	2,85	1,21	0,72	0,49	0,49	0,49	0,12	2,44
$Q_{\Sigma\text{S}} \cdot 10^4$, т серы	528,760	136,498	111,070	227,190	90,822	177,619	147,489	218,918
$Q'_{\Sigma\text{S}} \cdot 10^{-4}$, $\frac{\text{т серы}}{\text{т чугуна}}$	3,7769	2,3135	2,2214	3,9171	2,0183	3,9471	3,2063	4,7591
$Q_{\Sigma\text{S}, \text{Mg}} \cdot 10^4$, т серы	229,851	60,203	63,091	89,720	44,926	137,860	49,387	160,160
$Q'_{\Sigma\text{S}, \text{Mg}} \cdot 10^{-4}$, $\frac{\text{т серы}}{\text{т чугуна}}$	1,6418	1,0204	1,2618	1,5469	0,9984	3,0636	1,0736	3,4817
$\Delta Q'_{\Sigma\text{S}} \cdot 10^{-4}$, $\frac{\text{т серы}}{\text{т чугуна}}$	-2,1351	-1,2931	-0,9596	-2,3702	-1,0199	-0,8835	-2,1327	-1,2774
$\frac{Q'_{\Sigma\text{S}, \text{Mg}}}{Q'_{\Sigma\text{S}}}$, доли единицы	0,4347	0,4411	0,5680	0,3949	0,4947	0,7762	0,3349	0,7316
$\Delta S_i = \frac{-\Delta Q'_{\Sigma\text{S}} \cdot 10^4}{Q'_{\Sigma\text{S}} \cdot 10^4} \cdot 100 \%$	56,53	55,89	43,20	60,51	50,53	22,38	66,51	26,84

Примечание. Образец 1 – обработка чугуна Тонгхуанского МК; 2 – 4 – Жичжаосского МК; 5 – 8 – Юаньлийского МК.

уменьшение массы шлака после обработки чугуна магнием незначительно увеличивает концентрацию серы, уносимой отходящими газами. Наибольшее значение 66,5 % соответствует минимальному количеству шлака 0,12 % (образец 7, табл. 3). В ряде экспериментов количество серы, растворенной в корольках, превысило аналогичный показатель в шлаке.

Учитывая массовую долю серы каждого эксперимента $W_{\text{мас}, i}$ по формуле

$$\Delta S_{\text{ср}} = \sum_{i=1}^8 \Delta S_i W_{\text{мас}, i}$$

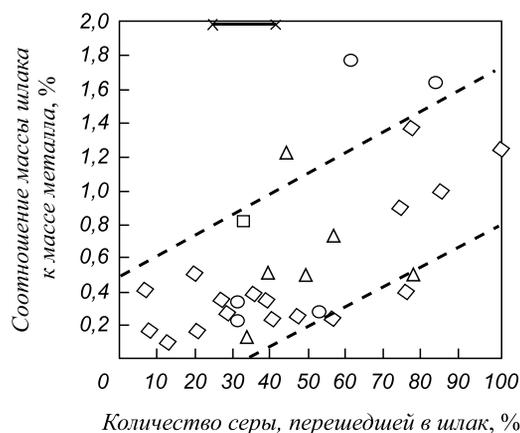
где ΔS_i – концентрация серы, выносимая газовым потоком, %, определили среднее количество серы, уносимой с отходящими потоками. Эта величина составляет $\Delta S_{\text{ср}} = 50,02 \%$.

Результаты этой работы сравнили с данными баланса серы, полученного в ходе промышленных обработок чугуна на заводах Донецком металлургическом [15], «Криворожсталь» [16], в Гамильтоне (Канада) [13] (см. рисунок), а также в ходе лабораторных исследований [12].

Из рисунка видно, что количество серы, перешедшее в шлак, увеличивается с ростом объема шлака в ковше. Данные, полученные в настоящей работе, хорошо согласуются с промышленными результатами других авторов. Определенный разброс данных можно объяснить погрешностью при измерении количества

шлака в ковше. Эту величину определяли исходя из высоты шлакового слоя и площади горловины ковша. При построении графика использовали обработки с содержанием шлака в ковше не более 1,8 % от массы чугуна.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что вынос сульфидов из металла с пылегазовой фазой уменьшается с ростом количества шлака в ковше. Данные промышленных обработок чугуна гранулированным магнием, использованные в настоящей работе, показали, что при достижении количества шлака в ковше более 1,8 %



Зависимость количества перешедшей серы в шлак от соотношения массы шлака к массе чугуна по данным различных источников:
 ◇ – [16]; □ – [13]; ○ – [15]; × – лабораторные исследования [12];
 △ – результаты настоящей работы

от массы чугуна практически вся удаленная из металла сера переходит в шлак. Эта величина будет меняться с изменением технологических параметров процесса десульфурации чугуна: интенсивностью продувки, размером образующихся пузырей, скоростью их всплывания, удельным расходом магния, начальным содержанием серы, составом и свойств ковшового шлака и прочими показателями. Косвенными подтверждениями этого вывода являются результаты лабораторных исследований [12] (см. рисунок). Количество шлака в ходе этих экспериментов оставалось равным 2 % от массы металла. Как видно из рисунка, эти результаты значительно отличаются от полученных в промышленных условиях.

Производственная практика показывает, что в ковшах после десульфурации бывает различное количество шлака, превышающее приведенное на рисунке. Так, по данным авторов работы [16], полученных на заводе «Криворожсталь» при десульфурации магния в ковшах без предварительного скачивания шлака, количество шлака было больше 2 %, а в некоторых обработках превышало 10 %. Расчет баланса серы для этих промышленных обработок показал, что вся удаленная из чугуна сера переходит в шлак. Причем в ряде случаев расчетное количество перешедшей серы в шлак превышало количество серы, удаленной из чугуна. Это, по-видимому, связано с тем, что при значительном увеличении количества шлака в ковше растет и погрешность в определении массы шлака.

Выводы. С использованием результатов промышленных обработок чугуна гранулированным магнием на заводах Китая был изучен механизм межфазного распределения серы. Предложен расчет баланса серы, который учитывает не только переход элементов из металла в шлак, но и влияние таких показателей, как изменение массы чугуна в ковше, связанное с окислением железа и образованием корочек металла в шлаке, а также увеличение количества растворенной в корочках серы. Расчетно оценены закономерности распределения серы в системе чугун–шлак–газовая атмосфера при различном количестве ковшового шлака. Результаты расчетов сравнили с данными баланса серы, полученными различными авторами в ходе промышленных и лабораторных обработок чугуна магнием. Различия в технологических параметрах процесса десульфурации чугуна магнием в промышленных и лабораторных условиях

обеспечили значительное расхождение результатов. Все производственные данные хорошо коррелируют между собой. Вынос сульфидов магния из чугуна с пылегазовой фазой уменьшается с ростом количества шлака в ковше. В обработках с количеством шлака в ковше более 1,8 % от массы металла практически вся удаленная из чугуна сера переходит в ковшовый шлак.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. В 4-х т. 3-е изд. перераб. и расш. / Л.В. Гурвич, И.В. Вейц, В.А. Медведев и др. – М.: Наука, 1978. – 560 с.
2. Гольдштейн Н.Л. Краткий курс теории металлургических процессов: Учебное пособие для вузов. – Свердловск: Metallurgizdat, 1961. – 334 с.
3. Меджибожский М.Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. – Киев, Донецк: Вища школа. Головное изд-во, 1986. – 280 с.
4. Попель С.Н., Сотников А.Н., Бороненков В.М. Теория металлургических процессов: Учебное пособие для вузов. – М.: Metallurgia, 1986. – 463 с.
5. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов: Учебное пособие для вузов / Григорян В.А., Стомахин А.Я., Пономаренко А.Г. и др. – М.: Metallurgia, 1989. – 2278 с.
6. Irons G.A., Guthrie R.L.L. // Metallurgical Transactions. 1981. Vol. 12B, December. P. 755.
7. Мачикин В.И., Иванов А.К., Стадоновский Е.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1976. № 4. С. 29 – 32.
8. Ткач Н.Т., Курилова Л.П. и др. // Библиографический указатель ВИНТИ. 1981. № 6. С. 141.
9. Rudenko A.L., Shevchenko A.F., Vergun A.S. // Proceedings of the 7th International Conference MMT. 2012. Israel, August 20 – 23. P. 120 – 129.
10. Воронова Н.А., Привалов В.В., Апрецова Э.Г. и др. // Металлургия. 1978. № 5. С. 19 – 25.
11. Мачикин В.И., Зборщик А.Н., Стадоновский Е.Н. Повышение качества черных металлов. – Киев: Техника, 1981. – 160 с.
12. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Чубин К.И. // Теория и практика металлургии. 2008. № 1. С. 3 – 7.
13. Воронова Н.А. // Черная металлургия. Бюл. научно-технич. инф. 1976. № 12. С. 3 – 23.
14. Вергун А.С., Людская П.С., Шевченко А.Ф., Руденко А.Л. // Металознавство та термічна обробка металів. 2007. № 1. С. 62.
15. Мачикин В.И., Складановский Е.Н. // Сталь. 1979. № 4. С. 251 – 254.
16. Исследование влияния количества, состава и свойств ковшового шлака на кинетику десульфурации чугуна магнием в ковше: Отчет о НИР Л – 77 – 76. № 76009385. ИЧМ, 1976.

© 2014 г. Руденко А.Л.

Поступила 20 ноября 2013 г.

IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 8. Vol. 57, pp. 13–18.

THE ANALYSIS OF PATTERNS OF INTERPHASE SULFUR DISTRIBUTION IN THE INJECTION TREATMENT OF IRON WITH MAGNESIUM

Rudenko A.L., *Cand. Sci. (Eng.), Research associate*
(office.isi@yandex.ru)

Institute of Ferrous Metallurgy named after Nekrasov Z.I., Ukrainian National Academy (1, Ak. Starodubova sq., Dnepropetrovsk, 49050, Ukraine)

Abstract. In order to clarify the mechanism of interfacial distribution and determine the balance of sulfur, the data from the full-scale experiments of magnesium desulfurization were used. While making up the sulfur balance, in addition to elements transfer from metal into the slag, the impact of the following factors was taken into the account – the change of molten metal mass in the ladle due to the iron oxidation

and generation of the metal droplets in the slag, as well as the increase of dissolved sulfur in the iron droplets. The calculated results were compared to various experimental data of the quantity of sulfur loss by upward streams. The dependence of sulfur loss degree from the slag amount and technological parameters of magnesium desulfurization of molten metal were determined.

Keywords: desulfurization, injection, waste gas, ladle slag.

REFERENCES

1. Gurvich L.V., Veits I.V., Medvedev V.A. etc. *Termodinamicheskie svoystva individual'nykh veshchestv* [Thermodynamic properties of individual substances]. Vols. 1–4. Moscow: Nauka, 1978. 560 p. (In Russ.).
2. Gol'dshtein N.L. *Kratkii kurs teorii metallurgicheskikh protsessov* [A short course in the theory of metallurgical processes]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1961. 334 p. (In Russ.).
3. Medzhibozhskii M.Ya. *Osnovy termodinamiki i kinetiki staleplavil'nykh protsessov* [Fundamentals of thermodynamics and kinetics of steelmaking processes]. Kiev, Donetsk: Vishha shkola. Golovnoe izd-vo, 1986. 280 p. (In Russ.).
4. Popel' S.N., Sotnikov A.N., Boronenkov V.M. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov* [Theory of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1986. 463 p. (In Russ.).
5. Grigoryan V.A., Stomakhin A.Ya., Ponomarenko A.G. etc. *Fiziko-khimicheskie raschety elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Physico-chemical calculations of EAF processes]. Moscow: Metallurgiya, 1989. 2278 p. (In Russ.).
6. Irons G.A., Guthrie R.I.L. *Metallurgical Transactions*. 1981. Vol. 12B, December, pp. 755.
7. Machikin V.I., Ivanov A.K., Stadonovskii E.I. Some features of mass exchange processes during external desulphurization with magnesium. *Izv. vuz. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1976, no. 4, pp. 29–32. (In Russ.).
8. Tkach N.T., Kurilova L.P. etc. *Bibliograficheskii ukazatel' VINITI*. 1981. Vol. 6, pp. 141. (In Russ.).
9. Rudenko A.L., Shevchenko A.F., Vergun A.S. Proceedings of the 7th International Conference MMT. 2012. Israel, August 20–23, pp. 120–129.
10. Voronova N.A., Privalov V.V., Apretova E.G. etc. *Metallurgiya*. 1978, no. 5, pp. 19–25. (In Russ.).
11. Machikin V.I., Zborshchik A.N., Stadonovskii E.N. *Povyshenie kachestva chernykh metallov* [Improvement of the quality of ferrous metals]. Kiev: Tekhnika, 1981. 160 p. (In Russ.).
12. Chernyatevich A.G., Sigarev E.N., Chubin K.I. Specific kinetics of pig iron desulphurization with injection of dispersed magnesium. *Teoriya i praktika metallurgii*. 2008, no.1, pp. 3–7. (In Russ.).
13. Voronova N.A. *Chernaya metallurgiya. Byul. nauchno-tekhnich. inf.* 1976, no.12, pp. 3–23. (In Russ.).
14. Vergun A.S., Lyudnaya P.S., Shevchenko A.L. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv*. 2007, no.1, p. 62. (In Ukr.).
15. Machikin V.I., Stadonovskii E.N. *Stal'*. 1979, no. 4, pp. 251–254. (In Russ.).
16. *Issledovanie vliyaniya kolichestva, sostava i svoystv kovshevogo shlaka na kinetiku desul'furatsii chuguna magniem v kovshe: Otchet o NIR L – 77 – 76*. [Investigation of the influence of quantity, composition and properties of ladle slag on the kinetics of magnesium desulphurization in the ladle: A Research report–77–76.]. no. 76009385. IChM, 1976. (In Russ.).

Received November 20, 2013

УДК 669.046

ПРОАКТИВНЫЕ РЕМОНТЫ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ

Коротков В.А., д.т.н., профессор (vk@udgz.ru)

Нижнетагильский технологический институт -
филиал Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина
(622031, Россия, Свердловская область, г. Нижний Тагил, ул. Красногвардейская, 59)

Аннотация. Проактивные ремонты предполагают меры по замедлению образования дефектов (трещин, износа), вызывающих их проведение. В этом случае увеличивается послеремонтная наработка механизмов, что существенно снижает ремонтные расходы и простои. Приведены результаты проактивных ремонтов на некоторых уральских предприятиях.

Ключевые слова: ремонт, упрочнение, проактивные ремонты.

В металлоемкой металлургической отрасли ремонтные потери (в денежном и временном выражениях) составляют значительную величину, поэтому их сокращение представляет актуальную задачу.

Во время ремонтных остановок производства выполняется ревизия механизмов с определением недопустимых дефектов, после чего проводится непосредственно ремонт, т.е. замена забракованных деталей новыми. Массивные части оборудования (корпуса прессов и дробилок, крышки мельниц, траверсы и др.) не заменяются, но выполняются работы по устранению имеющихся дефектов (трещины, износ).

С 90-х годов при ремонтах стала применяться вибродиагностика, т.е. определение дефектов по вибра-

ционному фону, создаваемому работающим оборудованием. Она в значительной мере сокращает ревизионные простои, связанные с разборкой и осмотром механизмов. Кроме того, вибродиагностика позволяет сократить складские запасы запчастей, так как состояние механизмов непрерывно отслеживаются, поэтому закупают только необходимое.

Если опустить совершенствование технологий сборки-разборки, чем занимаются постоянно, то для дальнейшего сокращения ремонтных затрат остается одно средство – увеличение послеремонтной наработки оборудования. Это достигается мерами по замедлению образования дефектов (трещин, износа), вынуждающих к замене деталей. Ремонты, выпол-

няемые с их применением, называют проактивными ремонтами.

Работы по замедлению образования трещин и износа могут вестись по трем направлениям:

- уменьшение интенсивности внешнего воздействия;
- снижение пиковой (от вибраций, ударов и др.) составляющей во внешнем воздействии;
- упрочнение рабочих поверхностей.

В настоящей работе приводится обзор проактивных ремонтов, выполненных на уральских заводах инновационным предприятием ООО «Композит», созданном в 1990 г. при Нижнетагильском филиале Уральского федерального университета, работа которого отмечена грамотами Правительства РФ и Федерального агентства Роспатент.

Уменьшение интенсивности внешнего воздействия

Внешний фактор, вызывающий износ или появление трещин, в конечном счете, зависит от мощности оборудования. Но ее снижение влечет падение производительности. Тем не менее, такой путь возможен, если годовая выработка оборудования, эксплуатирующегося с меньшей нагрузкой за счет малых ремонтных простоев, окажется больше, чем в случае работы с большой нагрузкой и значительными ремонтными простоями [1].

Уменьшения разрушающего действия внешнего фактора без снижения мощности добиваются рациональным конструированием по уменьшению его сосредоточенности, т.е. более равномерным распределением рабочих напряжений и т.п.

В корпусе 12-м штампа для формовки труб большого диаметра вдоль продольной оси после относительно непродолжительной эксплуатации образовалась магистральная трещина. Ее заварка без дополнительных мер по «усилению» конструкции представлялась ненадежной. Тогда был выполнен анализ напряженного состояния конструкции и установлено, что уровень эквивалентных напряжений по линии излома (рис. 1) резко снижается в результате изменения всего лишь угла расположения нижних ребер жесткости [2]. Последующая эксплуатация модернизированного во время ре-

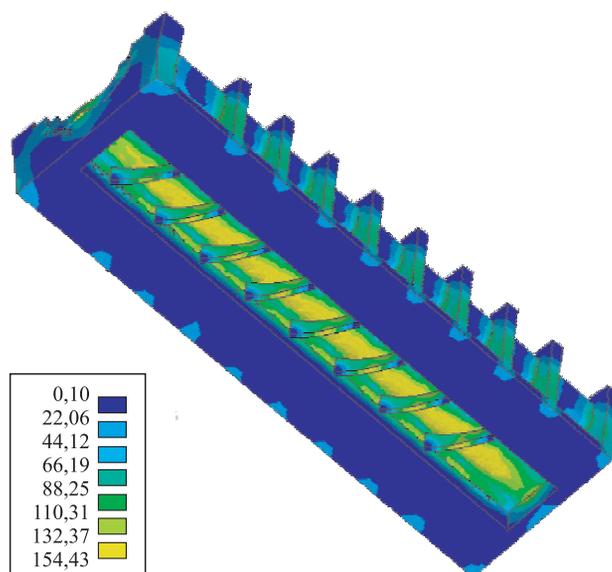


Рис. 1. Штамп для формовки труб большого диаметра с наклонным расположением ребер жесткости (в левом углу представлена картина эквивалентных напряжений в МПа)

монтной сварки штампа подтвердила справедливость найденного решения.

Подобное произошло с новой траверсой пресса. В ней трещины появились в продольных швах приваривающих наклонные листы, расположенные в «тамбурах» длиной по 600 мм (по одному с каждого края траверсы), сформированных внутренними поперечными диафрагмами. Их ремонтная заварка, выполненная с предварительной разделкой, оказалась еще менее успешной – трещины появились сразу после сварки, до начала эксплуатации. Траверса представляет собой балку коробчатого сечения длиной 13,34, высотой 1,4 и шириной 2,4 м; материал – сталь повышенной прочности марки 09Г2С. При сварке угловые сварочные деформации швов создают упругую деформацию листов, т.е. прогиб, который штриховой линией показан на рис. 2. В результате листы уподобляются взведенной пружине, энергия которой создает разрушающее швы усилие. Чтобы не допустить этого, наружные вертикальные листы скреплены ребрами жесткости по 10 штук на каждой стороне. Наклонные же листы оказались не скрепленными. Приварка в тамбурах по малой перегородке

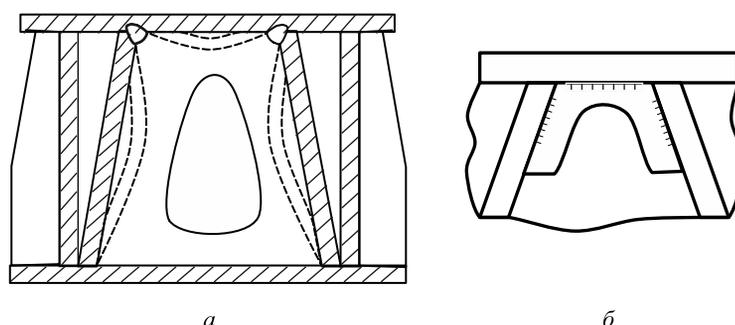


Рис. 2. Поперечное сечение «тамбура» траверсы пресса 3,57 тыс. т (а) и малая перегородка в нем (б), скрепляющая наклонные листы

(рис. 2, б) предупредила появление упругой деформации листов и возникновение трещин [3].

Сброс излишнего давления в доменной печи производится через атмосферный клапан. Для замедления изнашивания контактных поверхностей потоком запыленного разогретого газа на металлургическом комбинате применяли твердосплавную (HRC 55) наплавку, которая затем подлежала трудоемкой шлифовке. Анализ показал, что износ происходит из-за неплотного прилегания контактных поверхностей, когда клапан закрыт. Тогда было решено применить уплотнение стыка огнеупорным асбестом (рис. 3). Истечение газов через неплотное прилегание уменьшилось настолько, что без ущерба стойкости перешли на менее твердую (HRC 35) наплавку, обрабатываемую точением, что существенно снизило трудоемкость ремонта клапана [4].

Снижение пиковой составляющей во внешнем воздействии

Пиковая составляющая нагрузки в одних случаях является неизбежной (например, в работе молота), но в других она может появляться от неполадок в работе оборудования. На машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) устройство подшипникового узла роликов было таково, что из-за перебоев в смазке их вращение могло временно прекращаться, что приводило к появлению «лысок», вынуждающих проводить преждевременную замену роликов. После того как вращение роликов с осями заменили вращением бочки ролика на неподвижной оси, заклинивание роликов устранилось, как следствие, стойкость их возросла примерно в 2,5 раза [5].

Пиковые составляющие в нагрузке часто создают вибрация. На металлургическом комбинате был пущен в эксплуатацию вакууматор с плоским днищем. В нем закрепляли два патрубка, опускающиеся в расплав стали. Через один происходило всасывание расплава в вакууматор, а через другой осуществлялся слив расплава обратно в ковш. Всасывающий патрубок при работе создавал вибрацию, которая быстро разрушала огнеупорную футеровку, и вакууматор выводился в ремонт. Были разработаны усиливающие элементы (рис. 4),

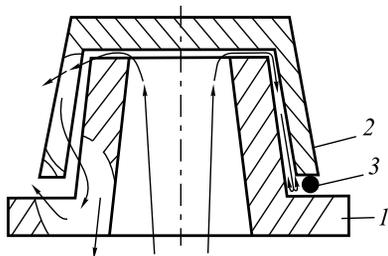


Рис. 3. Клапан доменной печи:

1 – седло; 2 – крышка; 3 – уплотнение; в левой части – образование продувов при неплотном прилегании, в правой части – применение уплотнения

снизившие вибрацию, в результате чего стойкость вакууматора увеличилась вдвое, и вдвое же снизилась себестоимость вакуумирования [6].

Упрочнение рабочих поверхностей

Известно, что отказы, связанные с износом, составляют около 80 % в общем числе отказов оборудования. Поэтому меры по снижению износа рабочих поверхностей вносят наиболее ощутимый вклад в увеличение послеремонтной наработки. Эффективно снижают износ наплавка и термическое упрочнение, которые широко использует в своей деятельности ООО «Композит». Следует заметить, что применение упрочнения для сокращения ремонтов, по сути дела есть проведение опытно-конструкторской работы, результаты которой должны представлять значительный интерес для конструкторов, но на практике, к сожалению, это встречается не часто.

Наплавка. Гидростанции из плунжерных насосов (Г-301, Г-305) обслуживают работу прессов различной мощности и назначения. Создаваемое высокое (около 300 атм.) пульсирующее давление вызывает кавитацию, которая, дополняясь механическими, коррозионными и эрозийными повреждениями, приводит к быстрому выходу из строя плунжеров. Насосы с плунжерами из углеродистой стали марки 45 в нормализованном состоянии с твердостью HB 180 дают течь и нуждаются в ремонте всего через 20 суток. В 70 – 80 гг. стали применять азотирование плунжеров. Поскольку углеродистая сталь при азотировании упрочняется незначительно, то ее заменили легированной (38ХМЮА, 38Х2Ю). В результате поверхностную твердость увеличили до HV 760, что дало повышение срока службы (с двумя ремонтными шлифовками) примерно до одного года.

ООО «Композит» в начале 90-х годов приступил к наплавке плунжеров, которая сопровождалась искривлением, исключающим их дальнейшее применение. Оптимизацией технологии добились снижения наплавочных деформаций, а, благодаря толстому (3,5 – 4,0 мм)

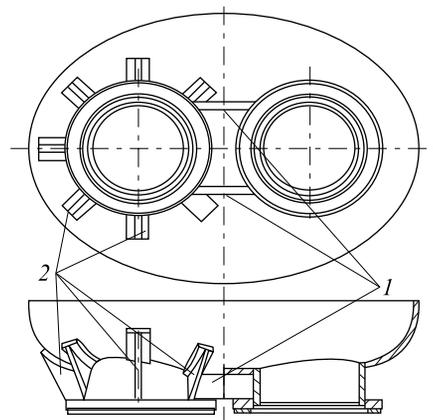


Рис. 4. Устранение вибрации всасывающего патрубка вакууматора применением «распорок» (1) и «косынок» (2)

слою наплавки (рис. 5), небольшой остаточный изгиб устранялся при обточке наплавленного слоя. Первоначально применяли аустенитную наплавочную проволоку Св-08Х20Н9Г7Т с невысокой твердостью, которую увеличивали обкаткой шариком до HV 350 – 400 с одновременным снижением шероховатости до $Ra = 0,63$. Производственные испытания показали, что стойкость наплавленных плунжеров не уступает стойкости азотированных. Но возможность восстановления изношенных плунжеров для повторного употребления делала наплавку аустенитной сталью предпочтительнее азотирования.

Новая наплавочная проволока 40Х16РТ [7] с повышенной твердостью HRC 58 на плунжерах насосов Г-305 увеличила их наработку в 3 раза. Рост срока эксплуатации за счет увеличения стойкости и повторных наплавки стал вызывать усталостные поломки плунжеров по кольцевой проточке. В связи с этим проведена модернизация крепления плунжера [8]. Вместо кольцевой канавки, представляющей опасный концентратор напряжений, на приводном конце плунжера делают-

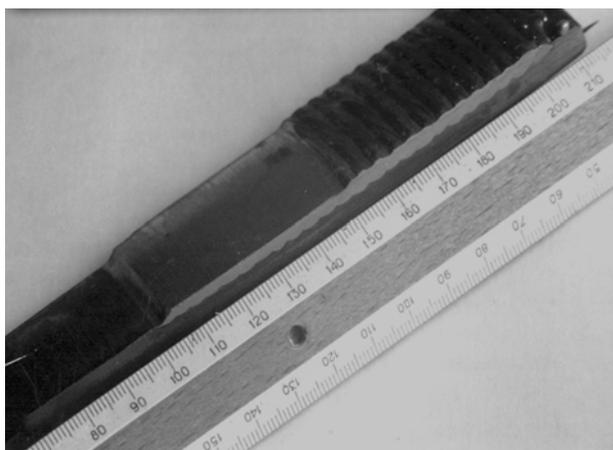


Рис. 5. Макрошлиф слоя наплавки на плунжере насоса высокого давления

ся три засверловки через 120° по длине окружности. В них помещают шары, через которые передается приводное усилие на плунжер. Три засверловки представляют собой меньший концентратор напряжений, чем прямоугольная кольцевая канавка. Применение шаров вместо кольца делает узел самоустанавливающимся, в котором рабочие нагрузки распределяются равномерно. Это устранило усталостные поломки плунжеров.

Плунжеры прессов представляют собой тяжелые цилиндры массой 5 – 45 т, изготовленные из углеродистой стали (типа 50), из-за коррозии и кавитации быстро (в течение года эксплуатации) выходят из строя. Повреждения поверхности оказываются столь значительными, что ремонтная проточка производится на 5 – 10 мм. С каждым ремонтом из-за уменьшения диаметра плунжера снижается рабочее усилие прессы, что вызывает падение его производительности. В 60-х гг. для увеличения стойкости плунжеров стали применять наплавку твердой (HV 380) хромистой сталью марки 20Х13, но из-за склонности к образованию сварочных трещин она не получила распространения. Вместо нее освоили наплавку аустенитной сталью марки 08Х19Н10. Твердость наплавленного слоя в этом случае существенно ниже (HV 200), но в нем не образуется сварочных трещин. Износ плунжеров с аустенитной наплавкой ниже, чем не наплавленных, но, как и ненаплавленные, они нуждаются в ежегодной ремонтной проточке. В связи с этим была разработана хромистая коррозионно-стойкая наплавочная проволока Св-12Х15Г2 с высокой (HV 400) твердостью, но не склонной к образованию трещин. В результате ее применения наплавленные плунжеры в 4 – 5 раз увеличивают наработку [9].

Сведения о производстве наплавленных плунжеров насосов высокого давления и плунжеров прессов приведены в таблице.

Разновидностью наплавки является электроискровое легирование (ЭИЛ). Его отличительная особен-

Производство в ООО «Композит» наплавленных плунжеров по годам

Наименование	Количество наплавленных плунжеров в					
	2006 г.	2007 г.	2008 г.	2009 г.	2010 г.	2011 г.
Плунжеры насосов:						
Г-301	92	24	17	–	50	55
Г-305	169	69	13	10	60	60
УНБТ-950	42	42	13	–	12	38
TWS	–	–	171	238	173	118
Другие	20	23	72	–	–	30
Плунжеры прессов диаметром:						
более 500 мм	11	12	3	5	27	41
менее 500 мм	2	3	5	4	7	16
Гидроцилиндры прессов	8	2	8	2	2	18
Клапанные коробки и корпуса насосов	40	74	16	8	17	23

ность в том, что толщина (0,01 – 0,15 мм) наносимого слоя строго определяется режимом. Это позволяет без последующей шлифовки восстанавливать места под подшипники качения. В середине 90-х годов на ферросплавном заводе из-за перехода на дробление более мелкой фракции ускорился износ эксцентриковых валов, часть из которых (с износом до 0,2 мм на диаметр) было решено восстановить методом ЭИЛ. Эксплуатация показала, что наработка валов увеличилась не менее чем в 2 раза. В последствие эксцентриковые валы методом ЭИЛ были восстановлены для щековых дробилок СМД-110, СМД-117, СМД-118, ЩДП-12×15; для грохота фирмы «Сандвик»; для бурового насоса УНБ-600. Кроме того восстанавливали посадочные места на валах «редуктора подъема» экскаватора ЭКГ-10, на валу-шестерне привода мельницы МШР 36×40, на приводном валу дробилки Д2Г 900×700, на 4-х валах шахтных подъемных машин, в редукторе (массой около 30 т) привода головной звездочки обжиговой машины и др. [10]. В настоящее время в Молдавии возобновлено производство установок ЭИЛ (под маркой Alier), причем в результате их усовершенствования максимальная толщина наносимого покрытия увеличилась с 0,15 до 0,30 мм.

Муфты и приводные шпиндели прокатных станов работают с высокой динамической нагрузкой, которая, в некоторых случаях быстро (в течение месяца) выводит их из строя. Твердая наплавка выкрашивается, поэтому прибегают к частой наплавке мягким наплавочным материалом. С целью повышения стойкости разработана технология наплавки чередующимися твердыми и мягкими участками, что в 2 – 3 раза продлевает срок службы наплавленных деталей. Например, универсальные шпиндели (сталь марки 40ХН2МА, 6 т) крупносортового стана из-за износа ежегодно растачивались на ремонтный размер. Для восстановления размеров провели комбинированную наплавку с использованием

проволоки Св-18ХГ1С1, твердость (НВ 270) которой выше твердости (НВ 240) основного металла, но не настолько, чтобы создать трудности при механообработке. В эксплуатации шпиндели (рис. 6) находились 2 и 3 года, что в 2 – 3 раза больше обычного их срока службы до ремонтной расточки.

Плазменная закалка. Закалку как средство снижения износа совершенствовали путем применения высококонцентрированных источников поверхностного нагрева, в том числе газопламенного, в электролите, ТВЧ, лазерным лучом и др. В 80-х гг. XX в. для поверхностной закалки начали использовать плазменную дугу. Однако интерес к ней в 90-х гг. стал снижаться, так как практическое применение осложнялось из-за высокой чувствительности качества закалки к настройке режима. Новый импульс плазменная закалка получила с разработкой в 2002 г. в ООО «Композит» установки УДГЗ-200. В ней удалось стабилизировать тепловое воздействие дуги на поверхность, и сделать возможным выполнение закалки вручную. Не смотря на неизбежные при этом колебания скорости и длины дуги, закаленный слой получается стабильным, а поверхность – без оплавления. В век «безлюдных» производств разработка ручной технологии может показаться ошибочной. Но это не так. Ручные технологии благодаря универсальности демонстрируют «живучесть». С разработкой установки УДГЗ-200 закалка стала доступнее. Теперь закаливается то, что было не возможно. При этом она удобно используется в составе автоматов.

Суммируя исследования, проведенные по плазменной закалке установкой УДГЗ-200 [11 – 15], можно отметить следующее. Дуга оставляет на поверхности закаленные полосы шириной 8 – 12 мм, которые сварщик располагает с некоторым перекрытием. Они окрашены «цветами побежалости» (рис. 7), т.е. покрыты тонкой пленкой оксидов, которые не оказывают существенно-



Рис. 6. Универсальный шпиндель прокатного стана с наплавкой



Рис. 7. Пальцы ковша экскаватора с плазменной закалкой

го влияния на шероховатость поверхности в диапазоне $Rz\ 4 - 40$. Плазменная закалка не дает деформаций, благодаря чему закаленным деталям во многих случаях не требуется финишная шлифовка.

Закалка происходит за счет отвода тепла в тело детали без подачи воды на место нагрева. Поэтому установка УДГЗ-200 применяется на ремонтных площадках, по месту механообработки и эксплуатации деталей, а не только в термических цехах и на специализированных участках. Наличие установки УДГЗ-200 в значительной мере восполняет отсутствие печей для закалки, цементации, азотирования, установок ТВЧ, а также делает закалку экологически чистой и легко осваиваемой.

Твердый (HRC 45 – 65) слой закалки толщиной 0,5 – 1,5 мм многократно увеличивает срок службы крановых рельс и колес, зубчатых и шлицевых соединений, канатных блоков, вырубных, формовочных, вытяжных штампов и др. ответственных деталей. Плазменной закалкой упрочняют низкоуглеродистую сталь марки 20ГЛ, в производственной практике закалке не подлежащую. Благодаря установке УДГЗ-200 увеличена номенклатура закаливаемых изделий и решен ряд важных проблем на ведущих предприятиях Урала. Через 5 лет после разработки установка УДГЗ-200 прошла сертификацию и по ТУ 3862-001-47681378 – 2007 было начато ее промышленное производство. К концу 2012 г. выпущено более 40 установок, которые поставлены на предприятия России, Украины, Казахстана. В 2008 г. установка УДГЗ-200 отмечена серебряной медалью Женеvского салона изобретений и инноваций.

Устранение дефектов в корпусах и массивных деталях оборудования

Корпуса (прессов, дробилок, прокатных клетей и др.) и массивные детали (траверсы, кантовочные линейки прокатных станов и др.) оборудования по понятным причинам затруднительно доставлять на ремонтные заводы, поэтому работы по устранению в них дефектов организуют по месту эксплуатации. Обычно это сварочные работы по заварке трещин и наплавка изношенных поверхностей. Расход сварочных и наплавочных материалов исчисляется сотнями килограммов, поэтому трудоемкость работ высокая. Но простой оборудования не могут быть слишком длительными. Выход обычно находили в том, чтобы трещины заваривать не на всю глубину, а наплавкой восстанавливать не всю толщину износа. Работоспособность этим восстанавливали, но не надолго.

Чтобы повысить производительность сварочно-наплавочных работ ООО «Композит» в конце 90-х гг. впервые в отрасли на таких работах стали применять сварочные полуавтоматы [3, 16]. По сравнению с ручной электродуговой сваркой электродами производительность увеличивается в 2 – 4 раза. Кроме того, были

выработаны экономичные меры по предупреждению трещин, которые обычно сопровождают такие работы, что позволило одновременно повысить их качество [17].

Выводы. Проактивные ремонты направлены на снижение концентрации напряжений и сосредоточенности внешнего воздействия, а также пиковой (от вибраций, ударов и др.) составляющей во внешнем воздействии; на упрочнение рабочих поверхностей. После их проведения оборудование работает не только не хуже, но лучше чем новое, что позволяет говорить об омолаживающем эффекте проактивных ремонтов. Для ускорения ремонтов корпусов оборудования и тяжелых деталей по месту их эксплуатации использованы сварочные полуавтоматы, а для упрочнения рабочих поверхностей – установки электроискрового легирования марки Alieg и ручной плазменной закалки УДГЗ-200.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Орлов П.И. Основы конструирования: Справочно-методическое пособие. В 2-х кн. Кн. 1. / Под ред. П.Н. Учаева. – М.: Машиностроение, 1988. – 560 с.
2. Гончаров К.А., Чечулин Ю.Б. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 7. С. 33 – 38.
3. Коротков В.А., Зотов А.С. // Сварка и диагностика. 2008. № 5. С. 26, 27.
4. Коротков В.А., Чубелов В.А. // Тяжелое машиностроение. 2000. № 7. С. 35, 36.
5. Коротков В.А., Михайлов И.Д., Бабайлов Д.С. // Сварочное производство. 2007. № 1. С. 30, 31.
6. Шекуров А.В., Виноградов С.В. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2005. № 10. С. 14 – 17.
7. Пат. 2293640 РФ. Проволока для наплавки / Коротков В.А., Михайлов И.Д., Агафонов Э.Ж. // Открытия. Изобретения. 2007. № 5.
8. Пат. 78272 РФ. Узел крепления плунжера в насосе высокого давления / Коротков В.А., Агафонов Э.Ж., Михайлов И.Д. // Полезные модели. 2008. № 32.
9. Коротков В.А., Михайлов И.Д., Веснин А.М., Зотов А.С. – В кн.: Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: материалы 10-й Международной науч.-практ. конф.; в 2 ч. Ч. 1. – СПб: Изд-во политехн. ун-та, 2008. С. 184 – 192.
10. Агафонов Э.Ж., Коротков В.А., Шекуров А.В., Ячменев Э.В. // Горный журнал. 2006. № 2. С. 59 – 61.
11. Коротков В.А., Шекуров А.В. // Сварочное производство. 2007. № 8. С. 25 – 29.
12. Ананьев С.П., Коротков В.А. // Вестник машиностроения. 2011. № 8. С. 35 – 37.
13. Коротков В.А., Михайлов И.Д., Агафонов Э.Ж. // Кузнечно-штамповое производство. Обработка металлов давлением. 2009. № 1. С. 40 – 45.
14. Коротков В.А. // Вестник машиностроения. 2009. № 8. С. 87 – 89.
15. Коротков В.А. // Тяжелое машиностроение. 2012. № 1. С. 2 – 5.
16. Коротков В.А. // Сварочное производство. 2004. № 3. С. 32 – 36.
17. Коротков В.А., Михайлов И.Д. // Сварочное производство. 2011. № 7. С. 41 – 48.

PROACTIVE REPAIRS IN STEEL INDUSTRY

Korotkov V.A., Dr. Sci. (Eng.), Professor (vk@udgz.ru)

Nizhny Tagil Institute of Technology (Branch) of the Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (59, Krasnogvardeiskaya str., Nizhny Tagil, Sverdlovsk Region, 622031, Russia)

Abstract. Proactive repairs suggest the measures to slow the formation of defects (cracks, wear), causing their conduct. In this case a post-repair operating time of mechanisms is increased. That reduces significantly repair costs and downtime. The results of the proactive repairs at some of the Ural enterprises are exemplified.

Keywords: repair, strengthening, proactive repairs.

REFERENCES

1. Orlov P.I. *Osnovy konstruirovaniya*. Vols. 1–2. Vol. 1. Uchaev P.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1988. 560 p. (In Russ.).
2. Goncharov K.A., Chechulin Yu.B. Simulation of the stress-strain state of the die for forming of large-diameter pipes. *Remont, vosstanovlenie, modernizatsiya*. 2011, no. 7, pp. 33–38. (In Russ.).
3. Korotkov V.A., Zotov A.S. Repair welding of press' cross-piece. *Svarka i diagnostika*. 2008, no. 5, pp. 26–27. (In Russ.).
4. Korotkov V.A., Chubelov V.A. Design solutions as a means of increasing the effectiveness of the protective surfacing. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2000, no. 7, pp. 35–36. (In Russ.).
5. Korotkov V.A., Mikhailov I.D., Babailov D.S. The study of welding of CCM rollers. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2007, no. 1, pp. 30–31. (In Russ.).
6. Shekurov A.V., Vinogradov S.V. Improving of repairs of degassers. *Remont, vosstanovlenie, modernizatsiya*. 2005, no. 10, pp. 14–17. (In Russ.).
7. Korotkov V.A., Mikhailov I.D., Agafonov E.Zh. *Provoloka dlya naplavki* [Wire for facing]. Patent RF no. 2293640. *Otkrytiya. Izobreneniya*. 2007, no. 5. (In Russ.).
8. Korotkov V.A., Agafonov E.Zh., Mikhailov I.D. *Uzel krepleniya plunzhera v nasose vysokogo davleniya* [Attachment of fitting plunger in high-pressure pump]. Patent RF no. 78272. *Poleznye modeli*. 2008, no. 32. (In Russ.).
9. Korotkov V.A., Mikhailov I.D., Vesnin A.M., Zotov A.S. *In: Tekhnologii remonta, vosstanovleniya i uprochneniya detalei mashin, mekhanizmov, oborudovaniya, instrumenta i tekhnologicheskoi osnastki: materialy 10-i Mezhdunarodnoi nauch.-prakt. konf.* [Technology of repairs, restoration and strengthening of machine parts, machinery, equipment, tools and tooling: Proceedings of the 10th International scientific-practical conf.]. Part.1. St. Petersburg: Izdvo politekhn. un-ta, 2008, pp. 184–192. (In Russ.).
10. Agafonov E.Zh., Korotkov V.A., Shekurov A.V., Yachmenev E.V. Recovery of heavy rolls by electrospark alloying. *Gornyi zhurnal*. 2006, no. 2, p. 59–61. (In Russ.).
11. Korotkov V.A., Shekurov A.V. Investigations into plasma quenching. *Welding International*. 2008. Vol. 22, no. 7, pp. 475–479.
12. Anan'ev S.P., Korotkov V.A. Study of wear resistance of materials of crane rails and wheels. *Vestnik mashinostroeniya*. 2011, no. 8, pp. 35–37. (In Russ.).
13. Korotkov V.A., Mikhailov I.D., Agafonov E.Zh. Increasing resistance of stamps by plasma quenching. *Kuznechno-shtampovoe proizvodstvo. Obrabotka metallov davleniem*. 2009, no. 1, pp. 40–45. (In Russ.).
14. Korotkov V.A. Plasma quenching of gear and slotted couplings. *Russian Engineering Research*. 2009. Vol. 29, no. 8, pp. 813–816.
15. Korotkov V.A. 10-year anniversary of the use of manual plasma quenching. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2012, no. 1, pp. 2–5. (In Russ.).
16. Korotkov V.A. Experience of the semiautomatic welding machines in Ural's enterprises. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2004, no. 3, pp. 32–36. (In Russ.).
17. Korotkov V.A., Mikhailov I.D. Experience with repair welding of mining and metallurgical equipment. *Welding International*. 2012. Vol. 26, no. 11, pp. 895–900.

Received December 6, 2012

УДК 621.73

ШТАМПОВКА ПОКОВКИ «КРЕСТОВИНА» ИЗ ШАРОВОЙ ЗАГОТОВКИ

Филиппова М.В., к.т.н., доцент (filippova_mv@mail.ru)

Перетяцько В.Н., д.т.н., профессор

Федоров А.А., к.т.н., доцент

Климов А.С., аспирант

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

Аннотация. Разработана новая технология штамповки выдавливания поковок «крестовина» из шаровой заготовки при двухстороннем приложении силы. Проведено исследование напряженно-деформированного состояния металла. Изготовлена хорошего качества опытная партия поковок «крестовина» карданного вала грузовой автомашины.

Ключевые слова: штамповка, выдавливание, шаровая заготовка, напряжение, деформация, среднее нормальное напряжение, качество поковки.

Горячая штамповка крестовины из цилиндрической заготовки в открытых штампах производится следующим образом. После нагрева металла до ковочной

температуры цилиндрическую заготовку подают для штамповки на молоте или прессе. На первом переходе происходит осадка цилиндрической заготовки, а на

втором – окончательная штамповка в открытом штампе. Излишек металла вытекает в облой. Значительный расход металла, высокие энергетические затраты, связанные с деформацией тонкостенного облоя, получение штампованных поковок с неблагоприятной структурой являются недостатками штамповки в открытых штампах.

Более экономичным способом производства крестовин является горячая штамповка из цилиндрической или квадратной заготовки способом выдавливания в закрытых штампах с односторонним приложением нагрузки [1].

К недостаткам этого способа следует отнести: необходимость точной резки исходной заготовки с таким расчетом, чтобы ее объем (масса) был равен объему (массе) готовой поковки; необходимость удаления окалины после нагрева заготовки; трудности центрирования заготовки в штампе для выдавливания; течение металла по донной поверхности нижней матрицы, что вызывает большую неравномерность деформации.

Разработана энергосберегающая технология штамповки поковок «крестовина». Предлагаемый способ заключается в том, что заготовку помещают в штамп с горизонтальным разъемом матриц. После смыкания матриц производится выдавливание металла в отростки одновременно двумя пуансонами. В результате одновременного двухстороннего течения металла в радиальные полости из обеих половинок штампа уменьшаются усилия штамповки и исключаются возникновения дефектов [2].

В настоящей работе предлагается новый технологический процесс штамповки крестовины выдавливанием с использованием шаровой заготовки и деформации металла при температурах полугорячей штамповки. Такая технология наиболее перспективна для массового производства поковок типа тел вращения [3 – 5]. Шаровую заготовку получают прокаткой прутка на шаропрокатном стане. Работающие в настоящее время

станы поперечно-винтовой прокатки производят шары (шаровую заготовку) диам. от 20 до 125 мм, или массой до 8 кг [6]. Ранее проведенные исследования показали, что шаровая заготовка обладает стабильной массой и ее с успехом можно использовать для безоблойной штамповки осесимметричных поковок. При осадке шара и штамповке осесимметричных поковок из шаровой заготовки текстура металла слабо зависит от расположения оси полюсов перед осадкой или штамповкой, и шаровую заготовку можно штамповать с любым расположением осей полюсов. Шаровая заготовка хорошо центрируется в штампе [7]. По производительности один прокатный стан заменяет 10 пресс-ножниц.

Для всестороннего исследования предлагаемой технологии проведено компьютерное моделирование полугорячей штамповки поковок «крестовина» из шаровой заготовки с применением штампа [8].

При моделировании технологического процесса выдавливания использовали сталь марки 20Х; температура штамповки составляла 850 °С; коэффициент трения при смазке графитом 0,1; материал штампа – сталь 5ХНМ; температура штампа 200 °С; оборудованием для штамповки служил кривошипный пресс; приложение нагрузки – двухстороннее. В качестве исходной заготовки был взят шар диам. 60 мм, диаметр боковых отростков 20 мм.

На рис. 1 показаны последовательные этапы выдавливания поковки «крестовина» из шаровой заготовки с двухсторонним приложением силы. Процесс формоизменения металла при штамповке с боковым выдавливанием отростков можно разбить на три стадии: осадка заготовки, свободное выдавливание в боковые полости и заполнение углов боковых полостей [9]. На рис. 1, *а* показано исходное положение штампа, пуансонов и шаровой заготовки перед выдавливанием крестовины. При встречном движении пуансонов происходит осадка шаровой заготовки, и ее форма приближается к цилиндрической. На рис. 1, *б* видны наметки для

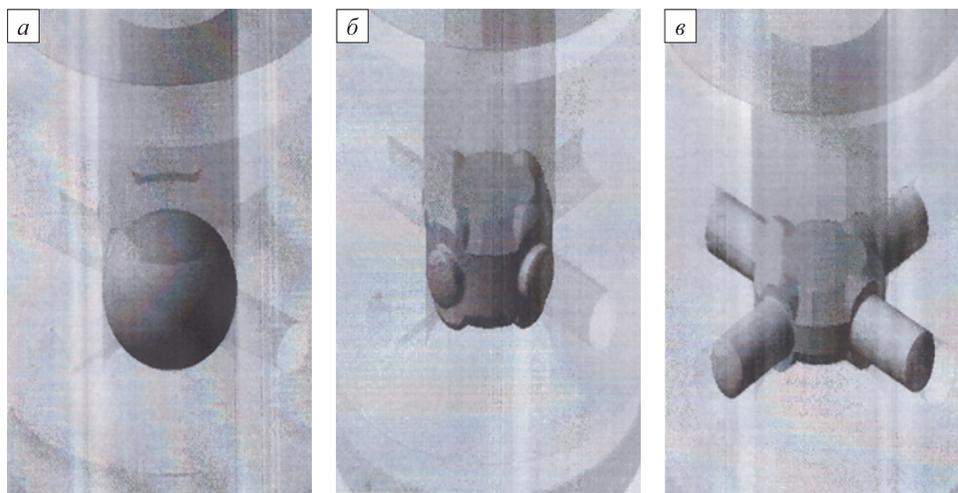


Рис. 1. Последовательные этапы выдавливания крестовины: *а* – исходное положение; *б* – осадка шара; *в* – заполнение отростков

последующего выдавливания отрошков. Сверху можно увидеть отпечатки верхнего пуансона. В дальнейшем происходит уменьшение высоты центральной части поковки (ступицы) и вытеснение металла в боковые отрожки. В результате этого формируются центральная часть поковки и горизонтальные отрожки крестовины (рис. 1, в). Эта стадия процесса наиболее продолжительна по времени. При двухстороннем приложении силы боковые отрожки в средней части штампа уже сформированы и дальнейшее их формирование будет происходить только за счет осадки металла верхней и нижней частей ступицы. На третьей стадии происходит заполнение торцевых частей отрошков.

Рассмотрим результаты напряженно-деформированного состояния металла при штамповке поковки «крестовина» с двухсторонним приложением силы. Отметим, что степени деформации $\epsilon = 70\%$ соответствует полное заполнение гравюры штампа.

Распределение интенсивности деформаций $\left(e_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \times \sqrt{\epsilon_1^2 + \epsilon_2^2 + \epsilon_1 \epsilon_2} \right)$ в вертикальной осевой и горизонтальной плоскостях симметрии приведено на рис. 2, а, б. Как видно из рис. 2, а, при штамповке с двухсторонним приложением силы с увеличением степени деформации по ступице интенсивность деформаций возрастает. Так как происходит одновременное перемещение верхнего и нижнего пуансонов, интенсивность деформации распределяется симметрично относительно горизонтальной оси с возрастанием от пуансонов к центральной части ступицы поковки.

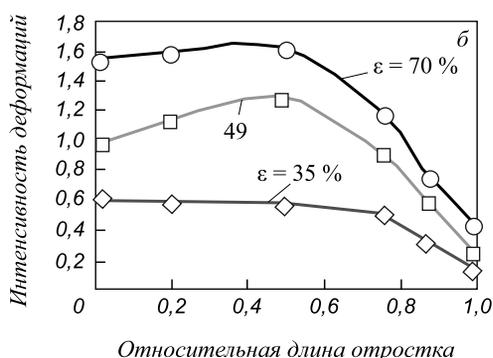
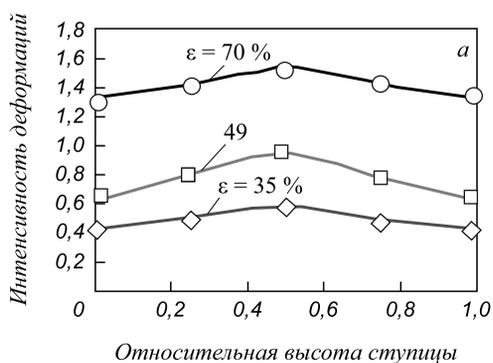


Рис. 2. Изменение интенсивности деформаций по высоте ступицы (а) и по длине отростка (б)

Характер распределения интенсивности деформаций по длине отростка при двухстороннем приложении силы приведен на рис. 2, б. Можно отметить, что интенсивность деформаций по длине отростка уменьшается к его торцу. С увеличением степени деформации по ступице интенсивность деформации возрастает. При относительной длине отростка 0,5 наблюдается небольшой максимум интенсивности деформаций при степенях деформации по ступице 49 и 70 %.

Для количественной оценки формоизменения металла при штамповке введем понятие «неравномерность деформации». Принимаем за величину неравномерности деформации Q отношение максимального значения интенсивности деформаций e_{max} в сечении поковки к величине высотной логарифмической деформации по ступице $e_{ступ}$, т.е. $Q = e_{max}/e_{ступ}$. Ниже приведены значения неравномерности деформации по сечениям поковки «крестовина»:

Сечение	Значения Q при ϵ , %, по ступице		
	35	49	70
Ступица	1,35	1,42	1,98
Отросток	1,35	1,89	1,38

Видно, что при формоизменении металла при штамповке крестовины наблюдается большая неравномерность деформации, которая по ступице увеличивается с ростом степени деформации и имеет максимальное значение по длине отростка при $\epsilon = 49\%$.

Интенсивность напряжений

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

по высоте ступицы при $\epsilon = 35\%$ и $\epsilon = 49\%$ несколько увеличивается к горизонтальной оси симметрии поковки или остается постоянной при $\epsilon = 70\%$.

С увеличением степени деформации интенсивность напряжений возрастает (см. таблицу). По длине отростка интенсивность напряжений имеет небольшой мак-

Интенсивность напряжений при штамповке поковки «крестовина»

Сечение	ϵ , %	$\sigma_i \cdot 10^8$, МПа, при относительной высоте ступицы и относительной длине отростка				
		0	0,25	0,50	0,75	1,00
Ступица	35	1,96	2,10	2,15	2,11	1,97
	49	2,10	2,17	2,20	2,16	2,11
	70	2,30	2,30	2,30	2,30	2,30
Отросток	35	2,10	2,23	2,25	2,00	1,45
	49	2,20	2,25	2,30	2,10	1,55
	70	2,30	2,58	2,70	2,50	2,20

симум при относительной длине отрезка, равной 0,5, при всех степенях деформации по ступице поковки.

Величина среднего нормального напряжения (гидростатического давления) $\frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$ по высоте ступицы остается отрицательной (сжатие) и возрастает с увеличением степени деформации по ступице. По высоте ступицы среднее нормальное напряжение не изменяется (рис. 3, а). При $\varepsilon = 70\%$ (полное заполнение штампа) среднее нормальное напряжение резко возрастает.

По длине отрезка среднее нормальное напряжение также остается отрицательным, но при $\varepsilon = 35 - 49\%$ на свободной торцевой поверхности отрезка его значение минимально. При полном заполнении отрезков среднее нормальное напряжение отрицательно и по величине составляет от $1 \cdot 10^9$ до $1,6 \cdot 10^9$ Па. Установлено, что напряженно-деформированное состояние металла при выдавливании происходит при объемном напряженном состоянии сжатия, которое способствует получению поволоков хорошего качества.

По результатам моделирования процесса выдавливания крестовины с двухсторонним приложением нагрузки получена сила на стадии свободного выдавливания $P_{и}$ и максимальная сила $P_{м}$ при заполнении углов штампа. При двухстороннем приложении нагрузки с симметричным расположением боковых отрезков деформирующая сила на стадии свободного выдавливания остается постоянной или уменьшается. Искажение поперечного сечения боковых отрезков отсутствует. Зазора между поверхностями штампа и отрезками не наблюдается. Далее силы пересчитывали на удель-

ные усилия и безразмерные относительные удельные усилия: $p = P/F_k$ и $q = p/\sigma_T$; здесь P – сила деформирования, Н; F_k – контактная площадь металла с пуансоном, мм²; p – удельная сила деформирования, МПа; σ_T – предел текучести металла при температуре, степени и скорости деформации реального технологического процесса, МПа.

При штамповке крестовины из стали 20Х получили величину относительного удельного усилия $q_n = 3,1$. Величина максимального усилия штамповки зависит от настройки штампа и может изменяться от $(1,5 - 2,0)q_n$. В рассматриваемом случае $q_m = 5,28$. Сравнивая результаты процесса выдавливания крестовины с односторонним и двухсторонним приложением силы, можно отметить, что при двухстороннем выдавливании на стадии свободного истечения сила меньше на 22 – 25 %, а на стадии заполнения гравюры штампа на 15 – 16 %.

Проверка адекватности компьютерного моделирования и натурных исследований показала хорошее совпадение результатов [4, 10].

Выводы. По результатам компьютерного моделирования процесса выдавливания с двухсторонним приложением силы установлено, что напряженно-деформированное состояние металла при выдавливании происходит при объемном напряженном состоянии сжатия, которое способствует получению поволоков без поверхностных дефектов. По результатам опытной штамповки крестовины карданного вала получены поковки хорошего качества. Технология рекомендована к промышленному использованию.

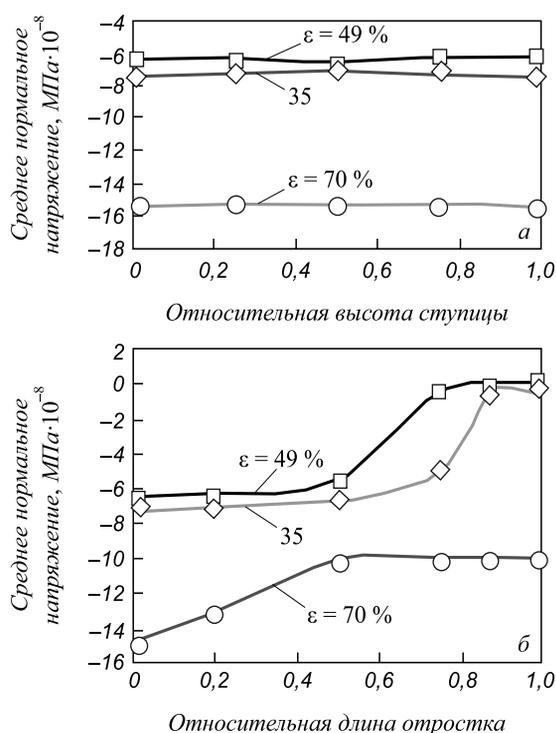


Рис. 3. Изменение среднего нормального напряжения по высоте ступицы (а) и по длине отрезка (б)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Эдуардов М.С. Штамповка в закрытых штампах. – М.: Машиностроение, 1971. – 240 с.
2. Пат. 2165329 РФ, МПК В21К/00. Способ штамповки поволоков типа крестовин / Осколков А.И., Максимов А.А., Поксваткин М.И., Перетяtko В.Н. и др. Оpubл. 20.04.2001, бюл. № 4.
3. Филиппова М.В., Бахаев А.В., Перетяtko В.Н., Федоров А.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 10. С. 24 – 27.
4. Перетяtko В.Н., Бахаев А.В., Филиппова М.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 4. С. 27 – 29.
5. Peretyat'ko V.N., Bakhaev A.V., Filippova M.V., Vakhman S.A. // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. № 4. Pp. 300, 301.
6. Специальные прокатные станы / Целиков А.И., Барбарин М.В., Васильчиков М.В. и др. – М.: Металлургия, 1971. – 336 с.
7. Перетяtko В.Н., Филиппова М.В., Климов А.С. и др. // Заготовительное производство в машиностроении. 2012. № 3. С. 17 – 19.
8. Пат. на полезную модель РФ, МПК В21К. Штамп для горячей штамповки поволоков типа крестовина из шаровой заготовки / Перетяtko В.Н., Федоров А.А. Оpubл. 20.01.2010; бюл. № 1.
9. Овчинников А.Г. Основы теории штамповки выдавливанием на прессах. – М.: Машиностроение, 1983. – 197 с.
10. Перетяtko В.Н., Бахаев А.В., Филиппова М.В., Вахман С.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 4. С. 21, 22.

© 2014 г. Филиппова М.В., Перетяtko В.Н., Федоров А.А., Климов А.С.
Поступила 1 июля 2014 г.

PUNCHING FORGINGS «CROSSPIECE» FROM BALL BLANKS

Filippova M.V., Cand. Sci. (Eng.) Assist. Professor

(filippova_mv@mail.ru)

Peretyat'ko V.N., Dr. Sci. (Eng.), Professor

Fedorov A.A., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor

Klimov A.S., Postgraduate

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

Abstract. The new extruding technology of forging of «crosspiece» type from a ball blank subjected to two-sided force has been developed. The study of the stress-strain state of the metal has been conducted. The pilot batch of high quality forgings of «crosspiece» type for cardan shaft of the vehicle has been produced.

Keywords: stamping, extrusion, ball storage, stress, strain, average normal stress, quality forgings.

REFERENCES

1. Eduardov M.S. *Shtampovka v zakrytykh shtampakh* [Closed-die forging]. Moscow: Mashinostroenie, 1971. 240 p. (In Russ.).
2. Oskolkov A.I., Maksimov A.A., Poksevatkin M.I., Peretyat'ko V.N. etc. *Sposob shtampovki pokovok tipa krestovyn* [Forming method of forgings of Crossings type]. Patent RF no. 2165329. *Byul. Izobretnii*, no. 4, 2001. (In Russ.).
3. Filippova M.V., Bakhaev A.V., Peretyat'ko V.N., Fedorov A.A. Ball billet die forming in formed hot modeling. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 10, pp. 24–27. (In Russ.).
4. Peretyat'ko V.N., Bakhaev A.V., Filippova M.V. Modeling of axially symmetric forging die stamp process. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 4, pp. 27–29. (In Russ.).
5. Peretyat'ko V.N., Bakhaev A.V., Filippova M.V., Vakhman S.A. Stamping axisymmetric forgings. *Steel in Translation*. 2009. Vol. 39, no. 4, pp. 300–301.
6. Tselikov A.I., Barbarin M.V., Vasil'chikov M.V. etc. *Spetsial'nye prokatnye stany* [Special mills]. Moscow: Metallurgiya, 1971. 336 p. (In Russ.).
7. Peretyat'ko V.N., Filippova M.V., Klimov A.S. etc. Ball blank. *Zagotovitel'noe proizvodstvo v mashinostroenii*. 2012, no. 3, pp. 17–19. (In Russ.).
8. Peretyat'ko V.N., Fedorov A.A. *Shtamp dlya goryachei shtampovki pokovok tipa krestovina iz sharovoi zagotovki* [Stamp for hot stamping forgings of crossings type from ball blank]. Patent RF na poleznuju model' RF, MPK V21K. *Byul. Izobretii*, no. 1, 2010. (In Russ.).
9. Ovchinnikov A.G. *Osnovy teorii shtampovki vydavlivaniem na pressakh* [The theory fundamentals of extruding presses]. Moscow: Mashinostroenie, 1983. 197 p.
10. Peretyat'ko V.N., Bakhaev A.V., Filippova M.V., Vakhman S.A. Hot forming of axially symmetric forgings. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 4, pp. 21–22. (In Russ.).

Received July 1, 2014

УДК 669.184.125.046.58.001.76

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИМЕНЕНИЯ ВИХРЕВЫХ ТЕЧЕНИЙ ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ОГНЕУПОРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ФУТЕРОВКУ КОНВЕРТЕРОВ*

Фейлер С.В.¹, к.т.н., доцент (feylel@rdtc.ru)

Протопопов Е.В.¹, д.т.н., профессор

Чернятевич А.Г.², д.т.н., профессор

Калиногорский А.Н.¹, аспирант

Багрянцев В.И.¹, к.т.н.

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

² Днепропетровский государственный технический университет
(Украина, Днепропетровск, ул. Днепропетровская, д. 2)

Аннотация. С использованием методов физического моделирования изучены режимы истечения вихревых газовых потоков из сопел различного диаметра при различном расходе газа.

Ключевые слова: конвертер, стойкость футеровки, раздувка шлака, шлаковый гарнисаж, вихревые потоки.

Эффективная реализация технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку кислородных конвертеров

предусматривает использование специальных дутьевых устройств и определенного дутьевого режима операции [1, 2]. Новая теоретическая и экспериментальная информация в этом направлении позволяет в промышленных условиях принимать более обоснованные технические решения.

* Работа выполнена в СибГИУ по государственному заданию Минобрнауки РФ, проект 2556.

Одним из перспективных направлений оптимизации работы специальных дутьевых устройств для нанесения шлакового гарнисажа является использование в фурмах элементов конструкции вихревых аппаратов для получения вихревых газовых струй [3, 4], что позволяет обеспечить максимально возможное разбрызгивание расплава и равномерное нанесение гарнисажа на верхние горизонты футеровки конвертера.

Как известно, механизм взаимодействия газовых струй со шлаковым расплавом с высокой степенью достоверности можно изучать с использованием методов физического моделирования процессов. В настоящей работе особенности гидродинамики шлаковой ванны изучали методами низкотемпературного моделирования с использованием усовершенствованной установки [5] на основе прозрачной плексигласовой модели конвертера (рис. 1), профиль и размеры рабочего пространства которой выполнены в масштабе 1:20 по отношению к 350-т агрегатам ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»). Применяемые установка и методика исследований позволяют изучать особенности раздувки крахмального клейстера, моделирующего шлаковый расплав, воздушными или воздушно-порошковыми газовыми струями различной структуры при

фиксировании процесса цифровой видеокамерой в различных ракурсах.

Использование результатов моделирования в реальном технологическом процессе обеспечивается соблюдением равенства следующих критериев:

$$i_{\Gamma} \cos \alpha \frac{n}{m_{\text{ж}} g} = idem; i_{\Gamma_{\text{п}}} \cos \alpha \frac{n}{m_{\text{ж}} g} = idem; \quad (1)$$

$$\frac{H_{\Phi}}{d_{\text{ц}}} = idem; \frac{H_{\Phi}}{H_{\text{я}}} = idem; \frac{d_{\text{о}}}{D_{\text{ц}}} = idem, \quad (2)$$

где i_{Γ} и $i_{\Gamma_{\text{п}}}$ – импульс газовой и газопорошковой струи, кг·м/с²; α – угол наклона сопел к вертикальной оси фурмы, град; n – количество сопел в наконечнике, шт.; $m_{\text{ж}} = K_{\text{к}} \rho_{\text{ж}} F_{\text{ж}} h_{\text{ж}}$ – масса жидкого шлака, кг; $K_{\text{к}}$ – коэффициент, учитывающий форму днища конвертера; $\rho_{\text{ж}}$ – плотность шлакового расплава, кг/м³; $F_{\text{ж}}$ – площадь поверхности шлаковой ванны, м²; $h_{\text{ж}}$ – глубина жидкой ванны в спокойном состоянии, м; H_{Φ} – высота нахождения фурмы, м; $d_{\text{ц}}$ – диаметр сопла, м; $H_{\text{я}}$ – высота размещения боковых сопел на стволе фурмы относительно торца наконечника, м; $d_{\text{о}}$ – диаметр окружности расположения осей выходных сечений сопел на торце наконечника, м; $D_{\text{ц}}$ – диаметр цилиндрической части конвертера, м.

Как установлено в ходе проведенных экспериментов, при обычном варианте раздувки клейстера газовыми струями наблюдаются [5, 6] два основных гидродинамических режима взаимодействия (рис. 2) при глубине ванны, соответствующей количеству оставляемого конечного шлака (примерно 10 – 12 % от массы жидкой стали).

При первом режиме взаимодействия раздувка шлака реализуется при внедрении газовых струй на глубину, не превышающую глубину шлаковой ванны, при втором режиме происходит пробой струями слоя шлакового расплава. Второй режим взаимодействия многоструйного газового дутья со шлаковой ванной является основным в практике гарантированного нанесения шлакового гарнисажа по всей высоте футеровки.

При реализации первого режима взаимодействия под действием отраженного потока газа у границ каждого кратера формируются гребни волн, которые перемещаются по поверхности кратера в радиальном направлении. При этом на периферии образуется своеобразный вал (возвышение) над уровнем жидкости, с вершины которого отрываются, прежде всего, крупные всплески и брызги клейстера с преимущественным направленным выносом более мелких капель по траектории отраженного потока. По мере увеличения диаметра эллипсоидного кратера по большей оси и при приближении внешней границы вала к поверхности футеровки конвертера (что происходит в случае увеличения значений Q_{Γ} , H_{Φ} , α) крупные всплески и брызги жидкости все в большем количестве выносятся на стенки конвертера, создавая своеобразный пленочный слой. При этом траектория направленного выноса мелких капель изме-

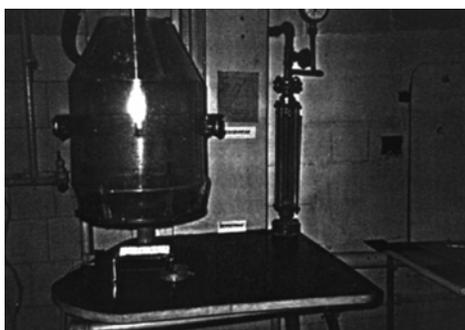
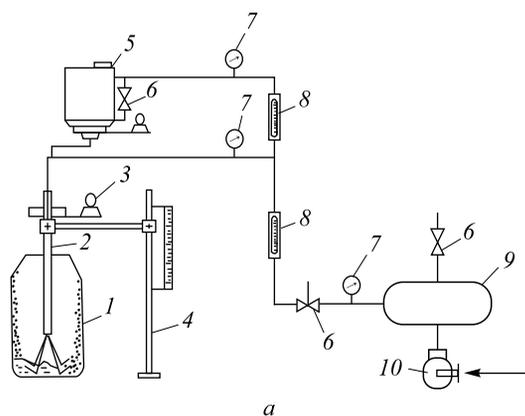


Рис. 1. Схема установки физического моделирования процесса нанесения шлакового гарнисажа (а) и фотография плексигласовой модели конвертера (б):
1 – плексигласовая модель конвертера; 2 – фурма; 3 – привод вращения фурмы; 4 – устройство крепления и перемещения фурмы; 5 – роторный флюсопитатель; 6 – вентиль; 7 – манометр; 8 – ротаметр; 9 – ресивер; 10 – компрессор

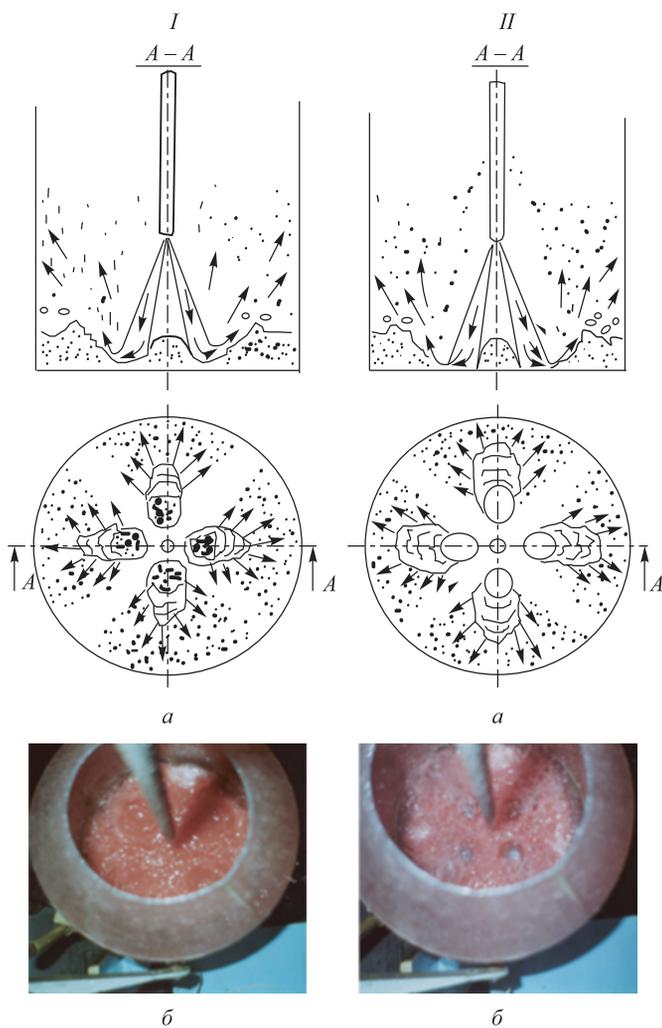


Рис. 2. Схемы (а) и фотографии (б) режима I (I) и режима II (II) взаимодействия воздушных струй с крахмальным клейстером при использовании четырехсоплового наконечника

няется в сторону снижения уровня (высоты) попадания капель на футеровку, то есть возможной высоты нанесения шлакового гарнисажа. Необходимо отметить, что в этом случае, как правило, образующиеся кратеры стабилизированы в шлаковой ванне относительно вертикальной оси фурмы. Разрушение всплесков с направленным выносом брызг на стенки конвертера обусловлено, прежде всего, подрезанием гребня волны на краю вала отраженным от основания кратера газовым потоком. Очевидно, что значительно меньший объем брызговывноса при таком режиме связан с разрушением гребня по поверхности кратера волн. При этом зона максимального брызговывноса из каждого обособленного кратера (при визуализации в плане (рис. 2, а)) сосредоточена на стороне воздействия отраженного потока газа на жидкость, то есть в ближнем к стенкам конвертера полуобъеме эллипсоидного кратера.

Второй режим взаимодействия многоструйного дутья с жидкой ванной малой высоты (рис. 2, б) характеризуется картиной, когда в рассматриваемом диапазоне изменения величин Q_r , H_ϕ , а происходит пробой

газовыми струями столба жидкости с образованием мощного отраженного от дна обратного газожидкостного потока. При этом формируются обособленные или соприкасающиеся кратеры эллипсоидной формы, что является определяющим и основным фактором в обеспечении эффективности раздувки шлака с целью нанесения гарнисажа на футеровку конвертера. В данном случае диаметр основания обособленного кратера на зеркале ванны (рис. 2, б) практически совпадает с диаметром дувяемой наклонной струи на этом уровне, а обратный газовый поток вызывает перемещение жидкости по поверхности кратера с развитием брызговывноса, с возникновением и разрушением крупных всплесков, особенно на возвышающейся периферийной части кратера. На периферии кратера (в случае приближения последнего к футеровке) наблюдается разрушение гребня как катящейся по поверхности волны, так и отраженной от стенки агрегата обратной волны, распространяющейся по поверхности ванны.

При оптимальных значениях H_ϕ и h_κ формируются вытянутые в направлении большей оси эллипсоидные кратеры с периодически «захлопывающимися» жидкостью периферийными участками (рис. 2).

В результате создающегося препятствия на пути движения отраженного от дна газожидкостного потока со стороны объемов шлаковой ванны, образующих своеобразную жидкую оболочку («крышу») над периферийной областью кратера, после эффекта «захлопывания» последней происходит разрушение оболочки с взрывным характером брызговывноса шлака на футеровку конвертера по всей высоте рабочего пространства. Снижение высоты фурмы ниже оптимальных значений при фиксированном расходе дутья ведет к уменьшению диаметра кратера по большой оси, форма кратера на поверхности ванны приближается к окружности, происходит снижение интенсивности направленного на футеровку агрегата брызговывноса и увеличение его по стволу фурмы и вертикальной оси конвертера за пределы рабочего пространства. Чрезмерный подъем фурмы над ванной приводит к приближению внешних границ кратеров к футеровке. При этом наблюдается омывание волнами и крупными всплесками жидкости футеровки, а высота брызговывноса уменьшается.

Возможным вариантом оптимизации раздувки шлакового расплава по второму режиму является использование специальной вихревой фурмы. Принцип работы такой фурмы заключается в создании вихревого газового потока в специальной камере [7] и его характерном истечении из центрального выходного сопла.

Для определения аэродинамических особенностей поведения вихревого потока были исследованы поля скоростей закрученной струи на выходе из сопла фурмы. Исследования выполнены с использованием лазерного доплеровского измерителя скорости, при этом диаметр выходного сопла варьировали в пределах от

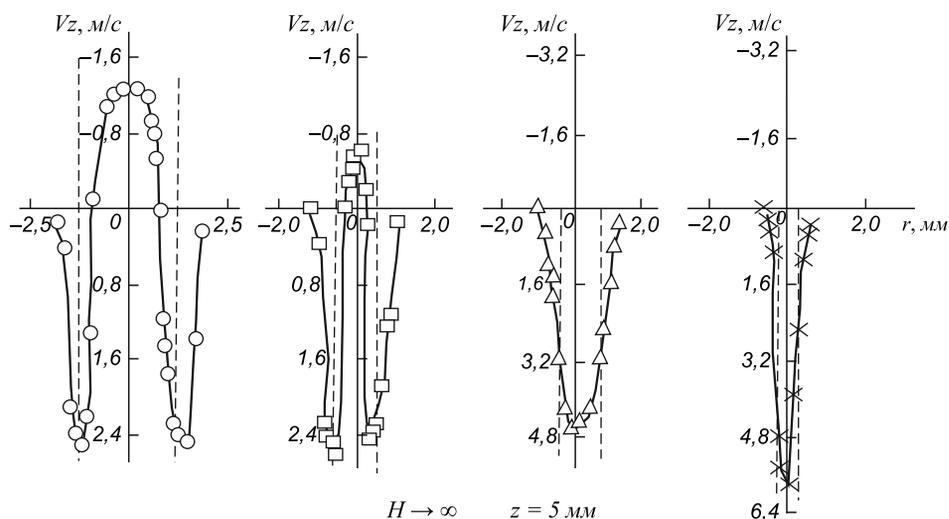


Рис. 3. Распределение осевой компоненты скорости при различных диаметрах (d) выходного сопла и различных расходах (Q_p) воздуха:
 $\circ - Q_p = 29,0 \text{ г/ч}, d = 2,5 \text{ мм}; \square - Q_p = 9,1 \text{ г/ч}, d = 1,0 \text{ мм}; \Delta - Q_p = 18,8 \text{ г/ч}, d = 1,0 \text{ мм}; \times - Q_p = 9,1 \text{ г/ч}, d = 0,5 \text{ мм}$

0,5 до 2,5 мм. Распределение осевой компоненты скорости на выходе из сопла вихревой фурмы представлено на рис. 3.

Как видно, профиль осевой компоненты скорости зависит от диаметра выходного сечения сопла и расхода воздуха. При диаметре 2,5 мм фиксируется зона интенсивного возвратного потока, при диаметре 0,5 мм профиль скорости напоминает профиль обычной струи, а при диаметре сопла 1,0 мм появляющееся возвратное течение возникает только при определенном расходе газа. Фактические измерения выполнены на расстоянии 5 мм от среза сопла (на рис. 3 штриховой линией показаны геометрические границы выходного сечения сопла).

В сечении струи профиль тангенциальной скорости сохраняется при закрутке потока, а основной характеристикой является положение максимума скорости. При интенсивном закручивании потока максимум скорости смещается к пограничному слою, а при незначительной закрутке максимум приближается к оси распространения газовой струи. Следует предполагать, что смещение вектора тангенциальной скорости при распространении газовой струи обусловлено трением с окружающей средой при более турбулентном течении потока. Профиль интенсивно закрученного потока, как зафиксировано видеосъемкой, приближается к профилю коаксиальной струи, а слабо закрученного потока – к профилю обычной струи. В зависимости от высоты расположения фурмы в случае создания интенсивно закрученного потока можно также реализовать два характерных вида взаимодействия вихревой струи и шлакового расплава: вариант 1 – над поверхностью расплава создается вихрь, который втягивает шлак и отбрасывает его в сторону стенок конвертера (рис. 4, а); вариант 2 – струя в условиях «пробоя» оттесняет жидкость на периферию и дробление происходит на некотором удалении от фурмы (рис. 4, б).

Размер каплей шлакового расплава в данном случае, очевидно, определяется двумя основными параметрами – затратами энергии на образование новой поверхности и преодолением сил вязкого трения при деформации капли. Часть энергии струи при этом затрачивается на разгон частиц шлака, а значительная

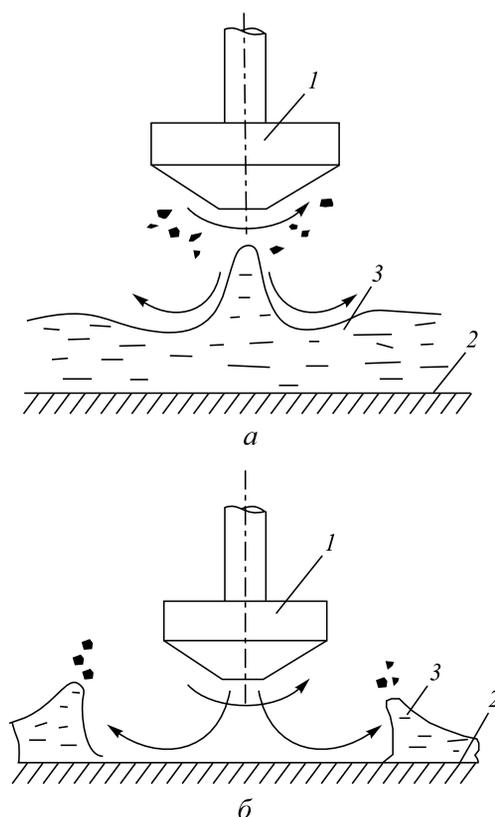


Рис. 4. Раздувка шлакового расплава с использованием вихревой фурмы с реализацией режимов взаимодействия газового потока со шлаковым расплавом с зоной пониженного давления (а) и оттеснением расплава от дна конвертера (б):
 1 – фурма с вихревой камерой; 2 – футеровка дна конвертера; 3 – шлаковый расплав

часть сохраняется в виде кинетической энергии вихревого газового потока.

Размер граничной области раздела трех фаз (газовый поток, шлаковый расплав, футеровка днища конвертера) зависит от степени закрутки потока и расхода газа. При реализации второго варианта по границе жидкой фазы образуется интенсивный отраженный двухфазный поток, который уносится в направлении стенок конвертера. Физически механизм дробления расплава на капли в обоих случаях аналогичен и описывается подобными соотношениями, но в количественном отношении разница может быть существенной.

В случае реализации взаимодействия по варианту 1 к центральной части шлаковой ванны поступает расплав, который затягивается в вихрь и распыляется по внутреннему объему конвертера, при этом основной процесс реализуется в центре вихря. При реализации второго варианта по окружности возникает своеобразная кольцевая зона двухфазного потока, имеющего меньшую плотность, которая в виде пены легко выносится потоком газа на стенки конвертера.

При использовании положений теории подобия можно определить режим течения, и, соответственно, спрогнозировать количество мельчайших частиц, не участвующих в формировании гарнисажа и уносимых отходящим потоком в газоотводящий тракт. Очевидно, диаметр капель, отрывающихся от поверхности шлакового расплава на границе области раздела трех фаз, должен быть значительно больше, потому что скорость газа на данном участке ниже, чем на границе образующегося вихря, а масса присоединенной жидкости значительно больше. Причем механизм взаимодействия газового потока и шлакового расплава будет аналогичен, но при реализации второго варианта размер капель будет меньше из-за снижения скорости и увеличения массы жидкости, вовлеченной в процесс дробления.

При исследовании режимов взаимодействия вихревого газового потока с шлаковым расплавом (рис. 4, а) установлено, что положение зоны подъема расплава газовым вихрем определяется выходным сечением сопла фурмы. Согласно экспериментальным данным [8, 9] уровень турбулентных пульсаций на выходе из вихревой камеры может достигать очень больших величин (вплоть до 100 %). Предположим, что при распылении капиллярные и вязкие силы имеют один порядок величины, а в области взаимодействия при распылении энергия восполняется за счет притока газа. Поток кинетической энергии газа $\rho_r \Delta u^2 u S_\phi \tau^{2/3}$ (где ρ_r – плотность газа, кг/м³; u – окружная скорость потока, м/с; Δu – разность скоростей частицы и пульсаций газовой среды, м/с; S_ϕ – площадь истечения газовой струи по эффективному диаметру вихря (максимуму тангенциальной скорости), м²; $\tau = Q_{ж}/Q_r$ – отношение объемных расходов газа и жидкой фазы; $\tau^{2/3}$ – доля сечения, занятая каплями) расходуется на преодоление сил

вязкого трения при деформации капли $\mu_r \Delta u n_q D^2$ (где μ_r – коэффициент динамической вязкости газа, Па·с; n_q – число частиц, поступающих в область дробления в единицу времени; D – размер частиц, м) и образование дополнительной поверхности раздела фаз $\pi \sigma n_q D^2$ (где σ – коэффициент поверхностного натяжения, Н/м). Приравняв соотношения, получим

$$\rho_r \Delta u^2 u S_\phi \tau^{2/3} \approx \mu_r \Delta u n_q D^2 + \pi \sigma n_q D^2, \quad (3)$$

где $\rho_r \Delta u^2$ – аналог кинетической энергии пульсаций газовой среды, кг/(м·с²).

Число n_q определяется по выражению

$$n_q = 6 \frac{G_{ж}}{\pi \rho_{ж} D^3}; \quad \frac{G_{ж}}{\rho_{ж}} = Q_{ж}; \quad Q_r = u S_\phi, \quad (4)$$

где $G_{ж}$ – массовый расход частиц, кг/с; $\rho_{ж}$ – плотность шлака, кг/м³.

Тогда диаметр капель можно оценить по соотношению

$$D \approx 6 \frac{\tau^{1/3}}{\rho_r \Delta u^2} (\sigma + \mu_r \Delta u). \quad (5)$$

Если левую и правую части полученного соотношения разделить на эффективный диаметр поднятого столба шлака, то получается следующее критериальное уравнение:

$$\frac{D}{d} = 6 \tau^{1/3} \left(We^{-1} + Re^{-1} \frac{\mu}{\mu_r} \right), \quad (6)$$

где $We = \rho_r \Delta u^2 \frac{d}{\sigma}$ – число Вебера; $Re = \frac{\rho \Delta u d}{\mu_r}$ – число Рейнольдса; d – эффективный диаметр столба шлака, м.

При большей вязкости шлака второй член в выражении (6) намного больше первого, и данное соотношение значительно упрощается.

Физические процессы при диспергировании как в центральной зоне, так и на границе зоны взаимодействия газовой струи с шлаковым расплавом одинаковы, в связи с этим размер капель можно оценить из следующих соображений. В соотношении (6) характерным диаметром является размер граничной области раздела трех фаз, поэтому вводим поправочный коэффициент $K = D/d$. Тангенциальная скорость снижается, исходя из типичного распределения $1/r$ (это также является отношением диаметров), то есть поправка будет определяться как $(D/d)^2$. Пульсационная составляющая взаимодействия также будет снижаться в этих пределах, поэтому при раздувке по периферии возможно увеличение диаметра частиц шлака.

Как известно, вязкость шлакового расплава намного выше вязкости металла, а значение коэффициента поверхностного натяжения невелико, поэтому при оценке размеров частиц можно не учитывать влияние

числа Вебера. На диаметр частиц, отрывающихся от шлакового расплава, накладывается следующее ограничение: в данном месте образуется двухфазный поток частиц шлака и газа, который выходит из воронки со скоростью, не превышающей скорости звука.

Выводы. Методами физического моделирования процессов исследованы режимы взаимодействия газового потока с шлаковым расплавом при реализации технологии раздувки шлака на футеровку конвертера при различных конструкциях дутьевых устройств, размерах выходных сопел и расходах газа. Установлена возможность и определены характерные условия для создания оптимального режима раздувки шлака вихревым газовым потоком.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мокринский А.В., Лаврик А.Н., Соколов В.В. и др. // Новые огнеупоры. 2004. № 8. С. 16 – 18.

2. Пат. 2128714 РФ. Способ нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера / Айзатулов Р.С., Протопопов Е.В., Соколов В.В. и др. Заявл. 24.09.1997. Опубл. 10.04.1999.
3. Bagryantsev V.I., Nikolaev A.L., Poltoratskii L.M., Chevalkov A.V. // *Steel in Translation*. 1988. Vol. 18. № 2. P. 59 – 61.
4. Bagryantsev V.I., Nikolaev A.L., Pavlenko Z.Ya. // *Refractories and Industrial Ceramics*. 1988. Vol. 29. № 5-6. P. 387 – 391.
5. Протопопов Е.В., Калимуллин Р.Ф., Черныатеви́ч А.Г. и др. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2012. № 10. С. 38 – 43.
6. Калимуллин Р.Ф., Протопопов Е.В., Черныатеви́ч А.Г., Жибинова И.А. // *Вестник СибГИУ*. 2013. № 3. С. 9 – 13.
7. Гольдштик М.А. Вихревые потоки. – Новосибирск: Наука, 1981. – 367 с.
8. Гупта А., Лилли Д., Сайред Н. Закрученные потоки. – М.: Мир, 1987. – 588 с.
9. Кутателадзе С.С., Волчков Э.П., Терехов В.И. Аэродинамика и теплообмен в ограниченных вихревых потоках. – Новосибирск: АН СССР, 1987. – 282 с.

© 2014 г. Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Черныатеви́ч А.Г., Калиногорский А.Н., Багрянцев В.И.

Поступила 27 июня 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 8. Vol. 57, pp. 28–33.

ANALYSIS OF APPLICATION OF VORTEX MOTION FOR FIRE-RESISTANT COATINGS ON THE VESSEL LINING

Feiler S.V.¹, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor
(feylel@rdtc.ru)

Protopopov E.V.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor

Chernyatevich A.G.², Dr. Sci. (Eng.), Professor

Kalinogorskii A.N.¹, Postgraduate

Bagryantsev V.I.¹, Cand. Sci. (Eng.)

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

² **Dneprodzerzhinsk State Technical University** (2, Dneprostroevskaya str., Dneprodzerzhinsk, Dnepropetrovsk Region, 51900, Ukraine)

Abstract. Using the methods of physical modeling, the study of the modes of expiration of vortex gas streams of the nozzles of different dimensions for different gas flow has been carried out.

Keywords: converter, lining life, slag blowing, slag skull, vortex flow.

REFERENCES

1. Mokrinskii A.V., Lavrik A.N., Sokolov V.V., Protopopov E.V. Direction of increasing the resistance of converters' lining. *Novye огнеупоры*. 2004, no. 8, pp. 16–18. (In Russ.).
2. Aizatulov R.S., Protopopov E.V., Sokolov V.V. etc. *Sposob naneseniya shlakovogo garnisazha na futerovku konverttera* [Application method for slag skull in converter lining]. Patent RF no. 2128714, 1999. (In Russ.).

3. Bagryantsev V.I., Nikolaev A.L., Poltoratskii L.M., Chevalkov A.V. *Steel in Translation*. 1988. Vol. 18, no. 2, pp. 59–61.
4. Bagryantsev V.I., Nikolaev A.L., Pavlenko Z.Ya. The dynamics of particles in guniting in a twisted flow. *Refractories and Industrial Ceramics*. 1988. Vol. 29, no. 5–6, pp. 387–391.
5. Protopopov E.V., Kalimullin R.F., Chernyatevich A.G., Kharlshin P.S. Simulation parameters of a supersonic jet in the process of converter slag blowing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 10, pp. 38–43. (In Russ.).
6. Kalimullin R.F., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Zhibinova I.A. Study of laws and distribution of forming gunning torch in the «hot» relining converter masses. *Vestnik SibGIU*. 2013, no. 3, pp. 9–13. (In Russ.).
7. Gol'dshtik M.A. *Vikhrevye potoki* (Eddy currents). Novosibirsk: Nauka, 1981. 367 p.
8. Gupta A., Lilley D., Syred N. *Swirl flows*. Abacus Press, 1984, 475 p. (Russ.ed.: Gupta A., Lilley D., Syred N. *Zakruchennye potoki*. Novosibirsk: Nauka, 1981. 367 p.).
9. Kutateladze S.S., Volchkov E.P., Terekhov V.I. *Aerodinamika i teploobmen v ogranichemykh vikhrevykh potokakh* [Aerodynamics and heat transfer in confined vortex flows]. Novosibirsk: AN SSSR, 1987. 282 p. (In Russ.).

Acknowledgements. Work was performed by SibGIU for the state order of the Ministry of Education of the Russian Federation, the project 2556.

Received June 27, 2014

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОЛОЖЕНИЯ НЕДРОБИМОГО КУСКА В КАМЕРЕ РАЗРУШЕНИЯ ДРОБИЛКИ СО СЛОЖНЫМ ДВИЖЕНИЕМ ЩЕКИ

Никитин А.Г., д.т.н., доцент (nikitin1601@yandex.ru)

Тагильцев-Галета К.В., аспирант

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

Аннотация. Рассмотрена разработанная математическая модель, описывающая взаимосвязь угла отклонения неприводной щеки с расположением недробимого куска по высоте камеры разрушения, что позволяет оперативно устранять аварийную ситуацию при работе дробильной машины со сложным движением щеки из-за попадания в камеру разрушения недробимого куска.

Ключевые слова: щековая дробильная машина, предохранитель, недробимый кусок, камера разрушения, угол отклонения неприводной щеки.

Дробилки (в том числе и щековые) используются в составе дробильно-сортировочных комплексов, состоящих из питателя, предварительных грохотов, дробильного отделения и грохотов для разделения фракций продукта дробления. Так как дробильно-сортировочный процесс является непрерывным, остановка одного элемента неизбежно приводит к остановке всего комплекса. Аварийный выход из строя щековой дробилки может быть вызван в том числе и попаданием в камеру разрушения недробимого материала, что происходит достаточно часто. Для предотвращения подобных аварий, приводящих к длительной остановке дробилки, используют различные предохранительные устройства. Например, применяются распорные плиты с ослабленным сечением, которые часто ломаются без видимых перегрузок, а не только при попадании в камеру разрушения недробимых предметов¹. Также возможно использование пружинных предохранителей.

Известны дробилки со сложным движением щеки (рис. 1), состоящие из корпуса, приводной (подвижной) и неприводной щеки, удерживаемой в рабочем положении пружинным предохранителем и упором. Заневоленный пружинный предохранитель развивает силу, превышающую номинальную силу дробления на 5 %, так как при технологических испытаниях и дальнейшей эксплуатации такая погрешность является минимально допустимой согласно ГОСТ Р ИСО 5725-6 – 2002. Таким образом, сила, развиваемая пружинным предохранителем, превышает максимальное усилие технологического сопротивления, т.е. в номинальном режиме работы неприводная щека остается неподвижной.

Предполагается, что при попадании в камеру разрушения недробимого материала неприводная щека отжимается, недробимый кусок проваливается и установка продолжает работать в номинальном режиме. Однако, при попадании в рассматриваемую зону недробимого предмета, превышающего размер выходной щели, дробилка оказывается заклиненной вследствие невозможности удаления куска через выходную щель, так как при осуществлении рабочего хода приводной щеки недробимый кусок отодвигает неприводную. При обратном (холостом) движении приводной щеки неприводная, вследствие действия силы, развиваемой пружинным предохранителем, прижимает недробимый кусок к приводной щеке, лишая возможности его удаления, что приводит к заклиниванию и дальнейшему «заваливанию» дробилки. Это является аварийной

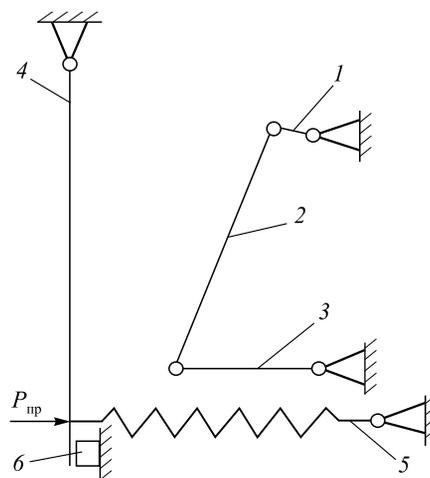


Рис. 1. Принципиальная кинематическая схема дробилки со сложным движением щеки:

1 – кривошип; 2 – приводная щека; 3 – коромысло;
4 – неприводная щека; 5 – пружинный предохранитель; 6 – упор

¹ Клушанцев Б.В., Косарев А.И., Муйземнек Ю.А. Дробилки. Конструкция, расчет, особенности эксплуатации. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.

ситуацией, останавливающей весь производственный процесс. Следовательно, конструкция пружинного предохранителя предотвращает выход из строя дробилки из-за поломок элементов, но не позволяет удалить недробимый кусок, что приводит к «заваливанию» дробилки и ее остановке для удаления недробимого предмета (чаще всего вручную оператором), что является весьма трудоемкой операцией.

Литературный обзор показал, что в настоящее время не существует конструкций предохранительных устройств щековых дробилок, позволяющих не только предохранять дробилки от поломок при попадании в камеру разрушения недробимого материала, но и удалять его без длительной остановки работы установки, т.е. задача решения этой проблемы является актуальной.

Для достижения наибольшей оперативности при удалении недробимого предмета необходимо определить его положения по высоте в зоне разрушения и связать с параметром, позволяющем идентифицировать наличие недробимого предмета в зоне разрушения. В качестве параметра идентификации можно принять угол отклонения неприводной щеки от исходного положения. Тогда следует определить взаимосвязь угла отклонения неприводной щеки с расположением недробимого куска по высоте камеры разрушения.

Рассмотрим такое положение элементов дробилки, когда приводная щека находится в крайних положениях, определяющих отклонение неприводной щеки при попадании в установку недробимого куска (рис. 2). Пусть кусок произвольного размера $F - F'$ располагается в камере дробления на расстоянии $BH = y$ от оси кривошипа, при этом отклонение неприводной щеки равно $G - F = X$, т.е. ходу приводной щеки на рассматриваемом уровне, а угол отклонения неприводной щеки равен $\beta = \arctg \frac{X}{AF}$. Из рис. 2 следует, что $AF = AK + KF$,

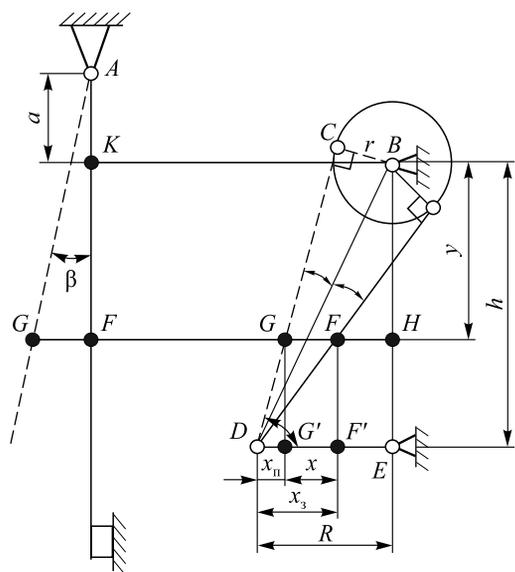


Рис. 2. Расчетная схема

где $AK = a$ – высота от точки подвеса неприводной щеки до оси кривошипа; $KF = BH = y$, тогда

$$\beta = \arctg \frac{X}{a + y}. \quad (1)$$

Ход X приводной щеки на уровне y определяется следующим образом: $X = x_3 - x_n$, где $x_3 = (h - y) \text{ctg} \alpha$; $x_n = (h - y) \text{ctg}(2\gamma + \alpha)$, при этом $\gamma = \arctg \frac{r}{b}$, где $r = CB$ – длина кривошипа; $b = CD$ – длина приводной щеки; $(\gamma + \alpha) = \arctg \frac{h}{R}$, где $h = BE$ – длина стойки; $R = DE$ – длина коромысла; $\alpha = \arctg \frac{h}{R} - \arctg \frac{r}{b}$, откуда

$$X = (h - y) [\text{ctg} \alpha - \text{ctg}(2\gamma + \alpha)]. \quad (2)$$

После совместного решения выражений (1) и (2) относительно величины y , получим

$$y = \frac{h [\text{ctg} \alpha - \text{ctg}(2\gamma + \alpha)] - a \text{tg} \alpha}{\text{tg} \beta + [\text{ctg} \alpha - \text{ctg}(2\gamma + \alpha)]}. \quad (3)$$

Таким образом, фиксируя значение угла β отклонения неприводной щеки от первоначального положения, можно определить положение недробимого куска по высоте в камере разрушения. Из анализа уравнения (3) следует, что на угол отклонения влияют геометрические характеристики дробильной машины и величина хода приводной щеки в горизонтальной проекции, зависящая от поперечного размера недробимого куска.

Полученное соотношение (3) позволяет определить положение недробимого куска в камере разрушения по высоте в зависимости от отклонения неподвижной щеки, что в свою очередь, позволяет быстрее ликвидировать создавшуюся аварийную ситуацию.

В настоящее время для устранения заклинивания применяется расширение выходного отверстия дробилки путем отвода неприводной щеки с целью удаления недробимого куска под действием силы тяжести, при этом отвод щеки осуществляется на максимально возможное значение и в негодный продукт уходит весь материал, находящийся в камере разрушения. Использование предложенной математической модели позволяет по углу отклонения неприводной щеки определять положение недробимого куска по высоте камеры разрушения и удалять его путем отклонения щеки на необходимое для удаления расстояние, при этом материал, находящийся выше недробимого куска, остается в камере разрушения и после устранения аварийной ситуации перерабатывается в готовый годный продукт.

Выводы. Получена математическая модель, описывающая взаимосвязь угла отклонения непривод-

ной щеки с расположением недробимого куска по высоте камеры разрушения, что позволяет оперативно устранять аварийную ситуацию при работе дробильной машины со сложным движением щеки

из-за попадания в камеру разрушения недробимого куска.

© 2014 г. Никитин А.Г., Тагильцев-Галета К.В.
Поступила 5 июня 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 8. Vol. 57, pp. 34–36.

MATHEMATICAL MODEL OF DETERMINING THE POSITION OF UNCRUSHED PIECE IN THE CRUSHING CHAMBER CRUSHER WITH A COMPLEX MOVEMENT CHEEKS

Nikitin A.G., Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor
(nikitin1601@yandex.ru)

Tagiltsev-Galeta K.V., Postgraduate

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

Abstract. The paper considers the mathematical model describing the relationship of the deflection angle of the non-driving

cheeks with the location of uncrushed piece on height camera of destruction that allows the elimination of emergency situation when working crushing machines with sophisticated motion cheeks because of getting into the camera of the destruction of an uncrushed piece.

Keywords: jaw crushing machine, fuse, uncrushed piece, camera of destruction, deflection angle of the non-driving cheeks.

Received June 5, 2014

СИНТЕЗ ПОВЕРХНОСТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ СИСТЕМЫ ПЛЕНКА/ПОДЛОЖКА ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА*

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

Крысина О.В.¹, младший научный сотрудник

Петрикова Е.А.¹, аспирант

Тересов А.Д.¹, ведущий электроник

Клопотов А.А.³, д.ф.-м.н., профессор

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

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30)

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

Аннотация. Синтезированы, методом импульсного плавления системы пленка/подложка высокоинтенсивным электронным пучком, наноструктурированные многофазные поверхностные легкие сплавы системы Al–Ti–Cu. Выявлены режимы облучения, позволяющие многократно повысить прочностные и трибологические характеристики исходного материала.

Ключевые слова: пленка/подложка, электронный пучок, поверхностные сплавы, фазовый состав, структура, свойства.

Как правило, облучение поверхности металлов и сплавов интенсивными импульсными электронными пучками приводит к формированию неравновесных структурно-фазовых состояний, содержащих наноструктурную составляющую. Физическая основа такого процесса заключается в реализации условий сверхвысоких скоростей нагрева (до 10^9 К/с) поверхностного слоя до критических температур (расплав, испарение) и формировании предельных градиентов температуры ($10^7 - 10^8$ К/м), обеспечивающих охлаждение поверхностного слоя за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростями ($10^4 - 10^6$) К/с [1]. Цель работы – выявление физических закономерностей синтеза поверхностных сплавов в системе пленка/подложка, подвергнутой обработке высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности.

Синтез пленок состава Ti–Cu толщиной 0,5 и 1,0 мкм осуществляли вакуумно-дуговым методом с плазменным ассистированием на подложки из технически чистого алюминия А7 путем испарения катодов из спеченного материала Ti – 12 % Cu. При синтезе покрытий использовали дуговой испаритель ДИ100 с усиленным охлаждением рабочего катода, что позволило снизить долю капельной фракции в покрытии и уменьшить размер микрочастиц. Непосредственно перед напылением образцы подвергались бомбардировке ионами аргона, в

ходе которой поверхностный слой очищался от адсорбированных газов и диэлектрических включений.

Параметры процесса очистки подбирались таким образом, чтобы не происходило значительного нагрева и травления поверхности образцов: плотность ионного тока на подложку была не больше $1,5$ мА/см², температура во время ионной бомбардировки не превышала примерно 348 К. Оптимизацию режимов осаждения проводили так, чтобы скорость роста покрытий была высокой, но при этом максимальные размеры микрочастиц, присутствующих в плазменном потоке, не превышали в диаметре толщину покрытий. Соответственно этому синтез пленки Ti–Cu осуществляли при следующих основных параметрах: давление аргона 0,2 Па, ток дугового разряда 60 А, скорость роста покрытий 1,5 мкм/ч. Во время осаждения образцы находились под плавающим потенциалом (–15 В). Температура образцов в течение осаждения покрытий не превышала 393 К.

Плавление системы пленка/подложка осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия на установке «СОЛЮ» [2]. Параметры пучка электронов: энергия электронов $eU = 18$ кэВ; плотность энергии пучка электронов $E_s = 10 - 30$ Дж/см²; длительность τ импульса 20, 50, 100, 200 мкс; количество N импульсов от 3 до 30, частота f следования импульсов 0,3 Гц.

Исследования фазового состава поверхностных сплавов проводили методами рентгеноструктурно-

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проекты № 13-08-00416 и № 13-08-98084).

го анализа (поверхность облучения, дифрактометр XRD 6000). Структуру поверхности облучения анализировали методами сканирующей электронной микроскопии (прибор SEM-515 «Philips»). Элементный состав поверхностного слоя материала определяли методами микрорентгеноспектрального анализа, используя микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой к электронному сканирующему микроскопу SEM-515 «Philips».

Твердость поверхностного слоя системы пленка/подложка на различных этапах электронно-ионно-плазменного воздействия определяли при нормальных нагрузках на индентор 100, 200 и 500 мН (микротвердомер ПМТ-3) и при нагрузке на индентор, изменяющейся в пределах от 5 до 300 мН (прибор Nano Hardness Tester NHT-S-AX-000X). Исследования коэффициента трения и скорости износа поверхностного слоя проводили в геометрии диск – штифт с помощью трибометра (CSEM, Швейцария) при комнатных температуре и влажности. В качестве контр-тела использовали шарик из сплава ВК8 diam. 3 мм, диаметр трека составлял 4 – 6 мм, скорость вращения 2,5 см/с, нагрузка 1 – 5 Н, дистанция до остановки 50 – 100 м, количество оборотов 3000 – 8000. Объем износа поверхностного слоя определяли после проведения профилометрии образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра MicroMeasure 3D Station (Stil, Франция). Скорость износа рассчитывали по формуле

$$V = \frac{2\pi RA}{FL} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м}),$$

где R – радиус трека, мм; A – площадь поперечного сечения канавки износа, мм²; F – величина приложенной нагрузки, Н; L – пройденная шариком дистанция, м.

Анализ литературных источников, посвященных исследованию фазовых превращений в системе Al–Ti–Cu, позволил выявить следующие основные закономерности. Диаграмма состояния системы Cu–Ti является сложной и до настоящего времени обсуждаемой. Воспользуемся диаграммой состояния, представленной в работе [3]. В системе Cu–Ti (рис. 1) обнаружено существование шести соединений, два из которых плавятся конгруэнтно: γ -CuTi₂ (прототип MoSi₂, символ Пирсона *tI6*, пространственная группа (пр. гр.) *I4/mmm*) при температуре 1010 °С, δ -CuTi (CuTi, *tP4*, *P4nm*) при 984 °С. Четыре других соединения: β -Cu₄Ti (ZrAu₄, *oP20*, *Pnna*), α -Cu₄Ti (MoNi₄, *tI10*, *I4/m*), λ -Cu₂Ti (VAu₂, *oC12*, *Amm2*), Θ -Cu₃Ti₂ (Cu₃Ti₂, *tP10*, *P4/mnn*) и ϵ -Cu₄Ti₃ (Cu₄Ti₃, *tI4*, *I4/mmm*) – образуются по перитектическим реакциям [3]. Соединения λ и Θ существуют в узких температурных интервалах и распадаются по эвтектоидным реакциям. Соединения ζ , ϵ , δ и γ имеют узкие области гомогенности по составу. Кроме того, в ряде работ обнаружено существование соединения Cu₇Ti₃, которое плавится конгруэнтно при температуре

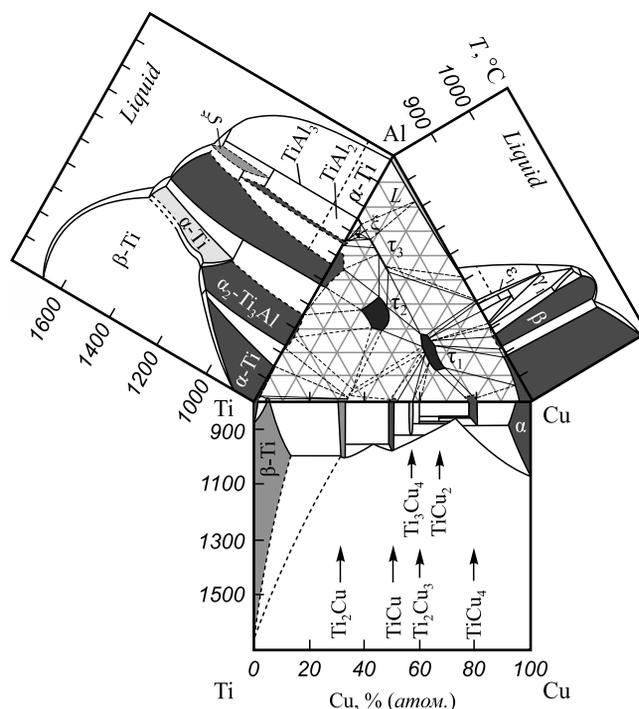


Рис. 1. Бинарные диаграммы систем Al–Cu, Cu–Ti, Al–Ti [3] и изотермическое сечение тройной системы Al–Cu–Ti при 800 °С [4, 6]. Серым и темным цветом выделены однофазные области

905 °С, а при температуре 865 °С распадается по эвтектоидной реакции на Cu₃Ti₂ и Cu₃Ti₂.

Алюминий с медью (система Al–Cu) образуют диаграмму эвтектического типа со стороны алюминия (рис. 1). В системе Al–Cu выявлено 15 фаз. Две фазы (Cu) и (Al) являются твердыми растворами на основе меди и алюминия, шесть фаз: β -фаза (твердый раствор на основе соединения Cu₃Al), χ , γ_1 , ϵ_1 , η_1 -CuAl (символ Пирсона *oP16*, пр. гр. *Pban*) и θ -CuAl₂ (CuAl₂, *tI12*, *I4/mcm*) образуются с участием жидкой фазы, остальные фазы – γ_2 -Cu₉Al₄ (*cP52*, *P43m*), α_2 (прототип Al₃Ti, *tI12*, *I4/mmm*), ϵ_2 -Cu₁+_xAl (AsNi, *hP4*, *P63/mmc*), δ_1 -Cu₁₀₀-_xAl_x ($38,1 \leq x \leq 40,7$)(*R3m*), ζ_1 (*hP4*, *P63/mmm*), ζ_2 -Cu_{11,5}Al₉ (*oI24*- $3,5$, *Imm2*), η_2 -Al₁₀Cu₁₀ (*mC20*, *C2/m*) образуются в результате превращений в твердом состоянии [3].

В системе Al–Ti при термодинамически равновесных условиях обнаружен ряд интерметаллических соединений (рис. 1): Ti₃Al (прототип Ni₃Sn, *hP8*, *P63/mmc*); TiAl (AuCu, *tP2*, *P4/mmm*); TiAl₂ (HfGa₂, *tI24*, *I41/amd*); TiAl₃ (TiAl₃, *tI8*, *P4/mmm*); Ti₉Al₂₃ обладает тетрагональной структурой [3].

Тройная система Al–Cu–Ti характеризуется рядом особенностей (рис. 1). Во-первых, в этой системе все сплавообразующие элементы являются металлами с сильно различающейся электронной структурой (табл. 1). Размеры атомов двух элементов Al и Ti близки, а радиус третьего атома Cu значительно меньше (табл. 1). Во-вторых, области гомогенности фаз, примыкающих к сторонам изотермического треугольника при

Электронное строение и структура сплавообразующих элементов системы Al–Ti–Cu [3]

Металл	Электронная структура	R , нм	Символ Пирсона	Пр. гр.	Тип структуры в <i>Strukturbericht</i>
Al	[Ne]3s ² 3p ¹	0,1430	<i>cF4</i>	<i>Fm3m</i>	<u>A1</u>
Ti	[Ar] 3d ² 4s ²	0,1462	<i>hP2</i>	<i>P6₃/mmc</i>	<u>A3</u>
Cu	[Ar] 3d ¹⁰ 4s ¹	0,1280	<i>cF4</i>	<i>Fm3m</i>	<u>A1</u>

Структурные характеристики фаз, формирующихся в тройных системах Al–Ti–Cu

Фаза	Состав	Символ Пирсона	Пр. гр.	Тип структуры	Прототип	Источник
τ_1	TiCu ₂ Al	<i>cF16</i>	<i>Fm3m</i>	L2 ₁	MnCu ₂ Al	[4]
τ_2	TiCuAl	<i>hP12</i>	<i>P6₃/mmc</i>	C14	MgZn ₂	[5]
τ_3	Ti ₂ CuAl ₅	<i>cP4</i>	<i>Pm3m</i>	L1 ₂	Cu ₃ Au	[5]
–	Ti ₂₅ Cu ₄ Al ₇₁	<i>tI16</i>	<i>I4/mmm</i>	<u>D0₂₃</u>	ZrAl ₃	[4]
ξ	Не определен	–	–	–	Ti ₂ Al ₅	[4]

температуре 800 °С небольшие, тогда как области гомогенности тройных соединений во внутренних областях фазовой диаграммы значительны (рис. 1). В-третьих, тройные соединения во внутренних областях фазовой диаграммы обладают плотноупакованными структурами с широким спектром сингоний: кубической, тетрагональной и гексагональной (табл. 2).

Таким образом, в термодинамически равновесных условиях в системе Al–Cu–Ti формируется большое число двойных и тройных фаз. Высокоскоростной метод термической обработки существенным образом ограничивает процесс фазообразования вследствие высоких скоростей отвода тепла в интегрально холодный объем подложки.

В качестве обобщающего параметра, характеризующего режим облучения материала импульсным электронным пучком и уровень сплавообразования, используем характеристику вида $W_S = (E_S N / \tau)$, учитывая как плотность мощности пучка электронов, так и фоновый нагрев образца при многоимпульсной обработке. Экспериментальным путем установили, что система пленка (TiCu)/подложка (Al) не плавится при $W_S \leq 0,5 \cdot 10^6$ (Вт/см²)·имп. В этом случае покрытие сохраняется, фиксируется множественное трещинообразование, делящее покрытие на фрагменты. Материалом, разделяющий фрагменты покрытия, является, как показал микрорентгеноспектральный анализ, алюминий. В интервале значений $(1 - 6) \cdot 10^6$ (Вт/см²)·имп. наблюдается формирование структуры островкового типа (островки покрытия разделены участками ячеистой кристаллизации системы пленка/подложка) (рис. 2, а, б). При значениях параметра

$W_S = 15 \cdot 10^6$ (Вт/см²)·имп. система пленка (TiCu)/подложка (A7) устойчиво плавится (рис. 2, в, з). На поверхности формируется поликристаллическая структура, размер зерен которой изменяется в пределах от 5 до 40 мкм (рис. 2, з). В объеме зерен выявляется структура ячеистой кристаллизации с размером ячеек от 0,4 до 2,0 мкм (рис. 2, з, вставка).

Методами микрорентгеноспектрального анализа выявлено формирование поверхностных сплавов состава Al–Ti–Cu, концентрация элементов в которых существенным образом зависит от параметров облучения. Анализируя результаты, представленные на рис. 3, можно отметить, что концентрация легирующих элементов в поверхностном слое алюминия в зависимости от энергетики пучка электронов может изменяться в весьма широких (от 52 до 2,5 %) пределах. Таким образом, облучая систему пленка/подложка электронным пучком, можно в широких пределах варьировать элементный и, соответственно, фазовый составы поверхностного слоя материала.

Фазовый состав поверхностного слоя системы пленка (TiCu)/подложка (A7) анализировали методами дифракции рентгеновских лучей в геометрии Брегга-Брентано. Выполненные исследования позволили выявить формирование в поверхностном слое толщиной примерно 10 мкм многофазной структуры, качественный и количественный состав которой зависит от режима электронно-пучковой обработки. Установлено, что суммарная объемная доля вторых фаз (Al₃Ti, Ti₃Al, Ti₃Cu) максимальна (примерно 40 %) при облучении системы по режиму: $E_S = 15$ Дж/см², $\tau = 100$ мкс, $N = 20$ имп., $f = 0,3$ Гц, т.е. в поверхностном сплаве состава 79 % Al – 16 % Ti – 5 % Cu (рис. 3).

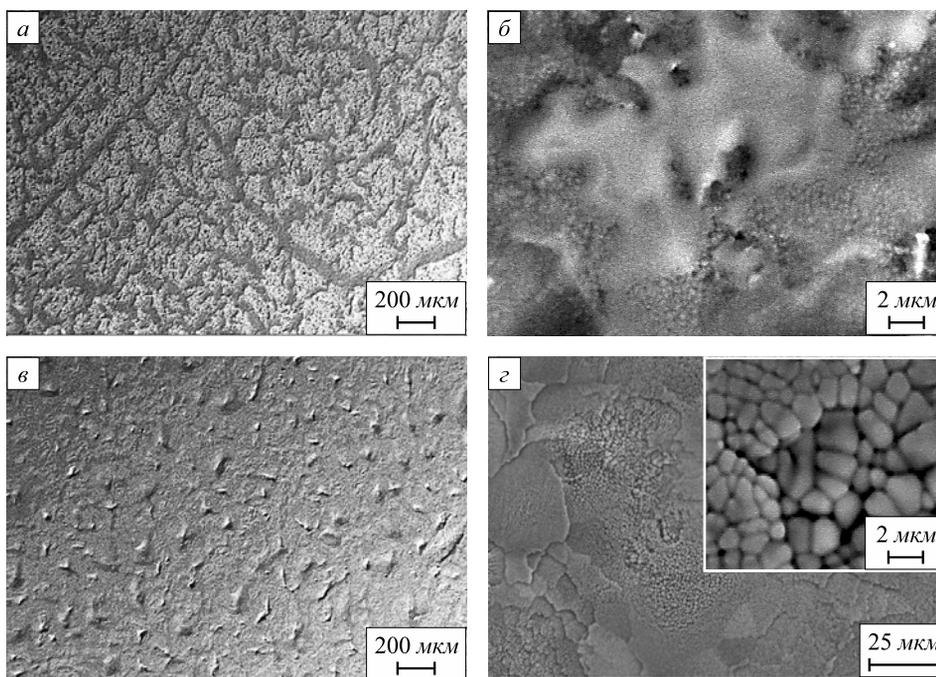


Рис. 2. Структура поверхности облучения системы пленка (TiCu)/подложка (технически чистый алюминий А7); параметры пучка электронов:

а, б – $E_s = 15 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $N = 3 \text{ имп.}$; в, д – $E_s = 15 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 20 \text{ мкс}$, $N = 20 \text{ имп.}$ Сканирующая электронная микроскопия

Модификация фазового и элементного составов, дефектной субструктуры поверхностного слоя алюминия должна сказаться на физико-механических и трибологических свойствах материала. Для аттестации свойств поверхностного сплава были выполнены исследования твердости, модуля Юнга и износостойкости системы покрытие/подложка до и после электронно-пучкового воздействия. Результаты анализа твердости поверхностного слоя приведены на рис. 4, а, модуля Юнга – на рис. 4, б. Отчетливо видно, что максимальная твердость 5 – 6 ГПа и максимальный модуль Юнга 200 – 250 ГПа достигаются на поверхности облучения. Учитывая, что модуль Юнга оксида Al_2O_3 изменяется в пределах 200 – 400 ГПа, а модуль Юнга алюминия не

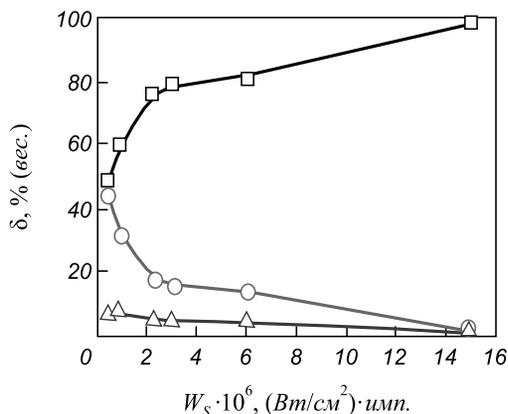


Рис. 3. Зависимость концентрации элементов поверхностного слоя системы пленка (TiCu)/подложка (А7) от параметров облучения импульсным электронным пучком:

□ – концентрация алюминия; ○ – титана; △ – меди

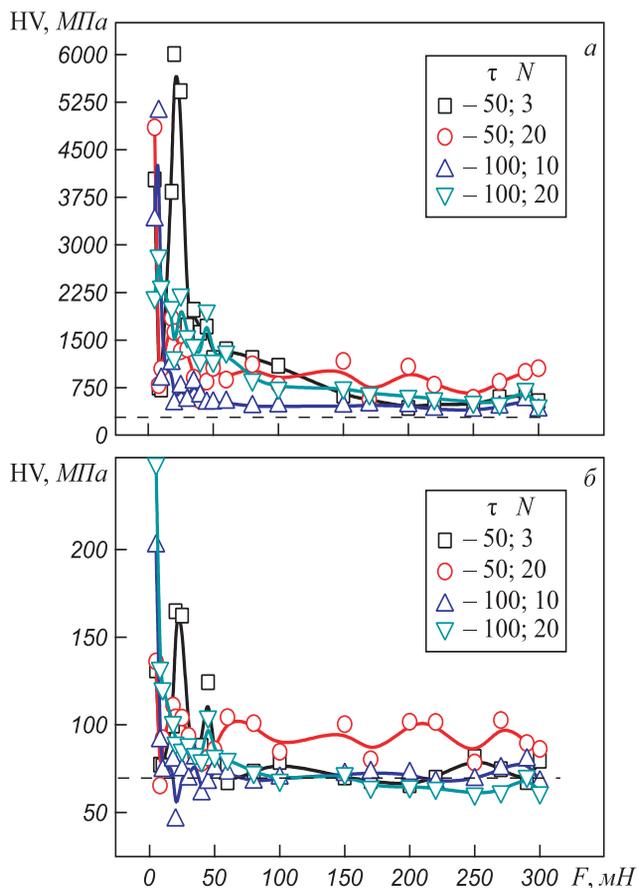


Рис. 4. Зависимость от нагрузки F на индентор твердости HV (а) и модуля Юнга E (б) поверхностных сплавов, сформированных при облучении импульсным электронным пучком системы пленка (TiCu)/подложка (А7); $E_s = 15 \text{ Дж/см}^2$; $f = 0,3 \text{ Гц}$; длительность τ импульсов, мкс, и их количество N указаны на рисунках

превышает 70 ГПа, можно сказать, что на стадии остывания на поверхности образцов формировалась тонкая пленка оксидной фазы. В интервале нагрузок на индентор 20 – 70 мН выявляется некоторый подслои, твердость которого примерно 2 ГПа (почти в 7 раз выше твердости исходного материала), модуль Юнга примерно 110 ГПа (почти в 1,8 раз выше модуля Юнга исходного материала).

При дальнейшем увеличении нагрузки на индентор твердость и модуль Юнга снижаются, приближаясь к характеристикам исходного материала. Следует однако отметить, что при облучении системы пленка/подложка электронным пучком с параметрами $E_s = 15$ Дж/см², $f = 0,3$ Гц, $\tau = 50$ мкс, $N = 20$ имп. удается сформировать протяженный слой, твердость которого более чем в 3 раза, а модуль Юнга в 1,5 раза превышают значения для исходного алюминия. Увеличение прочностных свойств поверхностного слоя сопровождается повышением износостойкости примерно в 1,2 раза, что фиксируется в системе пленка/подложка, облученной электронным пучком с параметрами $E_s = 15$ Дж/см², $f = 0,3$ Гц, $\tau = 100$ мкс, $N = 20$ имп.

Выводы. Осуществлен синтез высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекунд-

ной длительности легких поверхностных сплавов на основе алюминия, обладающих высокими значениями твердости, модуля Юнга и износостойкости. Выполнены структурные исследования и показано, что повышение физико-механических характеристик алюминия обусловлено формированием в результате плавления и высокоскоростной кристаллизации системы пленка (TiCu)/подложка (алюминий) многофазного субмикронаноструктурного состояния.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. In *Materials surface processing by directed energy techniques*. Elsevier, 2006. P. 205 – 240.
2. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // *Изв. вуз. Физика*. 2008. № 5. С. 60 – 76.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1 – 3.
4. Raman A., Schubert K. // *Z. Metallkd.* 1965. Vol. 56. P. 99 – 104.
5. Крूपякевич П.И., Маркив В.Я., Троян А.А. // *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR, A, Fiz.-Mat. Tekh. Nauki*. 1964. № 7. P. 922 – 924.
6. Murray J.L. // *Int. Met. Rev.* 1985. Vol. 30. P. 211 – 233.

© 2014 г. Иванов Ю.Ф., Крысина О.В.,
Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Клопотов А.А.
Поступила 14 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 8. Vol. 57, pp. 37–41.

SYNTHESIS OF THE SURFACE ALLOYS BY HIGH - INTENSITY PULSED ELECTRON BEAM TREATMENT OF THE FILM/SUBSTRATE SYSTEM: STRUCTURE AND PROPERTIES

Ivanov Yu.F.^{1,2}, Dr. Sci. (Eng.), Assist Professor
(yuf55@mail.ru)

*Krycina O.V.*¹, Junior Researcher

*Petrikova E.A.*¹, Postgraduate

*Teresov A.D.*¹, Reading electronic

*Klopotov A.A.*³, Dr. Sci. (Eng.), Professor

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

² National Research Tomsk Polytechnic University (30, pr. Lenina, Tomsk, 634050, Russia)

³ Tomsk State University of Architecture and Building (2, Solyanaya sq., Tomsk, 634003, Russia)

Abstract. Nano-structured multiphase surface light alloys of Al–Ti–Cu system have been synthesized by pulsed melting of the high-intensity electron beam of the film / substrate. Irradiation modes allowing multiply increase strength and tribological characteristics of the initial material have been identified.

Keywords: film/substrate, electron beam, surface alloys, phase composition, structure, properties.

REFERENCES

1. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. In *Materials surface processing by directed energy techniques*. Elsevier, 2006, pp. 205–240.
2. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of surfaces of metal-ceramic and ceramic materials by electron-beams. *Russian Physics Journal*. 2008, Vol. 51, no. 5, pp. 505–516.
3. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem* [Diagrams of binary metal systems]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996–2000. Vol. 1–3. (In Russ.)
4. Raman A., Schubert K. *Z. Metallkd.* 1965. Vol. 56, pp. 99–104.
5. Крूपякевич П.И., Маркив В.Я., Троян А.А. *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR, A, Fiz.-Mat. Tekh. Nauki*. 1964, no. 7, pp. 922–924.
6. Murray J.L. *Int. Met. Rev.* 1985. Vol. 30, pp. 211–233.

Acknowledgements. This work was partially financially supported by the grant of RFBR (project no.13-08-00416 and no.13-08-98084).

Received January 14, 2014

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.162.263

ЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ РАСПОЗНАВАНИЯ ВИДА ОТКЛОНЕНИЯ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ ОТ НОРМАЛЬНОГО РЕЖИМА*

Онорин О.П.¹, к.т.н., доцент

Спирин Н.А.², д.т.н., профессор (n.a.spirin@ustu.ru)

Павлов А.В.³, зам. главного металлурга

Лавров В.В.², к.т.н., доцент

Истомин А.С.², аспирант

Бурыкин А.А.², к.т.н., доцент

Щипанов К.А.², к.т.н., доцент

¹ ОАО «Уральский институт металлов»

(620062, Россия, г. Екатеринбург, ул. Гагарина, 14, офис 326)

² Уральский федеральный университет

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

³ ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

(455002, Россия, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Кирова, 93)

Аннотация. Разработаны логические основы оценки нормального хода доменной плавки и распознавания видов отклонений от нормального режима ее работы: периферийного, центрального (осевого) газового потока, горячего и холодного хода, тугого хода печи, верхнего и нижнего подвисяния шихты в доменной печи. Для оценки нормального хода доменной плавки и видов отклонений от нормального режима обобщен опыт работы специалистов доменного цеха ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК). Предложенную методику целесообразно использовать в компьютерных системах поддержки принятия решений при управлении доменной плавкой в режиме реального времени.

Ключевые слова: доменное производство, технология доменной плавки, нарушения работы доменной печи, устойчивость газового потока, тепловой режим доменной плавки, подвисяние доменной шихты.

Несмотря на многовековую историю процесс доменной плавки изучен еще не во всех деталях [1, 2]. Проблемой всех существующих математических моделей является их недостаточная точность значений входящих в них параметров. Вместе с тем ведущими специалистами-металлургами накоплен громадный запас знаний и опыт ведения процесса, диагностики агрегатов, что позволяет им вести технологический процесс при отсутствии объективной информации. Этот запас знаний реализуется в экспертных системах. Технологические основы экспертных систем доменной плавки представлены в работах [3 – 8]. Развитие таких систем возможно при использовании детерминированных знаний о процессе и обобщении практического опыта специалистов в предметной области. Для выявления вида отклонения процесса плавки от нормального режима обобщен опыт работы специалистов доменного цеха ОАО «ММК».

Признаки нормальной работы доменной печи

Признаками ровного хода плавки являются [9 – 11]:

1 – ровный с постоянной скоростью сход шихтовых материалов;

2 – постоянство расхода и давления дутья, подаваемого в печь;

3 – постоянство температуры подаваемого в печь горячего дутья;

4 – постоянство общего и частных перепадов давления газа по высоте шихты;

5 – постоянство интенсивности горения кокса в фурменных очагах;

6 – стабильность распределения газового потока в печи, что характеризуется кривой содержания диоксида углерода по сечению печи;

7 – равномерный нагрев по фурмам;

8 – постоянство выноса колошниковой пыли из печи;

9 – стабильный по абсолютному значению и умеренный диапазон колебаний температуры газа на периферии и на колошнике;

* Работа выполнена при финансовой поддержке УрФУ в рамках реализации Программы развития УрФУ для победителей конкурса «Молодые ученые УрФУ».

10 – устойчивое тепловое состояние печи, обеспечивающее получение чугуна и шлака заданного состава;

11 – однородный состав чугуна по леткам.

Для выявления вида отклонения плавки от нормального режима сравниваются между собой два периода – базовый, в котором осуществляется сбор информации о работе печи за 2 ч до текущего времени с последующим усреднением полученных данных, и прогнозный, в котором производится сбор информации за 2 ч после базового периода. Перечень параметров и условий, используемых для распознавания нормального режима работы доменной печи, представлен ниже:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{\text{доп}}$	R_i
P_1	$\Delta X_1 = V_{\text{л}}^{\text{н}} - V_{\text{л}}^{\text{б}} $	50	0,9
P_2	$\Delta X_2 = P_{\text{л}}^{\text{н}} - P_{\text{л}}^{\text{б}} $	50	0,7
P_3	$\Delta X_3 = t_{\text{л}}^{\text{н}} - t_{\text{л}}^{\text{б}} $	20	0,6
P_4	$\Delta X_4 = \Delta P_{\text{общ}}^{\text{н}} - \Delta P_{\text{общ}}^{\text{б}} $	50	0,9
P_5	$\Delta X_5 = \Delta P_{\text{н}}^{\text{н}} - \Delta P_{\text{н}}^{\text{б}} $	35	0,9
P_6	$\Delta X_6 = \Delta P_{\text{в}}^{\text{н}} - \Delta P_{\text{в}}^{\text{б}} $	15	0,6
P_7	$\Delta X_7 = (t_{\text{пер, max}}^{\text{н}} - t_{\text{пер, min}}^{\text{н}})^{\text{н}} - (t_{\text{пер, max}}^{\text{б}} - t_{\text{пер, min}}^{\text{б}})^{\text{б}} $	150	0,6
P_8	$\Delta X_8 = t_{\text{к.г, max}} - t_{\text{к.г, min}} $	100	0,9
P_9	$\Delta X_9 = t_{\text{к.г, ср}}^{\text{н}} - t_{\text{к.г, ср}}^{\text{б}} $	100	0,8
P_{10}	$\Delta X_{10} = [Si]^{\text{н}} - [Si]^{\text{б}} $	0,05	1,0
P_{11}	$\Delta X_{11} = CO_{2, \text{к.г}}^{\text{н}} - CO_{2, \text{к.г}}^{\text{б}} $	0,5	0,9
P_{12}	$\Delta X_{12} = t_{\text{чуг}}^{\text{н}} - t_{\text{чуг}}^{\text{б}} $	50	0,7
P_{13}	$\Delta X_{12} = B^{\text{н}} - B^{\text{б}} $	0,05	0,8

Примечание.

- P_1 – отклонение расхода дутья, м³/мин;
- P_2 – отклонение давления дутья, кПа;
- P_3 – отклонение температуры дутья, °С;
- P_4 – отклонение общего перепада давления, кПа;
- P_5 – отклонение нижнего перепада давления, кПа;
- P_6 – отклонение верхнего перепада давления, кПа;
- P_7 – окружная неравномерность температуры газа, °С;
- P_8 – распределение температуры колошниково-го газа, °С;
- P_9 – отклонение усредненной температуры колошниково-го газа, °С;
- P_{10} – отклонение содержания Si в чугуне, %;
- P_{11} – отклонение содержания CO₂ колошниково-го газа, %;
- P_{12} – отклонение температуры чугуна, °С;
- P_{13} – отклонение основности шлака (CaO + MgO)/SiO₂, доли.

При нормальном режиме работы отклонение по модулю i признака ΔX_i , характеризующего работу печи в базовом $X_i^{\text{б}}$ и проектном $X_i^{\text{п}}$ периодах, не должно превышать допустимого значения $\Delta X_i^{\text{доп}}$, которое является настройкой модели, т.е.

$$\Delta X_i = |X_i^{\text{б}} - X_i^{\text{п}}| \leq \Delta X_i^{\text{доп}}. \quad (1)$$

Если условие (1) выполняется («Истина»), то значению i -го идентификатора признака P_i присваивается значение «1», в противном случае («Ложь») – значение «0». При этом все признаки ранжируются. Каждому из них присваивается значение его ранга R_i , изменяющегося в диапазоне от нуля до единицы, определяемого методом экспертного оценивания.

Вероятность нормальной работы доменной печи $B_{\text{н}}$ рассчитывается по следующему соотношению:

$$B_{\text{н}} = \left(\sum_{i=1}^n \left(P_i \frac{R_i}{\sum_{i=1}^{n=13} R_i} \right) \right) 100 = \left(\sum_{i=1}^{n=13} (P_i \alpha_i) \right) 100, \quad (2)$$

где α_i – весовой коэффициент i -го идентификатора признака, изменяющийся в диапазоне $0 \div 1$; n – число признаков.

Если вероятность $B_{\text{н}}$ более 90 %, то доменная плавка имеет ровный ход без существенных отклонений от заданного режима. В ином случае присутствует неровный ход печи и необходимо его корректировать для ликвидации отклонений процесса плавки от нормального режима.

Аналогичным образом оцениваются вероятности и других режимов работы доменных печей. В последующем прогнозный период принимается за базовый для непрерывного отслеживания работы печи.

Следует отметить, что на доменных печах скорость движения материалов в печи непосредственно не фиксируется. Поэтому для характеристики допустимого отклонения в скорости движения шихты от нормальных значений используется расход дутья, определяющий эту скорость в базовом и прогнозном периодах.

Имеющимися техническими средствами, как правило, невозможно распознавать отклонение от нормального режима по излому пробы чугуна, по искрению его на выпусках, цвету и виду шлака, по виду шомпольных диаграмм и ряду других признаков. Однако перечисленные параметры опосредованно учитывают и эти визуальные признаки.

Отклонения от нормального режима доменной плавки

Все отклонения от такого режима можно объединить в три группы.

- нарушение устойчивости газового потока (периферийный, центральный и каналный газовые потоки);
- нарушение теплового режима плавки (горячий и холодный ход плавки);
- нарушение ровного схода шихты в печи (подвисяние шихты и тугой ход).

При наличии отклонения от нормального режима доменной плавки разность значений i признака ΔX_i , характеризующего работу печи в базовом $X_i^{\text{б}}$ и проектном $X_i^{\text{п}}$ периодах, превышает допустимое значения $\Delta X_i^{\text{доп}}$:

$$\Delta X_i = (X_i^6 - X_i^n) \geq \Delta X_i^{\text{доп}}. \quad (3)$$

Распознавание периферийного газового потока

Перечень признаков и условий, используемых для распознавания периферийного газового потока доменной плавки, приведен ниже:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{\text{доп}}$	R_i
P ₁₄	$\Delta X_{14} = t_{\text{к.г. max}} - t_{\text{к.г. min}}$	150	0,9
P ₁₅	$\Delta X_{15} = t_{\text{к.г. ср}}^n - t_{\text{к.г. ср}}^6$	150	0,8
P ₁₆	$\Delta X_{16} = t_{\text{пер. ср}}^n - t_{\text{пер. ср}}^6$	200	0,9
P ₁₇	$\Delta X_{17} = P_{\text{д}}^6 - P_{\text{д}}^n$	150	0,9
P ₁₈	$\Delta X_{18} = V_{\text{д}}^n - V_{\text{д}}^6$	100	0,9
P ₁₉	$\Delta X_{19} = \text{CO}_{2, \text{к.г}}^6 - \text{CO}_{2, \text{к.г}}^n$	0,5	0,9
P ₂₀	$\Delta X_{20} = t_{\text{чуг}}^6 - t_{\text{чуг}}^n$	20	0,8
P ₂₁	$\Delta X_{21} = (t_{\text{т.№ 1}}^{\text{т.№ 1}})^n - (t_{\text{т.№ 1}}^{\text{т.№ 1}})^6$	100	1,0
P ₂₂	$\Delta X_{22} = (t_{\text{т.№ 6}}^{\text{т.№ 6}})^6 - (t_{\text{т.№ 6}}^{\text{т.№ 6}})^n$	100	0,9

Примечание.

- P₁₄ – повышение неравномерности распределения температуры колошниковога газа в отдельных газоотоходах, °С;
- P₁₅ – увеличение отклонения усредненной температуры колошниковога газа, °С;
- P₁₆ – повышение средней окружной неравномерности температуры газа на периферии, °С;
- P₁₇ – снижение давления дутья, кПа;
- P₁₈ – повышение расхода дутья, м³/мин;
- P₁₉ – снижение содержания CO₂ колошниковога газа, %;
- P₂₀ – снижение температуры чугуна, °С;
- P₂₁ – повышение температуры газа по радиусу колошника (периферия), °С;
- P₂₂ – снижение температуры газа по радиусу колошника (ось печи), °С.

Распознавание центрального (осевого) газового потока

Возникновение осевого газового потока (т.е. преимущественного движения газа в центральных участках столба шихты) характеризуется следующими признаками:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{\text{доп}}$	R_i
P ₂₃	$\Delta X_{23} = (t_{\text{к.г. max}} - t_{\text{к.г. min}})^6 - (t_{\text{к.г. max}} - t_{\text{к.г. min}})^n$	50	0,8
P ₂₄	$\Delta X_{24} = t_{\text{пер. ср}}^6 - t_{\text{пер. ср}}^n$	50	0,9
P ₂₅	$\Delta X_{25} = (t_{\text{пер. max}} - t_{\text{пер. min}})^n - (t_{\text{пер. max}} - t_{\text{пер. min}})^6$	150	0,8
P ₂₆	$\Delta X_{26} = P_{\text{д}}^n - P_{\text{д}}^6$	100	0,9
P ₂₇	$\Delta X_{27} = \Delta P_{\text{общ}}^n - \Delta P_{\text{общ}}^6$	50	0,9
P ₂₈	$\Delta X_{28} = V_{\text{д}}^6 - V_{\text{д}}^n$	100	0,9

P ₂₉	$\Delta X_{29} = (t_{\text{т.№ 1}}^{\text{т.№ 1}})^6 - (t_{\text{т.№ 1}}^{\text{т.№ 1}})^n$	100	0,9
P ₃₀	$\Delta X_{30} = (t_{\text{т.№ 6}}^{\text{т.№ 6}})^n - (t_{\text{т.№ 6}}^{\text{т.№ 6}})^6$	100	1,0

Примечание.

- P₂₃ – снижение неравномерности распределения температуры колошниковога газа по газоотоходам, °С;
- P₂₄ – снижение средней температуры газа на периферии, °С;
- P₂₅ – повышение окружной неравномерности температуры газа, °С;
- P₂₆ – повышение давления дутья, кПа;
- P₂₇ – увеличение общего перепада давления, кПа;
- P₂₈ – снижение расхода дутья, м³/мин;
- P₂₉ – снижение температуры колошниковога газа около стенки печи, °С;
- P₃₀ – увеличение температуры колошниковога газа в центральной части печи, °С.

Распознавание горячего хода доменной плавки

Перегрев печи обычно является следствием малой рудной нагрузки, иногда – неконтролируемым улучшением качества железорудного сырья. Признаки горячего хода плавки следующие:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{\text{доп}}$	R_i
P ₃₁	$\Delta X_{31} = P_{\text{д}}^n - P_{\text{д}}^6$	120	0,9
P ₃₂	$\Delta X_{32} = t_{\text{к.г. ср}}^n - t_{\text{к.г. ср}}^6$	100	0,7
P ₃₃	$\Delta X_{33} = (t_{\text{к.г. max}} - t_{\text{к.г. min}})^6 - (t_{\text{к.г. max}} - t_{\text{к.г. min}})^n$	50	0,8
P ₃₄	$\Delta X_{34} = t_{\text{пер. ср}}^n - t_{\text{пер. ср}}^6$	50	0,8
P ₃₅	$\Delta X_{35} = (t_{\text{пер. max}} - t_{\text{пер. min}})^6 - (t_{\text{пер. max}} - t_{\text{пер. min}})^n$	100	0,8
P ₃₆	$\Delta X_{36} = t_{\text{чуг}}^n - t_{\text{чуг}}^6$	30	0,8
P ₃₇	$\Delta X_{37} = [\text{Si}]^n - [\text{Si}]^6$	0,15	1,0
P ₃₈	$\Delta X_{38} = \left(\frac{\text{CaO} + \text{MgO}}{\text{SiO}_2} \right)^n - \left(\frac{\text{CaO} + \text{MgO}}{\text{SiO}_2} \right)^6$	0,07	0,9

Примечание.

- P₃₁ – повышение давления дутья, кПа;
- P₃₂ – увеличение отклонения усредненной температуры колошниковога газа, °С;
- P₃₃ – снижение неравномерности распределения температуры колошниковога газа по газоотоходам, °С;
- P₃₄ – увеличение средней температуры газа на периферии, °С;
- P₃₅ – снижение окружной неравномерности температуры газа, °С;
- P₃₆ – повышение температуры чугуна, °С;
- P₃₇ – повышение содержания Si в чугуне, %;
- P₃₈ – увеличение основности шлака (CaO + MgO)/SiO₂, доли.

Горячий ход доменной плавки характеризуется еще несколькими признаками, которые, как правило, не измеряются имеющимися техническими средствами. К таким признакам относятся, в частности, следующие:

- при разогреве печи сход шихты характеризуется подстоями и обрывами, а также неустойчивым положением уровня засыпи;
- на диаграмме давления колошниковога газа появляются резкие пики, направленные в сторону повышения давления;
- разогрев печи сопровождается более ярким свечением воздушных фурм.

Распознавание холодного хода доменной плавки

Перечень признаков и условий, используемых для распознавания холодного хода доменной плавки, представлен ниже:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{доп}$	R_i
P ₃₉	$\Delta X_{39} = P_d^6 - P_d^n$	100	0,9
P ₄₀	$\Delta X_{40} = N^n - N^6$	2	0,9
P ₄₁	$\Delta X_{41} = \Delta P_n^6 - \Delta P_n^n$	30	0,9
P ₄₂	$\Delta X_{42} = \Delta P_{общ}^6 - \Delta P_{общ}^n$	50	0,9
P ₄₃	$\Delta X_{43} = V_d^n - V_d^6$	50	0,9
P ₄₄	$\Delta X_{44} = t_{чуг}^6 - t_{чуг}^n$	20	0,8
P ₄₅	$\Delta X_{45} = [Si]^6 - [Si]^n$	0,15	1,0
P ₄₆	$\Delta X_{46} = \left(\frac{CaO}{SiO_2} \right)^6 - \left(\frac{CaO}{SiO_2} \right)^n$	0,07	0,9

П р и м е ч а н и е.

- P₃₉ – снижение давления дутья, кПа;
- P₄₀ – увеличение числа срабатываемых подач;
- P₄₁ – уменьшение нижнего перепада давления, кПа;
- P₄₂ – уменьшение общего перепада давления, кПа;
- P₄₃ – увеличение расхода дутья, м³/мин;
- P₄₄ – снижение температуры чугуна, °С;
- P₄₅ – уменьшение содержания Si в чугуне, %;
- P₄₆ – снижение основности шлака (CaO/SiO₂), доли.

К числу признаков, которые не могут быть зафиксированы техническими средствами, относятся следующие:

- при похолодании печи фурмы работают интенсивно, но «холодно», на них периодически появляются шлак и неподготовленный материал;
- понижается выход пара в системе испарительного охлаждения (или температура холодильников и огнеупорной кладки при проточной системе охлаждения печи).

Распознавание нарушений в сходе шихтовых материалов

Нарушение в сходе шихты в доменной печи – это наиболее распространенный вид нарушения нормаль-

ного хода плавки. К этим видам нарушения относятся тугой ход и подвисания шихты. По своему характеру подвисания шихты различаются на верхние и нижние. В зависимости от нагрева печи подвисания бывают на горячем и холодном ходу.

Распознавание тугого хода печи. Такой вид нарушения плавки чаще всего связан с чрезмерным сокращением периферийного газового потока при недостаточной газопроницаемости центральной зоны печи. Это в свою очередь является результатом работы печи с пониженным уровнем засыпи, с работой печи на увеличенной подаче, с увеличением доли мелкой фракции в загружаемой шихте, при работе печи на шлаках повышенной основности. Перечень признаков и условий, используемых для распознавания тугого хода доменной печи, следующий:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{доп}$	R_i
P ₄₇	$\Delta X_{47} = [Si]^n - [Si]^6$	0,15	0,9
P ₄₈	$\Delta X_{48} = t_{чуг}^n - t_{чуг}^6$	20	0,8
P ₄₉	$\Delta X_{49} = P_d^n - P_d^6$	120	0,9
P ₅₀	$\Delta X_{50} = V_d^6 - V_d^n$	50	0,9
P ₅₁	$\Delta X_{51} = \Delta P_{общ}^n - \Delta P_{общ}^6$	50	0,9
P ₅₂	$\Delta X_{52} = (t_{к.г. max} - t_{к.г. min})^6 - (t_{к.г. max} - t_{к.г. min})^n$	50	0,8

П р и м е ч а н и е.

- P₄₇ – увеличение содержания Si в чугуне, %;
- P₄₈ – увеличение температуры чугуна, °С;
- P₄₉ – увеличение давления дутья, кПа;
- P₅₀ – снижение расхода дутья, м³/мин;
- P₅₁ – увеличение общего перепада давления, кПа;
- P₅₂ – снижение неравномерности распределения температуры колошниковога газа по газоотводам, °С.

К числу признаков, характеризующий тугой ход печи, которые невозможно отобразить на компьютере, относятся:

- при тугом ходе печи давление колошниковога газа становится неустойчивым – на диаграмме появляются пики повышенного давления;
- выход колошниковога газа становится неустойчивым;
- из-за отсутствия на печах ОАО «ММК» устройств для фиксации содержания CO₂ по радиусу колошника отсутствует признак повышения его концентрации на периферии при тугом ходе печи.

Таким образом, для распознавания тугого хода печи имеются шесть признаков. Если из числа этих признаков удовлетворяется пять, то с большой долей вероятности можно судить о том, что печь выходит на «тугой ход».

Распознавание верхнего подвисания шихты в доменной печи. Верхнее подвисание шихты связано с констрикцией материалов в верхней зоне печи и может воз-

никать при любом нагреве печи. Такой вид подвисания возникает, как правило, с ухудшением качества шихтовых материалов (низкая механическая прочность кокса, большое содержание мелочи в железорудном сырье). Возникновение верхнего подвисания может быть следствием несоответствия качества шихтовых материалов дутьевому режиму. Перечень признаков и условий, используемых для распознавания верхнего подвисания шихты в доменной печи, приведен ниже:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{\text{доп}}$	R_i
P ₅₃	$\Delta X_{53} = \Delta P_{\text{в}}^{\text{н}} - \Delta P_{\text{в}}^{\text{б}}$	15	0,9
P ₅₄	$\Delta X_{54} = \Delta P_{\text{общ}}^{\text{н}} - \Delta P_{\text{общ}}^{\text{б}}$	50	0,9
P ₅₅	$\Delta X_{55} = P_{\text{д}}^{\text{н}} - P_{\text{д}}^{\text{б}}$	30	0,9
P ₅₆	$\Delta X_{56} = \text{CO}_{2, \text{к.г}}^{\text{н}} - \text{CO}_{2, \text{к.г}}^{\text{б}}$	0,5	0,8
P ₅₇	$\Delta X_{57} = t_{\text{пер, ср}}^{\text{н}} - t_{\text{пер, ср}}^{\text{б}}$	100	0,8
P ₅₈	$\Delta X_{58} = (t_{\text{пер, max}}^{\text{н}} - t_{\text{пер, min}}^{\text{н}})^{\text{б}} - (t_{\text{пер, max}}^{\text{б}} - t_{\text{пер, min}}^{\text{б}})^{\text{н}}$	50	0,8

Примечание.

- P₅₃ – увеличение верхнего перепада давления, кПа;
- P₅₄ – увеличение общего перепада давления, кПа;
- P₅₅ – увеличение давления дутья, кПа;
- P₅₆ – увеличение содержания CO₂ в колошниковом газе, %;
- P₅₇ – повышение средней температуры периферийных газов, °С;
- P₅₈ – снижение окружной неравномерности температуры газа на периферии, °С.

К числу признаков, которые не могут быть отражены в удобном для компьютера виде при распознавании верхнего подвисания, следует отнести:

- верхнее подвисание сопровождается интенсивной и в большинстве случаев равномерной работой воздушных фурм;

- температура газа в газоотводах печи первоначально понижается, а затем медленно растет;

- сход шихтовых материалов печи по показаниям приборов прекращается после нескольких обрывов шихты;

- одним из главных признаков подвисания шихты является, безусловно, факт прекращения схода шихты в печи, о чем должны свидетельствовать показания уровнемеров или других систем, регистрирующих движение материалов в доменных печах.

Распознавание нижнего подвисания шихты в доменной печи. Нижнее подвисание, как правило, вызывается нарушениями теплового и шлакового режимов плавки, в результате которых происходит перераспределение газового потока в печи, охлаждение полурасплавленных шлаковых расплавов с потерей их текучести, а иногда и со снижением фильтрующей способности коксовой насадки. Причиной нижнего подвисания шихты может быть и переполнение горна

печи жидкими продуктами плавки. Признаки нижнего подвисания шихты следующие:

Признак	Выражение для определения признака (ΔX_i)	$\Delta X_i^{\text{доп}}$	R_i
P ₅₉	$\Delta X_{59} = \Delta P_{\text{н}}^{\text{н}} - \Delta P_{\text{н}}^{\text{б}}$	30	1,0
P ₆₀	$\Delta X_{60} = P_{\text{д}}^{\text{н}} - P_{\text{д}}^{\text{б}}$	120	0,9
P ₆₁	$\Delta X_{61} = (t_{\text{к.г, max}}^{\text{н}} - t_{\text{к.г, min}}^{\text{н}})^{\text{б}} - (t_{\text{к.г, max}}^{\text{б}} - t_{\text{к.г, min}}^{\text{б}})^{\text{н}}$	70	0,8

Примечание.

- P₅₉ – увеличение нижнего перепада давления, кПа;
- P₆₀ – повышение давления дутья, кПа;
- P₆₁ – снижение неравномерности распределения температуры колошниковога газа по газоотводам, °С.

К числу признаков, характеризующих наступление нижнего подвисания, которые невозможно (или проблематично) оценить компьютерными методами, относят:

- сход шихты по показаниям шихтомеров характеризуется многочисленными провалами и подстоями шихтовых материалов;

- необходимо какими-то способами подчеркнуть «зигзагообразный вид» ленты показаний температуры газа в газоотводах печи при наступлении нижнего подвисания.

Выводы. Разработаны логические основы оценки нормального хода доменной плавки и распознавания видов отклонений от нормального режима ее работы: периферийного, центрального (осевого) газового потока, горячего и холодного хода, тугого хода печи, верхнего и нижнего подвисаний шихты в доменной печи. Предложенную методику целесообразно использовать в компьютерных системах поддержки принятия решений при управлении доменной плавкой в режиме реального времени.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Металлургия чугуна* / Под ред. Ю.С. Юсфина. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
2. *Blast furnace Phenomena and modelling* / Ed. By Yasuo Otori. Elsevier applied science. – London and New York, 1987. – 631 p.
3. Соловьев В.И., Краснобаев В.А., Сарапулов Ю.А., Павлов Е.А. – В кн.: Международная научно-техническая конференция «Теория и практика производства чугуна», 24 – 27 мая 2004 г., Украина. – Кривой Рог: изд. Криворожского технич. ун-та, 2004. С. 484 – 487.
4. Принципы построения экспертных систем в металлургии на примере экспертной системы «Советчик мастера доменной печи» / В.Г. Лисиенко, В.П. Чистов, А.Е. Пареньков и др. – Екатеринбург: изд. УГТУ, 1996. – 45 с.
5. Lida O., Taniyochi S., Hetani T. // *Kawasaki Steel Techn Dept.* 1992. № 26. P. 30 – 37.
6. Power D.J. *Web-based and model-driven decision support systems: concepts and issues.* Americas Conference on Information Systems, Long Beach, California. 2000.
7. 5-th European Congress on Coke and Ironmaking Held. Proceedings. Stockholm. Sweden. June, 12 – 15, 2005.

8. 6-th European Coke and Ironmaking Congress. Dusseldorf. Germany, 27 June – 1 July. 2011.
9. Френкель М.М., Федулов Ю.В., Белова О.А., Краснобаев В.А. // Сталь. 1992. № 7. С. 15 – 18.
10. Информационные системы в металлургии / Н.А. Спирин, Ю.В. Ипатов, В.И. Лобанов и др. – Екатеринбург: изд. УГТУ–УПИ, 2001. – 617 с.
11. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др. – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2011. – 462 с.

© 2014 г. О.П. Онорин, Н.А. Спирин, А.В. Павлов, В.В. Лавров, А.С. Истомин, А.А. Бурькин, К.А. Щипанов
 Поступила 12 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 8. Vol. 57, pp. 42–47.

LOGICAL BASIS OF RECOGNITION OF DEVIATIONS FOR BTAST-FURNACE PRODUCTION FROM NORMAL

Onorin O.P.¹, *Cand. Sci. (Eng.), assist. Professor*
Spirin N.A.², *Dr. Sci. (Eng.), Professor* (n.a.spirin@ustu.ru)
Pavlov A.V.³, *Deputy Chief Engineer*
Lavrov V.V.², *Cand. Sci. (Eng.), assist. Professor*
Istomin A.S.², *Postgraduate*
Buriykin A.A.², *Cand. Sci. (Eng.), assist. Professor*
Shchipanov K.A.², *Cand. Sci. (Eng.), assist. Professor*

¹ JSC “Ural Institute of metals” (14, room 326, Gagarina str., Ekaterinburg, 620062, Russia)

² Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

³ JSC “Magnitogorsk Metallurgical Plant” (93, Kirova str., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, 455002, Russia)

Abstract. Developed logical basis for assessing the normal course of the blast furnace and the recognition types of deviations from the normal mode of operation: peripheral, central (axial) of the gas flow, hot and cold running, tight travel furnace top and bottom of suspension in a blast furnace charge. To assess the normal course of the blast furnace and the types of deviations from normal generalized experience of specialists blast furnace plant JSC “Magnitogorsk Iron and Steel Works”. Using the proposed method should be used in computer systems to support decision-making in the management of the blast furnace in real time.

Keywords: blast furnace, blast furnace technology, disturbances of the blast furnace, gas flow resistance, thermal regime blast furnace, suspension in a blast furnace charge.

REFERENCES

1. *Metallurgiya chuguna* [Metallurgy of Iron]. Yusfin Yu.S. ed. Moscow: ИКЦ “Академ-книга”, 2004. 774 p. (In Russ.).
2. *Blast furnace Phenomena and modeling*. Ed. By Yasuo Omori. Elsevier applied science. London and New York, 1987. 631 p.
3. Solov’ev V.I., Krasnobaev V.A., Sarapulov Yu.A., Pavlov E.A. *Mezhdunarodnaya nauchno-tehnicheskaya konferentsiya «Teoriya i praktika proizvodstva chuguna» 24–27.05.2004* [International Scientific Conference “Theory and Practice of ironmaking” May 24–27, 2004]. Ukraine – Krivoy Rog: izd. Krivorozhskogo tekhnich. un-ta, 2004, pp. 484–487.
4. Lisienko V.G., Chistov V.P., Paren’kov A.E. etc. *Printsipy postroeniya ekspertnykh sistem v metallurgii na primere ekspertnoi sistemy «Sovetchik мастера доменной печи»* [Principles of construction of expert systems in the steel industry as an example of an expert system “Advisor for blast furnace master”]. Ekaterinburg: izd. UGTU, 1996. 45 p. (In Russ.).
5. Lida O., Taniyochi S., Hetani T. Kawasaki *Steel Techn Dept*. 1992, no. 26, pp. 30–37.
6. Power D.J. *Web-based and model-driven decision support systems: concepts and issues. Americas Conference on Information Systems*, Long Beach, California. 2000.
7. *5-th European Congress on Coke and Ironmaking Held. Proceedings*. Stockholm. Sweden. June, 12–15, 2005.
8. 6-th European Coke and Ironmaking Congress. Dusseldorf. Germany, 27 June–1 July, 2011.
9. Frenkel’ M.M., Fedulov Yu.V., Belova O.A., Krasnobaev V.A. Export system for furnace control. *Stal’*. 1992, no. 7, pp. 15–18. (In Russ.).
10. Spirin N.A., Ipatov Yu.V., Lobanov V.I. etc. *Informatsionnye sistemy v metallurgii* [Information systems in metallurgy]. Ekaterinburg: izd. UGTU–UPI, 2001. 617 p. (In Russ.).
11. Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu. etc. *Model’nye sistemy podderzhki prinyatiya reshenii v ASU TP domnoy pлавки metallurgii* [Model of decision support system in the APCS of blast furnace metallurgy]. Ekaterinburg: izd. UrFU, 2011. 462 p. (In Russ.).

Acknowledgements. This work was financially supported by Ural Federal University (UrFU) in framework of the development program for the winners of the contest “Young scientists of UrFU”.

Received December 12, 2013

ВОЗМОЖНОСТИ ОБНОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ НЕОПРЕДЕЛЕННОСТИ И РИСКА

Быстров В.А., д.т.н., профессор (bistrov39@yandex.ru)

Вуцан Е.С., соискатель ученой степени канд. экон. наук

Дьяков П.К., аспирант

Вдовин Н.В., аспирант

Сибирский государственный индустриальный университет

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

Аннотация. Рассмотрены возможности обновления металлургического оборудования на современном этапе в условиях неопределенности и риска. Предложена новая стратегия амортизационной политики в основной капитал металлургических предприятий.

Ключевые слова: амортизация, основные производственные фонды.

В условиях неопределенности и риска система обновления металлургического оборудования должна исходить из принципа рациональности принимаемых решений на основе анализа наиболее эффективного использования оборудования, соотносящегося с нормативными положениями гражданского и хозяйственного законодательства. Реализация этих задач предполагает как принятие управленческих решений в области инвестиционной деятельности предприятий, так и в области ее амортизационной политики.

В настоящее время между российскими и международными стандартами учета основных средств имеются отличия, поскольку представляют разные концепции стоимости. Переход на Международную систему финансовой отчетности (МСФО) ведет не просто к корректировке сумм статей баланса, но и меняет ее сущность [1]. Согласно российским стандартам бухгалтерского учета (РСБУ), стоимость основных средств формируется в сумме затрат на их приобретение, или первоначальной стоимости, за вычетом амортизации. Исходя из вышесказанного предлагается следующий механизм формирования инвестиций для обновления металлургического оборудования.

1. Осуществление оценки справедливой стоимости оборудования как механизм стабилизации амортизационного капитала.

В создавшейся ситуации наиболее обоснованным видится вариант оценки справедливой стоимости экспертом-оценщиком. Основные этапы оценки справедливой стоимости обновляемого оборудования включают [2]:

– анализ состава и состояния необходимого оборудования в сочетании с технико-экономическими показателями деятельности предприятия;

– анализ рынка отрасли с оценкой рыночной стоимости ликвидных активов;

– оценку стоимости замещения за вычетом износа специализированных активов на основе теста экономического обесценивания и контрольные мероприятия по подготовке заключения и статистики.

2. Изменение подхода к оценке износа основных средств.

Анализ бухгалтерского, физического и совокупного (накопленного) износа основных средств показывает, что бухгалтерский износ не отражает совокупное обесценивание активов. Зачастую, он оказывается ниже и фактического физического износа оборудования, устанавливаемого после изучения возраста и состояния активов. Так, бухгалтерский износ основных средств отдельных предприятий составляет в среднем 38 %, тогда как физический износ – 55 %, а совокупный износ достигает 66 % [1].

В связи с этим считаем экономически целесообразным проводить оценку трех видов износа:

– физического, обусловленного физическим изнашиванием оборудования с течением времени и под воздействием внешней среды и нагрузок;

– функционального, проявляющегося при несоответствии конструктивных и функциональных характеристик актива современным требованиям и аналогам;

– внешнего, возникающего в результате неблагоприятного воздействия факторов экономической и политической обстановки, приводящих к снижению спроса на продукцию, эффективности производства.

3. Выбор варианта отнесения основных средств к амортизационной группе для определения срока полезного использования.

В сложившейся ситуации в Российской Федерации нормативные сроки использования основных средств, применяемые предприятиями на протяжении десятилетий, превышают сроки полезного использования активов.

Способы начисления амортизации в соответствии с РСБУ и МСФО

Начисления согласно РСБУ по способам			
линейному	уменьшаемого остатка	по сумме чисел лет срока полезного использования объекта	списания стоимости пропорционально объему продукции
Первоначальная стоимость, деленная на срок полезного использования	Произведение остаточной стоимости на начало года на норму амортизации и на коэффициент ускорения (2 или 3)	Произведение первоначальной стоимости на число лет до конца срока полезного использования, деленное на сумму чисел лет срока полезного использования	Произведение фактического объема продукции в отчетном периоде на первоначальную стоимость, деленное на предполагаемый объем продукции (работ) за весь срок полезного использования
Начисления согласно МСФО по методу			
прямолинейного списания (straight line method)	снижающейся балансовой стоимости (declining balance method)	суммы лет (sum of the years digits)	производственной (production / units of production / activity method)
Разность первоначальной и ликвидационной стоимости, деленная на срок полезного использования	Произведение балансовой стоимости на норму износа и на коэффициент ускорения (обычно 2)	Разность первоначальной и ликвидационной стоимости, умноженная на отношение числа лет до конца срока полезного использования к сумме чисел лет срока полезного использования	Разность первоначальной и ликвидационной стоимости, умноженная на отношение выработки в отчетном году к общей оценочной выработке за весь срок полезного использования

4. Выбор способа начисления амортизации основных средств как вариант оптимизации затрат.

Амортизационная политика организации зависит от выбора скорости переноса стоимости основных средств на себестоимость продукции и одновременно скорости накопления фондов для их замены. В настоящий момент реформирования российского бухгалтерского учета организации на основе требований и норм российского законодательства ведут учет в соответствии с МСФО. Порядок расчета годовых сумм амортизационных отчислений в соответствии с выбранным способом согласно российским и международным стандартам приведен в таблице.

Выводы. Международные системы финансовой отчетности предоставляют более широкие возможности в отношении пересмотра сроков полезной службы и ме-

тодов начисления амортизации по объектам основных средств [3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Новиков Н.И., Вуцан Е.С. Оценка и управление рисками крупного промышленного предприятия. – М.: Изд-во СГУ, 2009. – 320 с.
- Марина Н. Справедливая оценка стоимости основных средств. Электронный ресурс: http://gaap.ru/biblio/gaap-ias/compare_rus2/063.asr (дата обращения: 14.02.2010).
- Быстров В.А., Вуцан Е.С. Эффективность инвестиций в развитие промышленных предприятий. – М.: Изд-во СГУ, 2013. – 371 с.

© 2014 г. Быстров В.А., Вуцан Е.С.,
Дьяков П.К., Вдовин Н.В.
Поступила 24 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 8. Vol. 57, pp. 48–49.

UPGRADING OF METALLURGICAL EQUIPMENT IN CONDITIONS OF UNCERTAINTY AND RISK

Bystrov V.A., Dr. Sci. (Eng.), Professor
(bistrov39@yandex.ru)

Vucan E.S., Candidtes for a degree of Cand. of Economic Sci.

Diakov P.K., Postgraduate

Vdovin N.V., Postgraduate

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

Abstract. The article is devoted to the possibility of upgrading the metallurgical equipment at the present stage in conditions of uncertainty and risk. A new strategy of depreciation policy in capital iron and steel enterprises has been offered.

Keywords: amortization, main production funds.

REFERENCES

- Novikov N.I., Vutsan E.S. *Otsenka i upravlenie riskami krupnogo promyshlennogo predpriyatiya* [Risk assessment and management of large industrial enterprises]. Moscow: Izd-vo SGU, 2009. 320 p. (In Russ.).
- Marina N. *Spravedlivaya otsenka stoimosti osnovnykh sredstv* [Fair valuation of fixed assets]. Available at: http://gaap.ru/biblio/gaap-ias/compare_rus2/063.asr (Accessed: 14.02.2010). (In Russ.).
- Bystrov V.A., Vutsan E.S. *Effektivnost' investitsii v razvitie promyshlennykh predpriyatii* [Efficiency investments in the development of industrial enterprises]. Moscow: Izd-vo SGU, 2013. 371 p. (In Russ.).

Received January 24, 2014

**ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ
«НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»
к 80-летию Эдуарда Викторовича Козлова
(продолжение, начало в № 6, 2014 г.)**

УДК 669.046:539.213

**О МЕХАНИЗМАХ ДЕФОРМАЦИИ В АМОРФНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ**

*Мильман Ю.В., д. ф.-м. н., профессор, зав. отделом физики метастабильных
и высокопрочных материалов (milman@ipms.kiev.ua)
Козырев Д.В., младший научный сотрудник*

**Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
(03680, Украина, Киев, ул. Академика Кржижановского, 3)**

Аннотация. Рассмотрены основные модели деформации аморфных металлических сплавов: модель течения за счет наличия дефектов типа «зоны сдвига», модель свободного объема и дислокационный механизм пластического течения. На примере аморфных металлических сплавов на основе железа показано, что при низких температурах осуществляется дислокационный механизм пластического течения с энергией активации в несколько десятых электрон-вольт, при повышенных температурах механизм пластического течения деформации осуществляется с энергией активации в несколько электрон-вольт, что близко к энергии активации самодиффузии. Это соответствует двум первым указанным выше механизмам.

Ключевые слова: механизм деформации, аморфный металлический сплав, пластическая деформация, свободный объем, дислокационный механизм деформации.

**Механическое поведение
аморфных металлических сплавов**

Механические свойства аморфных металлических сплавов (АМС) представляют значительный интерес как для специалистов в области физики твердого тела, так и с позиции практического применения. Механизм пластической деформации АМС исследуется в большом количестве работ [1 – 6].

Одной из важнейших особенностей АМС является их высокая прочность σ_v , значительно превышающая прочность кристаллических материалов (исключая нанокристаллы). В то же время модуль Юнга (E) АМС не намного (примерно на 6 %) меньше, чем модуль Юнга кристаллов; так что АМС характеризуются высоким отношением σ_v/E .

Механизму пластической деформации АМС посвящается очень большое количество исследований, однако общепринятой точки зрения на этот процесс не существует. В настоящей работе рассмотрены три наиболее часто обсуждаемых механизма деформации.

STZ модель пластического течения

Аргон и Кью [7] предположили, что в АМС существуют дефекты, которые можно назвать «зоной сдвига» (shear transformation zone – STZ). Эта зона STZ рассматривается как кластер примерно из 100 атомов,

структура которого подвергается действию напряжения сдвиговой деформации, переходя из одного состояния с низкой энергией в другое. Существуют компьютерные расчеты такого механизма деформации и компьютерная модель, развитая Аргоном [7]. Процесс скольжения по механизму STZ является термоактивируемым, величина свободной энергии для активации STZ по Аргону определяется зависимостью

$$\Delta F = B\mu(T)\gamma_0^2\Omega_0, \quad (1)$$

где $B \approx 1$; $\mu(T)$ – зависящий от температуры модуль сдвига; $\gamma_0 \approx 0,1$; Ω_0 – характеристический объем STZ, который принимается равным объему от нескольких до 100 атомов.

В этом случае $\Delta F = 1 \div 5$ эВ или $20 \div 150 kT_g$, где k – постоянная Больцмана; T_g – температура стеклования.

Модель свободного объема

Модель «свободного объема» была предложена Спэй-пеном [8] на основании работ Турнбала и др. [9, 10].

Свободный объем в АМС является некоторым аналогом вакансий в кристаллах. Однако в связи с отсутствием кристаллической решетки единичный свободный объем на месте отсутствующего атома меньше объема атома, свободный объем частично распределен по всему объему АМС. В модели Спэйпена процесс деформа-

ции является серией атомных прыжков в место единичного свободного объема, так что свободный объем как бы перемещается по АМС. Свободный объем релаксирует напряжения, связанные с перемещением атома. Этот механизм деформации является процессом диффузионного типа, энергия активации примерно равна энергии активации самодиффузии, то есть $(15 \div 25)kT_g$, что близко к значению ΔF , рассчитанному по механизму STZ.

В обоих случаях (механизмах) следует рассматривать как прямые, так и обратные атомные прыжки и, учитывая, что в этих механизмах рассматриваются дефекты, не имеющие вектора Бюргерса, движение этих дефектов должно приводить к пластической деформации только при наличии градиента напряжений. Учитывая прямые и обратные атомные скачки, скорость $\dot{\gamma}$ установившейся деформации в этих двух процессах может быть описана следующим соотношением [2]:

$$\dot{\gamma} = \alpha_0 v_0 \gamma_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \text{sh}\left(\frac{\tau V}{kT}\right), \quad (2)$$

где α_0 – численный фактор, определяемый частью материала, участвующей в термоактивационном процессе; v_0 – константа порядка Дебаевской частоты; γ_0 – локальная деформация сдвига; Q – энергия активации процесса (по величине равна ΔF , рассчитанной по формуле (1), или энергии активации самодиффузии); V – активационный объем (в механизме STZ $V = \gamma_0 \Omega_0$, а в механизме свободного объема значение V несколько больше среднего атомного размера); τ – напряжение сдвига.

Обработка экспериментальных данных по установившейся ползучести при повышенных температурах в области гомогенной деформации подтверждает приведенные выше оценки энергии активации [2].

Дислокационный механизм пластического течения

Концепция дислокационного течения в АМС в области негетерогенной деформации (при $T < 0,7T_g$) развита Гилманом [11, 12]. В соответствии с этой моделью вектор Бюргерса дислокаций в АМС изменяется по величине и направлению вдоль дислокационной линии. Однако средняя величина вектора Бюргерса имеет значение, близкое к среднему межатомному расстоянию. Эшби и Логан [13] предположили, что релаксированные линейные дефекты, подобные дислокациям, образуют произвольные сетки в АМС. Дефекты такого типа могут влиять на низкотемпературные свойства АМС и могут рассматриваться как носители пластической деформации [13].

¹ Коба Е.С. Влияние внешних воздействий на структуру и механические свойства аморфных металлических сплавов: Автореф. дис. канд. физ.-мат. наук / Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича. – Киев, 1990. – 21 с.

Существенное развитие дислокационная концепция пластического течения в АМС получила в работе Ли [14]. Процесс дислокационного течения в АМС описан в работе [14] с привлечением дислокаций Соммилианы. Такие дислокации могут скользить в АМС, зарождая небольшие петли Вольтера. Этот процесс в определенной степени подобен зарождению двойных перегибов на дислокационной линии и их перемещению вдоль дислокации в кристалле. Схематически эта аналогия показана на рис. 1.

В дисклинационной модели Морриса [15] пластическое течение в АМС рассматривается как скольжение короткого дислокационного сегмента вдоль плоскости кристаллической решетки, которая искривлена дисклинациями. Эта модель была существенно развита в работе [16], где учтена возможность эмиссии и поглощения краевых дислокаций клиновидной дисклинацией. В работе [17] было предложено раскладывать вектор Бюргерса в АМС (который изменяется по величине и направлению вдоль дислокационной линии) на две компоненты: постоянную и переменную. В этом случае только постоянная компонента вектора Бюргерса контролирует пластическое течение в АМС. В работе [5] рассматривается ряд экспериментальных фактов, которые подтверждают наличие в АМС линейных дефектов, подобных дислокациям в кристаллах, и их основную роль в механизме негетерогенного течения в АМС. Рассмотрим некоторые из этих фактов.

1. Локализация пластического течения в узких полозьях скольжения.

При этом естественно, что плоскости скольжения расположены произвольно (в отличие от кристаллов, где они соответствуют определенным кристаллографическим плоскостям) и их расположение определяется только полем напряжений и неоднородностью структуры в АМС.

2. Ступенчатый характер кривых деформации [18].

3. Наличие деформационного упрочнения в АМС, рассмотренное в работах [19, 20] и в автореферате диссертации Е.С. Коба¹.

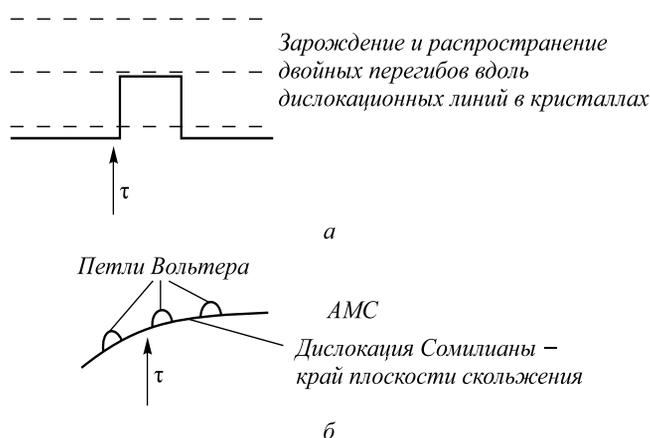


Рис. 1. Двойной перегиб на дислокации в кристалле (а) и петли Вольтера на дислокации Соммилианы в АМС (б)

4. Эксперименты Мори и Фуджита [14], в которых исследовали интерметаллид NiTi «in situ» в высоковольтном электронном микроскопе. Под действием пучка электронов наблюдали аморфизацию части кристалла вокруг индивидуальной дислокационной линии; естественно, что изображение дислокации исчезло. Однако после отжига и кристаллизации в колонне микроскопа первоначальная дислокационная линия с тем же вектором Бюргерса и на том же месте вновь обнаруживалась (рис. 2).

5. Наличие дислокационных ямок травления вокруг отпечатка твердости [21, 5]. На рис. 3 приведены ямки травления вокруг отпечатка твердости на АМС $\text{Co}_{56}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{12}\text{B}_{17}$ и для сравнения на монокристалле германия. Видно, что в отличие от германия, где движение дислокаций происходит по определенным кристаллографическим плоскостям, в АМС скольжение может происходить в любом направлении.

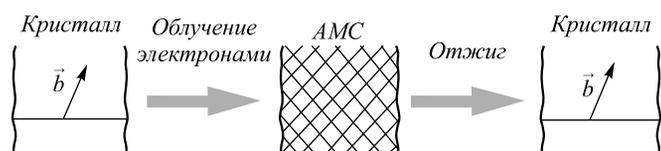


Рис. 2. Схема эксперимента Мори и Фуджита [14]

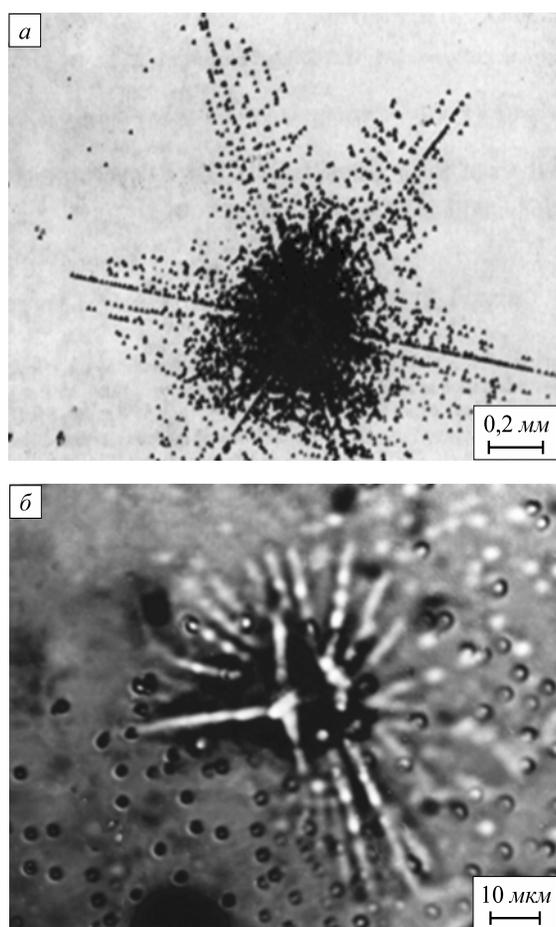


Рис. 3. Ямки травления вокруг отпечатка твердости для монокристалла германия (а) и АМС $\text{Co}_{56}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{12}\text{B}_{17}$ (б)

Не вызывает сомнения, что ямки травления являются выходом на поверхность линейных дефектов, движущихся от индентора по прямолинейным траекториям. Ямки травления, как известно, образуются в основном благодаря ускоренному растворению при травлении материала вблизи дислокаций вследствие существующих здесь упругих напряжений, а также, возможно, за счет сегрегации примесей на дислокациях.

6. Торможение вторичных полос скольжения на первичных полосах скольжения [5]. Пример такого торможения приведен на рис. 4. Торможение вторичных полос скольжения может быть одним из механизмов деформационного упрочнения.

7. Резкая температурная зависимость напряжения течения АМС на основе железа, которая похожа на подобную зависимость для кристаллического железа [22] и закристаллизованного АМС [5].

Рассмотрим этот факт более подробно. Длительное время механические свойства АМС исследовали в основном на более пластичных сплавах на основе палладия и других металлов со слабой зависимостью предела текучести σ_s от температуры. В результате сложилось мнение, что в области неомогенной деформации АМС величина σ_s слабо зависит от температуры [23]. Спэйпен и Тауб даже отметили это положение как феноменологическую характеристику неомогенного течения в АМС [24]. В АМС на основе железа определить значение σ_s при низких температурах, где можно ожидать сильную температурную зависимость, не удастся в связи с низкотемпературной хрупкостью этих сплавов.

В связи с этим в работе [5] была изучена температурная зависимость микротвердости и модуля Юнга в широком (77 – 850 К) интервале температур (рис. 5, а, б).

Значение σ_s может быть оценено по величине микротвердости по соотношению Тейбора: $HV = C\sigma_s$, где $C \approx 3$ [25]. Микротвердость (рис. 5, а) возрастает при снижении температуры ниже комнатной [5]. При снижении температуры от 293 до 77 К микротвердость увеличивается примерно на 50%. При этом модуль

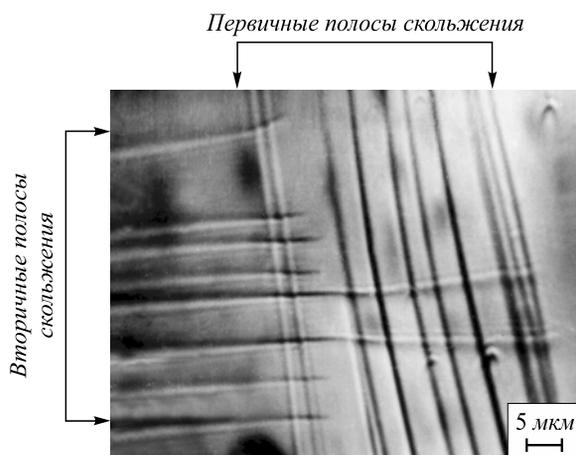


Рис. 4. Торможение вторичных полос скольжения на первичных полосах скольжения [5]

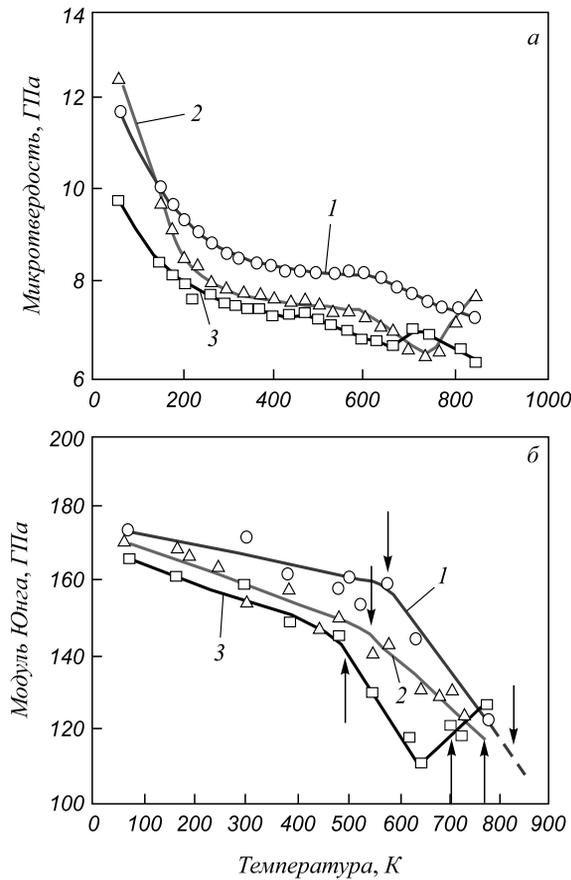


Рис. 5. Температурная зависимость микротвердости (а) и модуля Юнга (б) АМС [5]:
 ○ – $\text{Co}_{56}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{12}\text{B}_{17}$; △ – $\text{Fe}_{70}\text{Ni}_8\text{Si}_{10}\text{B}_{12}$; □ – $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$

Юнга увеличивается значительно слабее в том же температурном интервале. Таким образом представление о том, что зависимость $\sigma_s(T)$ АМС определяется зависимостью $E(T)$, при низких температурах не выполняется.

В работах [5, 26] было показано, что температурную зависимость напряжения течения и микротвердости в металлических стеклах можно разделить на термическую H_t и атермическую H_a компоненты, как и для кри-

сталлических материалов. Известно, что атермическая компонента H_a в кристаллических ОЦК металлах повышается при увеличении содержания примесей и дефектов. Атермическая компонента H_a в АМС существенно выше, чем в кристаллическом состоянии. Как было показано в работе [26] для АМС системы Fe–В, атермическая компонента H_a , как правило, контролируется содержанием бора (так что $H_a \sim [\text{B}]$, %), в то же время термическая компонента H_t определяется характером межатомной связи металлических элементов в сплаве.

Значения H_a и H_t для металлических стекол показаны (рис. 6, а, б) в сравнении с этими же значениями для кристаллического железа и сплава $\text{Fe}_{84}\text{B}_{16}$ после кристаллизации. Видно, что значение H_a АМС намного выше, чем в кристаллическом железе, а термические компоненты H_t АМС и кристаллического железа имеют близкие значения. Высокая атермическая компонента микротвердости наблюдается и для сплава $\text{Fe}_{84}\text{B}_{16}$ после нанокристаллизации (рис. 6, а). В этом случае величина H_a зависит от размера d зерна в нанокристаллическом материале и может даже превышать значения H_a АМС.

Таким образом, частичное замещение железа элементами с сильной температурной зависимостью $\sigma(T)$ в кристаллическом состоянии (например, хромом) увеличивает зависимость $\sigma(T)$ АМС, в то время как частичное замещение железа элементом со слабой зависимостью $\sigma(T)$ (например, кобальтом и никелем) уменьшает эту зависимость АМС.

Принимая во внимание аналогию в движении дислокаций в кристаллах и в АМС (рис. 1) в работе [5] был использован математический аппарат, развитый в работе [27] для анализа температурной зависимости условного предела текучести σ , соответствующего некоторой малой степени пластической деформации $\epsilon^* = \text{const}$. В работе [27] температурная зависимость σ представлена в виде

$$B\dot{\epsilon} \left(\frac{V}{kT} \right)^2 \exp \left(\frac{U}{kT} \right) = \frac{V\sigma}{kT} \text{ch} \frac{V\sigma}{kT} - \text{sh} \frac{V\sigma}{kT}; \quad (3)$$

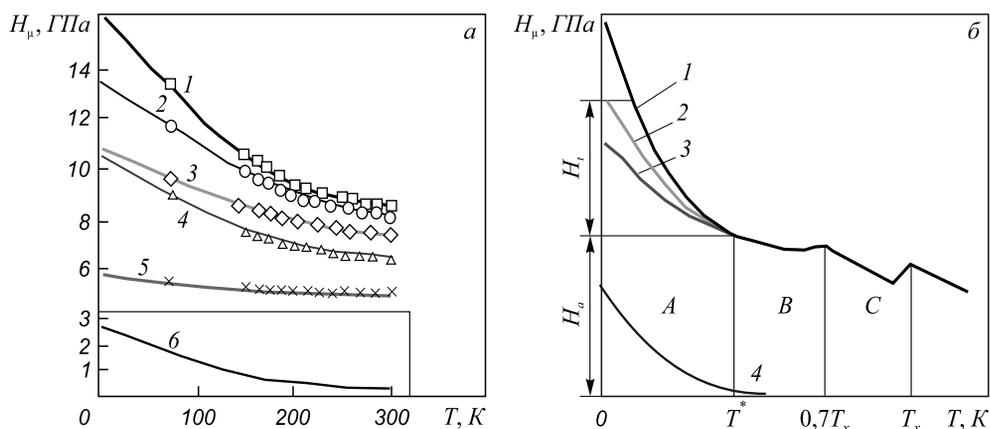


Рис. 6. Температурная зависимость микротвердости (а) АМС $\text{Fe}_{84}\text{B}_{16}$ (1), $\text{Co}_{56}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{12}\text{B}_{17}$ (2), $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$ (3), $\text{Fe}_{84}\text{B}_{16}$ после кристаллизации (4), $\text{Cu}_{70}\text{Zr}_{30}$ (5) и кристаллического железа (б) ниже комнатной температуры и схема (б) влияния легирующих элементов на температурную зависимость микротвердости АМС Fe–Cr–В (1), Fe–В (2), Fe–Co–В, Fe–Ni–В (3) и кристаллического железа (4) [5]

здесь B – параметр материала; $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации; U – высота потенциального барьера для движения дислокаций; k – постоянная Больцмана; V – активационный объем.

Уравнение (3) в области низких температур $\left[\operatorname{sh}\left(\frac{V\sigma}{kT}\right) \approx \operatorname{ch}\left(\frac{V\sigma}{kT}\right) \approx \frac{1}{2} \exp\left(\frac{V\sigma}{kT}\right) \right]$ может быть аппроксимировано уравнением прямой линии:

$$\sigma = \frac{U - kT \ln M / \dot{\epsilon}}{V}, \quad (4)$$

где $M \approx \text{const}$.

В области высоких температур ($\operatorname{sh} x \approx x^3/6$ и $\operatorname{ch} x \approx 1 + x^2/2$) термическая компонента условного предела текучести описывается формулой:

$$\sigma = \sqrt[3]{\frac{3B\dot{\epsilon}kT}{V}} \exp \frac{U}{3kT}. \quad (5)$$

Используя выражения (4) и (5) и имеющиеся в литературе экспериментальные данные, в работе [5] были рассчитаны значения энергии активации U и активационный объем V . Показано, что значения энергии активации АМС на основе железа близки к значениям энергии активации ОЦК металлов (Fe, Cr, Mo) и составляют десятые доли электрон-вольт.

Активационный объем АМС, также как и ОЦК металлов, имеет значения порядка b^3 , что соответствует представлению о дислокационном механизме деформации.

Авторы считают, что приведенный обзор экспериментальных данных, также как подобие температурных зависимостей прочностных характеристик и сходство значений U и V для кристаллических и аморфных сплавов, можно рассматривать как подтверждение процесса термоактивируемого движения дислокаций в АМС на основе железа и как свидетельство дислокационного механизма пластической деформации в них.

Отметим еще, что один из основателей теории свободного объема для описания механизма пластической деформации в АМС Спэйпен в работе [28] отмечает необходимость разработки атомного механизма деформации АМС, эквивалентного дислокационному механизму в кристаллах.

Выводы. Изложенное выше дает основание считать, что в АМС (как и в кристаллических материалах) дислокационный механизм деформации с энергией активации в несколько десятых электрон-вольт осуществляется при низких температурах, тогда как при повышенных температурах (когда диффузионные процессы становятся существенными) термоактивируемый механизм пластической деформации идет с энергией активации

в несколько электрон-вольт, что близко к энергии активации самодиффузии, и могут осуществляться STZ модель пластического течения и модель свободного объема. Можно предположить, что в АМС на основе ГЦК или ГПУ металлов термическая компонента напряжения течения оказывается малой по сравнению с очень большой атермической компонентой, типичной для АМС, что затрудняет изучение в них дислокационного механизма деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Inoue A. // Acta Materialia. 2000. Vol. 48. P. 279 – 306.
2. Scukh Ch.A., Hufnagel T.C., Ramamrty U. // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. P. 4067 – 4109.
3. Wang W.H., Dong C., Shek C.H. // Mat. Sci. Eng. R. 2004. Vol. 44. P. 45 – 89.
4. Johnson W.L. // JOM. 2002. Vol. 54(3). P. 40 – 43.
5. Milman Yu.V., Koba E.S. // Science of Sintering. 1999. № 31. P. 65 – 82.
6. Глезер А.М., Алдохин Д.В. Аморфные сплавы: структура, свойства, применение. – В кн.: Перспективные материалы / Под ред. Д.Л. Мерсона. – М.: изд. ТГУ – МИСиС, 2006. С. 65 – 88.
7. Argon A.S., Kuo H. // Mater. Sci. and Eng. 1979. Vol. 39. № 1. P. 101 – 109.
8. Spaepen F. // Acta Metallurgica. 1977. Vol. 25. P. 407 – 415.
9. Cohen M.H., Turnbull D. // J. Chem. Phys. 1959. Vol. 31. P. 1164 – 1169.
10. Polk D.E., Turnbull D. // Acta Metall. 1972. Vol. 20. P. 493 – 498.
11. Gilman J.J. // J. Appl. Phys. 1973. Vol. 44. P. 675 – 679.
12. Gilman J.J. // J. Appl. Phys. 1975. Vol. 46. P. 1625 – 1633.
13. Ashby M.F., Logan J. // Scripta Met. 1973. Vol. 7. P. 513.
14. Li J.C.M. // Metall Trans. A. 1985. Vol. 16. P. 2227 – 2230.
15. Morris R.C. // J. Appl. Phys. 1979. Vol. 50. P. 3250 – 3257.
16. Зайченко С.Г., Борисов В.Т. // ДАН СССР. Техническая физика. 1984. № 277. С. 1126 – 1130.
17. Rudat V., Kluge G. // Res. Mechanica. 1981. Vol. 1. P. 73.
18. Chen H.S. // Scripta Met. 1973. Vol. 7. P. 931 – 935.
19. Takayama S. // J. Mater. Sci. 1981. Vol. 16. Issue 9. P. 2411 – 2418.
20. Slipenyuk A.N., Milman Yu.V., Dub S.N., Makarenko H.A. // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. 2004. № 2. С. 705 – 713.
21. Скаков Ю.А., Финкель М.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1986. № 9. С. 84 – 88.
22. Pampillo C.A., Polk D.R. // Acta Met. 1974. Vol. 22. P. 741 – 749.
23. Murata T., Masumoto T., Sakai M. Proceeding of the third international conference on rapidly quenched metals. Ed. B. Cantor. – The Metals Society, London, Brighton, England, 1978. № 2. P. 101.
24. Spaepen F., Taub A.I. In amorphous metallic alloys / Ed. by F.E. Lubrosky. – London: Butterworth, 1983. P. 231.
25. Tabor D. The Hardness of Metals. – Oxford: Clarendon Press, 1951. – 130 p.
26. Мильман Ю.В., Пан С.В., Постой С.В., Иващенко Р.К. // Порошковая металлургия. 1990. № 8. С. 49 – 53.
27. Мильман Ю.В., Трефилов В.И. // Порошковая металлургия. 2010. № 7/8 (474). С. 3 – 18.
28. Spaepen F. // Scripta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 363 – 367.

© 2014 г. Мильман Ю.В., Козырев Д.В.
Поступила 2 декабря 2013 г.

THE DEFORMATION MECHANISMS IN METALLIC ALLOYS

Milman Yu.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head Department of Physics and metastable High-strength materials (milman@ipms.kiev.ua)

Kozyrev D.V., Junior Researcher

Frantsevich Institute for Problems of Materials Science NAS of Ukraine (3, Akademika Krzhizhanovskogo str., Kiev, 03680, Ukraine)

Abstract. The main models of the metallic alloys deformation are discussed: the model of the flow due to the presence of defects such as “shear zone”, the model of the free volume and the dislocation mechanism of plastic yielding are considered. For example of MG on the iron base, it is shown that in the metallic alloys at low temperatures the dislocation mechanism of plastic yielding realizes with the activation energy of a few tenths of an electron-volt, whereas at higher temperatures the mechanism of plastic deformation of the flow is going with the activation energy of a few electron-volts, which is close to the activation energy of selfdiffusion and corresponds with two firstly given above mechanisms.

Keywords: deformation mechanism, metallic alloys, plastic deformation, free volume, dislocation mechanism of deformation.

REFERENCES

- Inoue A. *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48, pp. 279–306.
- Sckuh Ch.A., Hufnagel T.C., Ramamrty U. *Acta Materialia*. 2007. Vol. 55, pp. 4067–4109.
- Wang W.H., Dong C., Shek CH. *Mat. Sci. Eng. R*. 2004. Vol. 44, pp. 45–89.
- Johnson W.L. *JOM*. 2002. Vol. 54(3), pp. 40–43.
- Milman Yu.V., Koba E.S. *Science of Sintering*. 1999, no. 31, pp. 65–82.
- Glezer A.M., Aldohin D.V. Amorphous Alloys: Structure, properties and application. In: *Perspektivnye materialy* [Promising materials]. Merson D.L. ed. MISiS – TGU: 2006, pp. 65–88. (In Russ.).
- Argon A.S., Kuo H. *Mater. Sci. and Eng.* 1979. Vol. 39, no. 1, pp. 101–109.
- Spaepen F. *Acta Metallurgica*. 1977. Vol. 25, pp. 407–415.
- Cohen M.H., Turnbull D. *J. Chem. Phys.* 1959. Vol. 31, pp. 1164–1169.
- Polk D.E., Turnbull D. *Acta Metall.* 1972. Vol. 20, pp. 493–498.
- Gilman J.J. *J. Appl. Phys.* 1973. Vol. 44, pp. 675–679.
- Gilman J.J. *J. Appl. Phys.* 1975. Vol. 46, pp. 1625–1633.
- Ashby M.F., Logan J. *Scripta Met.* 1973. Vol. 7, p. 513.
- Li J.C.M. *Metall Trans. A*. 1985. Vol. 16, pp. 2227–2230.
- Morris R.C. *J. Appl. Phys.* 1979. Vol. 50, pp. 3250–3257.
- Zaichenko S.G., Borisov V.T. *DAN SSSR. Tekhnicheskaya fizika*. 1984, no. 277, pp. 1126–1130. (In Russ.).
- Rudat V., Kluge G. *Res. Mechanica*. 1981. Vol. 1, p. 73.
- Chen H.S. *Scripta Met.* 1973. Vol. 7, pp. 931–935.
- Takayama S. *J. Mater. Sci.* 1981. Vol. 16. Issue 9, pp. 2411–2418.
- Slipenyuk A.N., Milman Yu.V., Dub S.N., Makarenko H.A. *Nano-sistemi, nanomateriali, nanotekhnologii*. 2004. Vol. 2, pp. 705–713. (In Russ.).
- Skakov Yu.A., Finkel’ M.V. Etching figures in amorphous alloys. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1986, no. 9, pp. 84–88. (In Russ.).
- Pampillo C.A., Polk D.R. *Acta Met.* 1974. Vol. 22, pp. 741–749.
- Murata T., Masumoto T., Sakai M. *Proceeding of the third international conference on rapidly quenched metals*. The Metals Society, London, Brighton, England. Cantor B. ed. 1978, no. 2, p. 101.
- Spaepen F., Taub A.I. *In amorphous metallic alloys*. Lubrosky F.E. ed. London, Butterworth, 1983. p. 231.
- Tabor D. *The Hardness of Metals*. Oxford: Clarendon Press, 1951. 130 p.
- Milman Yu.V., Pan S.V., Postoi S.V., Ivashchenko R.K. Microhardness of amorphous metallic alloys. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1990. Vol. 8, pp. 49–53. (In Russ.).
- Milman Yu.V., Trefilov V.I. On the physical nature of the temperature dependence of the yield point. *Poroshkovaya metallurgiya*. 2010. Vol. 7/8(474), pp. 3–18. (In Russ.).
- Spaepen F. *Scripta Materialia*. 2006. Vol. 54, pp. 363–367.

Received December 2, 2013

УДК 669.018:538.931

АТОМНАЯ СТРУКТУРА И ДИФфуЗИОННАЯ ПРОНИЦАЕМОСТЬ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ Ni–Al, Cu–Au, Ni– γ Fe*

Санников А.В.¹, аспирант

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

Микрюков В.Р.², к.т.н., докторант

Старостенков М.Д.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой

Сосков А.А.², аспирант

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

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

Аннотация. Методом молекулярной динамики исследованы атомная структура межфазных границ Ni–Al, Cu–Au, Ni– γ Fe, ориентированных вдоль плоскостей (100) и (111), и механизм диффузии вдоль них в условиях твердофазного контакта. Показано, что на межфазной границе формируется сетка краевых дислокаций несоответствия, играющих ключевую роль в диффузии вдоль межфазной границы.

Ключевые слова: молекулярная динамика, межфазная граница, дислокация несоответствия, механизм диффузии, энергия активации диффузии.

На границе фаз может возникнуть ситуация, качественно аналогичная той, которая имеет место на границе кристаллов одной фазы, то есть на границах зерен. В связи с этим в определенных условиях возможно ускорение диффузионного переноса вещества вдоль межфазных границ, что имеет подтверждение в экспериментальной практике [1, 2]. Принципиальное отличие между границами фаз и границами зерен заключается в том, что вторая фаза во многих случаях существует в виде изолированного включения в матрице, то есть границы фаз не образуют единой разветвленной сети, подобно границам зерен. Кроме того, дислокации, характерные для межфазных границ, образуются не только в результате разориентации контактирующих кристаллов (как в случае границ зерен), но и вследствие несоответствия параметров решеток фаз (так называемые дислокации несоответствия) [2 – 4]. В работах [1, 2] отмечается, что из-за несовершенства структуры границы фаз могут обнаруживать высокую диффузионную проницаемость, в некоторых случаях даже более высокую, чем границы зерен. Считается, что возможен и обратный случай, когда диффузия вблизи границы фаз идет медленнее, чем в объеме зерна.

Ранее в работе [5] при исследовании методом компьютерного моделирования диффузии по межфазной границе Ni–Al в двухмерной модели было выяснено, что дислокации несоответствия играют ключевую роль в миграции атомов вблизи границы. Отмечалось, что диффузия может происходить как за счет образования циклических смещений атомов вблизи ядер дислокаций, так и за счет образования цепочек смещенных атомов от ядра одной дислокации к ядру соседней дис-

локации. При моделировании диффузии вдоль границы Ni–Al в трехмерной модели [6] было выяснено, что миграция атомов происходит преимущественно вдоль ядер дислокаций несоответствия, которые образуют в зависимости от ориентации межфазной границы сетку из двух или нескольких наборов краевых дислокаций.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики атомной структуры межфазных границ Ni–Al, Cu–Au, Ni– γ Fe и механизма диффузии вдоль них в условиях твердофазного контакта. В работе рассматривали ориентации межфазной границы в плоскостях (100) и (111). В качестве исследуемых были взяты ГЦК металлы (в скобках приведены параметры решеток): Ni (3,524 Å) и Al (4,05 Å) (отличие 14,9%), Cu (3,615 Å) и Au (4,078 Å) (отличие 12,8%), Ni (3,524 Å) и γ Fe (3,637 Å) (отличие 3,2%). Отличие параметров решеток приводит к формированию дислокаций несоответствия на межфазной границе: чем выше это отличие, тем, очевидно, выше плотность дислокаций.

Межфазная граница создавалась в центре расчетного блока (рис. 1). Плоскость границы имела ориентацию (100) или (111). Размеры блока подбирали таким образом, чтобы вдоль межфазной границы можно было использовать периодические граничные условия: то есть вдоль осей X и Y (рис. 1) имитировалось бесконечное повторение расчетного блока. Вдоль оси Z были наложены жесткие условия: атомы вблизи границ расчетного блока, параллельные плоскости границы, в процессе компьютерного эксперимента оставались неподвижными (на рис. 1 жестко закрепленные атомы показаны темно-серым цветом). Количество атомов в расчетном блоке составляло от 20 000 до 30 000.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-00301_a, No. 14-02-98000g_sibir_a.

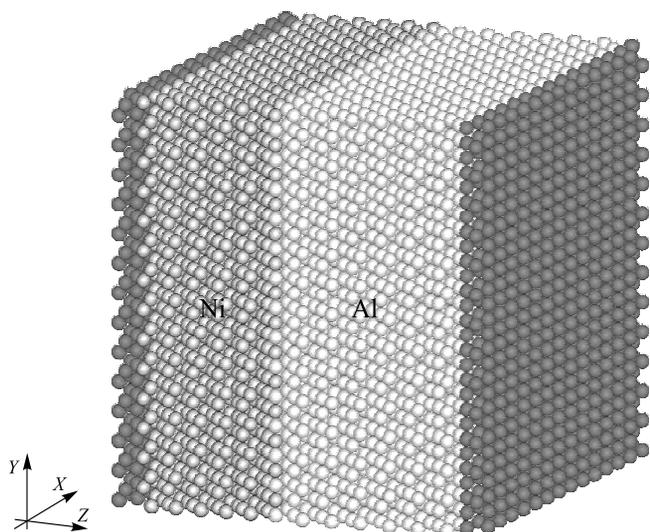


Рис. 1. Расчетный блок с межфазной границей Ni–Al (100) (вдоль осей X и Y наложены периодические граничные условия; атомы, окрашенные в темно-серый цвет, в процессе компьютерного эксперимента оставались неподвижными (жесткие граничные условия вдоль оси Z))

Для приведения структуры расчетного блока в равновесное состояние (в данных условиях) проводили структурную релаксацию. В результате релаксации температура расчетного блока повышалась, поэтому после завершения релаксации расчетный блок охлаждали до 0 К. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики составлял 5 фс. При описании межатомных взаимодействий использовали парные потенциалы Морзе, параметры которых взяты из работы [7].

При создании межфазной границы разориентации контактирующих кристаллов не производили, поскольку было выяснено, что для границы Ni–Al при любой разориентации алюминий вблизи границы стремится имитировать кристаллическую ориентацию никеля. В результате этого, если алюминий первоначально был разориентирован относительно никеля, в алюминии образовывалась граница зерен, параллельная межфазной границе. Это явление, по всей видимости, обусловлено относительно высокой энергией связи Ni–Al по сравнению со связями Ni–Ni и Al–Al.

Для исследования диффузии по межфазной границе и механизма миграции атомов проводили компьютерные эксперименты продолжительностью 100–300 пс при различных температурах расчетного блока от 300 К до температуры плавления одной из контактирующих фаз). Температуру расчетного блока задавали начальными скоростями атомов в соответствии с распределением Максвелла. При этом суммарный импульс атомов в расчетном блоке был равен нулю.

В процессе структурной релаксации, в ходе которой происходило сопряжение различных металлов, на межфазной границе образовывались дислокации несоответствия (рис. 2). Они возникали, как было уже сказано

выше, в результате несоответствия параметров решеток контактирующих фаз.

Распределения свободного объема в плоскости межфазной границы Ni–Al показаны на рис. 2, *a*, *б*, Ni– γ Fe – на рис. 2, *в*, *г*. Визуализацию свободного объема осуществляли путем расчета среднего расстояния от каждого атома до ближайших атомов. Если среднее расстояние незначительно отличалось от расстояния, соответствующего идеальному кристаллу, атом не изображали. В противном случае атом окрашивали в тот или иной оттенок серого цвета. Черный цвет соответствует наличию вблизи данного атома свободного объема, примерно равного объему вакансии (как если бы вблизи рассматриваемого атома находилась вакансия).

На рис. 2 видны ядра дислокаций несоответствия, которые в случае границы Ni–Al (100) образуют сетку с квадратными ячейками, состоящую из двух систем краевых дислокаций, а в случае границы Ni–Al (111) – сетку с треугольными ячейками, состоящую из трех систем краевых дислокаций. Для границы Cu–Au были получены аналогичные картины; отличие в том, что размеры ячеек дислокационных сеток были больше в связи с меньшей разностью параметров решеток меди и золота.

Параметры решеток никеля и γ -железа имеют близкие значения (отличие всего 3,2%), в связи с чем плотность дислокаций несоответствия на границе Ni– γ Fe существенно меньше, чем на границах Ni–Al и Cu–Au. Кроме этого, дислокации имели неупорядоченную структуру (рис. 2, *в*, *г*): они не образовывали геометрически правильную сетку, как в случае границ Ni–Al и Cu–Au. Тем не менее, для большей площади межфазной границы Ni– γ Fe в процессе структурной релаксации следует, по-видимому, ожидать образования дислокационной сетки, аналогичной тем, которые образуются на границах Ni–Al и Cu–Au.

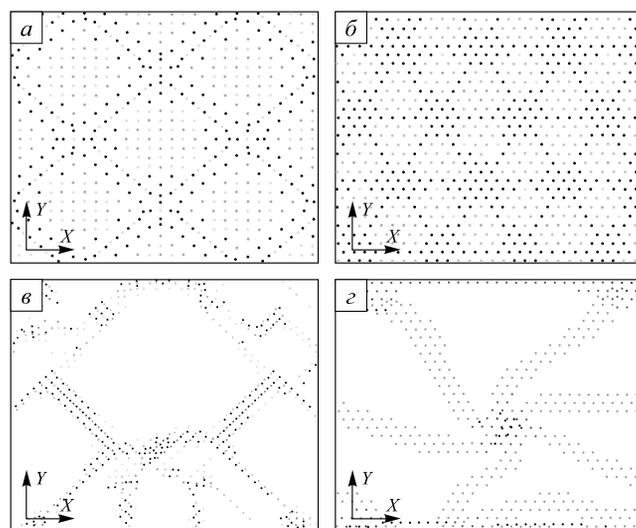


Рис. 2. Изображение дислокаций несоответствия на границах Ni–Al (100) (*a*) и (111) (*б*) и Ni– γ Fe (100) (*в*) и (111) (*г*) с помощью визуализатора свободного объема (чем темнее атом, тем больше вокруг него свободного объема)

При исследовании диффузии вдоль межфазной границы для каждой заданной температуры в конце молекулярно-динамического эксперимента рассчитывали коэффициент диффузии отдельно для атомов разного сорта. Температуру в процессе эксперимента удерживали постоянной. При расчете коэффициента диффузии полагали, что ширина межфазной границы составляет 5 Å.

В целом вдоль границ (111), несмотря на, казалось бы, более высокую плотность атомов в указанной плоскости, во всех случаях диффузия протекала интенсивнее, чем вдоль границ (100). По всей видимости, это обусловлено более высокой плотностью дислокаций несоответствия на границе (111) по сравнению с границей (100) (рис. 2).

В случае системы Ni–Al вдоль межфазной границы интенсивнее мигрировали атомы алюминия. Это было связано с тем, что связи Ni–Ni и Ni–Al значительно крепче связи Al–Al, вследствие чего дефектные области (в виде ядер дислокаций несоответствия) содержали преимущественно атомы алюминия, из-за чего они оказывались более подвижными. Вдоль границ Cu–Au (100) и (111) интенсивнее мигрировали атомы меди. В данном случае энергия связи Cu–Au выше, чем связи Cu–Cu, но меньше, чем связи Au–Au: то есть, как и в случае атомов алюминия на границе Ni–Al, в области ядер дислокаций более подвижными оказывались атомы меди. При рассмотрении границы Ni–γFe существенного преобладания диффузии атомов разного сорта замечено не было. В данном случае энергия связи Ni–γFe меньше, чем связей Ni–Ni и γFe–γFe.

По наклону зависимостей $\ln(D)$ от T^{-1} были найдены энергии активации диффузии отдельно для атомов разного сорта: для никеля и алюминия вдоль межфазной границы Ni–Al (100) составляет 0,5 и 0,3 эВ, вдоль границы Ni–Al (111) – 0,5 и 0,2 эВ соответственно. Полученные значения близки энергии активации диффузии по границам зерен в интерметаллиде Ni₃Al [8]: в зависимости от угла разориентации зерен энергия миграции атомов алюминия находится в диапазоне 0,2 – 0,3 эВ, атомов никеля – 0,1 – 0,3 эВ. Следовательно, диффузионная проницаемость межфазных границ сравнима с проницаемостью границ зерен.

Для границ Cu–Au (100) и (111) были получены близкие значения энергии активации миграции атомов меди и золота: 0,1 и 0,2 эВ соответственно. Для границ Ni–γFe (100) и (111) энергия активации атомов никеля и железа имела близкие значения порядка 0,1 эВ.

Атомный механизм диффузии исследовали с помощью визуализатора атомных смещений относительно начальных положений [9, 10]. Смещения атомов визуализировали непосредственно в процессе компьютерного эксперимента, что позволяло наблюдать смещения атомов в динамике.

Было выяснено, что дислокации несоответствия играют ключевую роль в диффузии вблизи межфазной границы в условиях твердофазного контакта. Это согласуется с выводами работ [5, 6]. На рис. 3 изображены примеры картин атомных смещений вдоль межфазных границ в процессе компьютерного эксперимента.

В случае границы (100) смещения атомов происходят преимущественно вдоль ядер дислокаций несоответствия (рис. 3, а); при этом более высокая плотность атомных смещений чаще наблюдается в области узлов дислокационной сетки. Для границ (111) характерными являются кооперативные вихревые смещения атомов, причем размер подобных «вихрей» совпадает с размером ячеек дислокационной сетки (рис. 3, б, в).

Выводы. С помощью метода молекулярной динамики показано, что на межфазных границах Ni–Al, Cu–Au, Ni–γFe формируется сетка краевых дислокаций несоответствия (квадратная из двух систем дислокаций для границы (100) и треугольная из трех систем для границы (111)), играющих ключевую роль в диффузии вдоль межфазной границы при твердофазном контакте. Если энергия гетерогенной связи выше, чем одной из гомогенных связей контактирующих фаз, то интенсивнее мигрируют вдоль границы, как правило, те атомы, энергия гомогенной связи которых ниже: в этом случае они чаще оказываются в дефектных областях (например, ядрах дислокаций) и более подвижны. Границы, ориентированные в плоскости (100), имеют меньшую плотность дислокаций несоответствия по сравнению с границами (111), в связи с чем диффузия

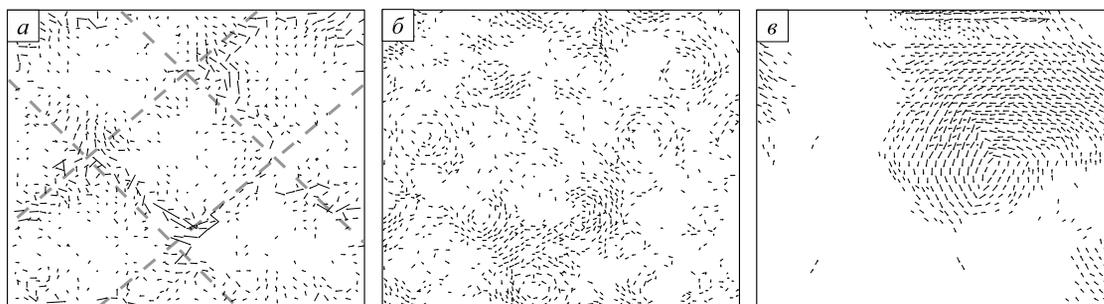


Рис. 3. Миграции атомов в плоскости межфазной границы (смещения атомов изображены черными отрезками; серыми жирными штриховыми линиями показаны примерные положения дислокаций несоответствия): а – Cu–Au (100) при температуре 900 К в течение 200 пс; б – Cu–Au (111) при температуре 1000 К в течение 200 пс; в – Ni–γFe (111) при температуре 1300 К в течение 200 пс

вдоль них протекает сравнительно менее интенсивно. В случае границ (100) миграция атомов происходит преимущественно вдоль дислокаций несоответствия. Для границ (111) характерным является образование кооперативных вихревых смещений атомов, причем размер данных «вихрей» совпадает с размером ячеек дислокационной сетки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
2. Бокштейн С.З., Болберова Е.В., Игнатова И.А. и др. // Физика металлов и материаловедение. 1985. Т. 59. № 5. С. 938 – 942.
3. Тхорик Ю.А., Хазан Л.С. Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетероэпитаксиальных системах. – Киев: Наукова Думка, 1990. – 321 с.
4. Starostenkov M.D., Poletayev G.M., Starostenkov D.M. // Journal of Materials Science and Technology. 2001. Vol. 17. № 1. P. 59, 60.
5. Поletaев Г.М., Кобзарь Л.М., Кулабухова Н.А., Старостенков М.Д. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009. № 4. С. 111 – 115.
6. Поletaев Г.М., Санников А.В., Микрюков В.Р. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10. № 1. С. 112 – 116.
7. Царегородцев А.И., Горлов Н.В., Демьянов Б.Ф., Старостенков М.Д. // Физика металлов и материаловедение. 1984. Т. 58. № 2. С. 336 – 343.
8. Харина Е.Г., Старостенков М.Д., Поletaев Г.М., Ракитин Р.Ю. // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 5. С. 980 – 983.
9. Поletaев Г.М., Старостенков М.Д. // Физика твердого тела. 2009. Т. 51. № 4. С. 686 – 691.
10. Мартынов А.Н., Поletaев Г.М., Старостенков М.Д. // Письма о материалах. 2011. Т. 1. № 1. С. 43 – 46.

© 2014 г. Санников А.В., Поletaев Г.М., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д., Сосков А.А.

Поступила 16 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 8. Vol. 57, pp. 56–59.

ATOMIC STRUCTURE AND DIFFUSION PERMEABILITY OF Ni–Al, Cu–Au, Ni– γ Fe INTERPHASE BOUNDARIES

Sannikov A.V.¹, Postgraduate

Poletaev G.M.¹, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair (gmpoletaev@mail.ru)

Mikrakov V.R.², Cand. Sci. (Eng.), Candidates for a degree Dr. Sci. (Eng.)

Starostenkov M.D.¹, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair

Soskov A.A.², Postgraduate

¹Altai State Technical University (46, pr. Lenina, Barnaul, Altai Territory, 656038, Russia)

²Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Abstract. The atomic structure of Ni–Al, Cu–Au, Ni– γ Fe interface boundaries, oriented along planes (100) and (111), and diffusion mechanism along it in solid-contact were studied by the method of molecular dynamics. It was shown that on the boundary forming a net of edge misfit dislocations, which play key role in diffusion along interface boundary.

Keywords: molecular dynamics, interface boundary, dislocation of discrepancy, diffusion mechanism, activation energy of diffusion.

REFERENCES

1. Bokshstein B.S. *Diffuziya v metallakh* [Diffusion in Metals]. Moscow: Metallurgiya, 1978. 248 p. (In Russ.)
2. Bokshstein S.Z., Bolberova E.V., Ignatova I.A., Kishkin S.T., Razumovskii I.M. The effect of the mismatch of the lattice parameters of phases in the diffusion permeability of the interphase boundaries. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1985. Vol. 59, no. 5, pp. 938–942. (In Russ.)
3. Tkhorik Yu.A., Khazan L.S. *Plasticheskaya deformatsiya i dislokatsii nesootvetsviya v geteroepitaksial'nykh sistemakh*. [Plastic de-

formation and misfit dislocations in heteroepitaxial systems]. Kiev: Naukova Dumka, 1990. 321 p. (In Russ.)

4. Starostenkov M.D., Poletayev G.M., Starostenkov D.M. *Journal of Materials Science and Technology*. 2001. Vol. 17, no. 1, pp. 59–60.
5. Poletaev G.M., Kobzar' L.M., Kulabukhova N.A., Starostenkov M.D. Molecular dynamics study of the mechanisms of diffusion near the interface between Ni and Al in a solid-phase contact. *Fundamental'nye problemy sovremenno materialovedeniya*. 2009, no. 4, pp. 111–115. (In Russ.)
6. Poletaev G.M., Sannikov A.V., Mikryukov V.R. The study of the atomic structure and diffusion permeability of the interface Ni–Al. *Fundamental'nye problemy sovremenno materialovedeniya*. 2013. Vol. 10, no. 1, pp. 112–116. (In Russ.)
7. Tsaregorodtsev A.I., Gorlov N.V., Dem'yanov B.F., Starostenkov M.D. Atomic structure of AFG and its impact on the state of the lattice near the dislocations in ordered alloys with superstructure L12. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1984. Vol. 58, no. 2, pp. 336–343. (In Russ.)
8. Kharina E.G., Starostenkov M.D., Poletaev G.M., Rakitin R.Ju. Activation energy of self-diffusion along symmetric tilt grain boundaries (111) in the Ni₃Al intermetallic compound. *Physics of the Solid State*. 2011. Vol. 53, no. 5, pp. 1043–1046.
9. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Dynamic collective displacements of atoms in metals and their role in the vacancy mechanism of diffusion. *Physics of the Solid State*. 2009. Vol. 51, no. 4, pp. 727–732.
10. Martynov A.N., Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Atomic diffusion mechanism for small-angle twist boundaries in fcc of metals. *Pis'ma o materialakh*. 2011. Vol. 1, no. 1, pp. 43–46. (In Russ.)

Acknowledgements: The study was supported by RFBR for the research project no.13-02-00301_a.

Received January 16, 2014

УДК 669.174:620.187.3:539.27:539.261

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ФАЗЫ В2 В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ*

Мейснер Л.Л.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (l1m@ispms.tsc.ru)

Нейман А.А.¹, к.т.н., младший научный сотрудник

Лотков А.И.¹, д.ф.-м.н., профессор, зам. директора по научной работе

Семина В.О.², магистрант

Остапенко М.Г.^{1,3}, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(6340216, Россия, Томск, пр-т Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

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

Аннотация. Методами рентгеноструктурного анализа, оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии исследовано структурно-фазовое состояние поверхностных слоев никелида титана, подвергнутого воздействию низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Обнаружено, что в процессе обработки в перекристаллизованном слое толщиной 8 – 10 мкм формируется неравновесное однофазное структурное состояние, которое характеризуется искаженной структурой на основе фазы В2, текстурированной в направлении, близком к <410>. Нижележащий слой, расположенный на глубине от 10 до 20 мкм, кроме фазы В2 с незначительными искажениями кристаллической решетки содержит небольшую (до 5 % (по объему)) объемную долю фазы со структурой мартенсита В19'. В результате электронно-пучковой обработки происходит изменение химического состава модифицированного слоя в сторону обогащения титаном из-за расплавления частиц фазы Ti₂Ni. При этом интервалы мартенситных превращений смещаются в область более высоких температур; таким образом, уже при комнатной температуре можно было ожидать, что основным в этом слое будет мартенситное структурное состояние. Исследования с использованием просвечивающей электронной микроскопии показали, что мартенситной фазы в модифицированном слое не наблюдается. Высказывается предположение, объясняющее сложившееся в результате импульсного электронно-пучкового воздействия на поверхность никелида титана структурно-фазовое состояние.

Ключевые слова: никелид титана, импульсные низкоэнергетические сильноточные электронные пучки, кристаллическая структура, микродеформация.

Воздействия на поверхность металла или сплава низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП) приводят к изменениям химического, фазового составов, зеренной структуры и дефектной субструктуры как в тонких приповерхностных областях материалов, расположенных в зонах прямого воздействия, так и в их более глубоких слоях [1 – 5]. При этом отмечается улучшение механических свойств модифицированной поверхности [4 – 7].

В настоящее время пристальное внимание уделяется состоянию поверхности сплавов на основе никелида титана и способам модификации их поверхностных слоев, что связано с использованием этих сплавов как материалов для медицины [8]. Поверхностная обработка никелида титана с использованием НСЭП, наряду с изменением механических свойств модифицированного слоя, приводит к повышению биосовместимости изготовленных из них медицинских имплантатов [9 – 11]. Однако сформированная в результате электронно-пучкового воздействия сложная структура поверхностного слоя в этих сплавах остается недостаточно исследованной.

Цель настоящей работы – изучение неравновесного структурного состояния, сформированного в приповерхностных слоях сплава на основе никелида титана в результате электронно-пучковых воздействий в режимах импульсного плавления поверхностного слоя.

Сплав состава Ti_{49,5}Ni_{50,5} для исследования выплавлен методом электродугового шестикратного переплава из иодидного титана и никеля марки Н0. Слиток гомогенизирован при температуре 1073 К в течение 3 ч и охлажден с печью. Температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений (МП) данного сплава составляют: $M_n = 290$ К, $M_k = 270$ К, $A_n = 303$ К, $A_k = 330$ К. Образцы в виде дисков толщиной 1 мм и диам. 13 мм вырезали из экструдированного слитка методом электроэрозионной резки перпендикулярно оси прутка, а затем отжигали при 1073 К в вакууме при давлении $P = 10^{-3}$ Па в течение 1 ч и охлаждали с печью.

Все образцы подвергали нескольким стадиям поверхностной обработки: 1 – химическому травлению в растворе кислот (3 части HNO₃ + 1 часть HF); 2 – механической шлифовке на шлифовальном станке Saphir 550 (ATM GMBH, Германия) до «зеркального блеска»; 3 – электролитической полировке в охлажденном до

* Работа выполнена по проекту СО РАН № III.20.2.1.

273 К растворе кислот (3 части CH_3COOH + 1 часть HClO_4). Образцы с такой подготовкой поверхности далее называются исходными.

Поверхностную обработку образцов проводили на установке с высокоточным низкоэнергетическим электронным пучком «SOLO» (ИСЭ СО РАН, Томск) с плотностью энергии в пучке $E = 10$ Дж/см²; количество импульсов $N = 10$, длительность импульса $\tau = 50$ мкс, частота следования импульсов $\nu = 0,3$ Гц, давление рабочего газа (аргона) в камере при облучении $P_{\text{Ar}} = 3,5 \cdot 10^{-2}$ Па.

Элементный анализ проводили на растровом электронном микроскопе EVO 50 (Zeiss, Германия, ЦКП «Нанотех») ИФПМ СО РАН) с применением волнодисперсионного спектрометра Oxford Instruments Wave 500.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия, ЦКП «Нанотех») в Co-K_α -излучении. Параметр решетки фазы B2 определяли прецизионным методом.

Оптическую металлографию (ОМ) проводили на микроскопе «Axiovert 200MAT» (Zeiss, Германия), просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) – на микроскопе JEM 2100 (JEOL, Япония) (ЦКП «Нанотех») при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Процедура приготовления фольг поперечного сечения из образцов с поверхностью, облученной электронным пучком, для просвечивающей электронной микроскопии схематически показана на рис. 1. Из массивного образца вырезали образец 1, который механической шлифовкой уменьшали до размеров $1,0 \times 2,5 \times 0,1$ мм (π_\perp – облучаемая поверхность). После нанесения слоя эпоксидной смолы, который служил маркером уровня поверхности, образец закрепляли в установке ионного травления для образования вдоль ее кромки тонкого слоя для анализа в просвечивающем электронном микроскопе; это позволяет исследовать структуру материала на строго определенном удалении от поверхности.

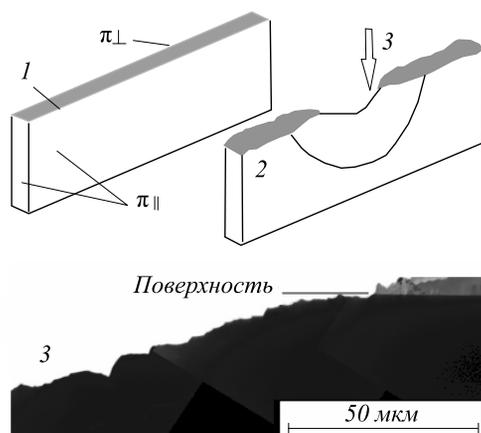


Рис. 1. Схема приготовления образца для ПЭМ с помощью установки ионного травления:

1 – образец после вырезки из массивного образца и механической шлифовки; 2 – образец после нанесения слоя эпоксидной смолы и утонения в установке до образования канавки; 3 – канавка

Для расшифровки картин микродифракции электронов образцов никелида титана до и после их электронно-пучковой обработки была разработана в среде Mathcad специальная программа; при ее использовании учитывали данные о структуре всех фаз, характерных для системы Ti–Ni. Следует отметить, что разработанная программа позволяет не только определять индексы кристаллографических плоскостей отдельных фаз, но и рассчитывать значения параметров решеток конкретных фаз с заданной точностью.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа объемная доля фазы Ti_2Ni (фаза с ГЦК структурой) в исходном образце составляет менее 14 % (по объему), остальной (≥ 86 %) объем сплава составляет высокотемпературная фаза B2 (фаза с ОЦК структурой, упорядоченной по типу CsCl и близким к эквиатомному составом); по данным РСА параметр решетки исходной фазы B2 $a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}} = 3,0139 \pm 0,0008$ Å. В соответствии с данными волнодисперсионной спектрометрии соотношение компонентов (титана и никеля) в этой фазе соответствует составу $\text{Ti}_{49,5}\text{Ni}_{50,5}$. В фазе B2 данного состава реализуется схема мартенситного превращения $\text{B2} \rightarrow \text{B19}'$. Температуры начала прямых мартенситных превращений в данном сплаве находятся вблизи комнатной температуры, однако при температуре съемок рентгенограмм ($T = 293$ К) фаза B19' (мартенситная фаза с моноклинной структурой) в исходном образце никелида титана не наблюдалась.

С использованием оптической микроскопии были проведены исследования структуры исходного образца на поверхностях поперечного (π_\perp) и продольного (π_\parallel) шлифов (рис. 1). В плоскости π_\perp частицы фазы Ti_2Ni равномерно распределены по поверхности образца. В перпендикулярной ей плоскости π_\parallel (параллельной оси прутка) наблюдаются «потоки» преимущественно вытянутых частиц, расположенных вдоль границ зерен основной фазы.

После облучения образца электронным пучком, согласно данным РСА, объемная доля фазы B2 составляет 95 % или менее 95 % (параметр решетки фазы B2 $a_{\text{B2}}^{\text{TiNi-обл}} = 3,0283 \pm 0,0013$ Å); объемная доля фазы B19' составляет 5 % или более. Фаза Ti_2Ni методом РСА не обнаружена.

Согласно данным ОМ и ПЭМ в исходном образце частицы фазы Ti_2Ni наблюдаются как в объеме материала, так и на самой поверхности (рис. 2). После электронно-пучкового воздействия частицы Ti_2Ni обнаруживаются лишь на глубине 8 – 10 мкм от поверхности и практически отсутствуют в приповерхностном модифицированном слое (рис. 3).

Отсутствие частиц фазы Ti_2Ni в наружном слое, во-первых, подтверждает то, что выбранный режим электронно-пучковой обработки действительно приводит к плавлению поверхностного слоя образца никелида титана TiNi ; во-вторых, объясняется тем, что, поскольку согласно диаграмме состояния системы Ti – Ni темпе-

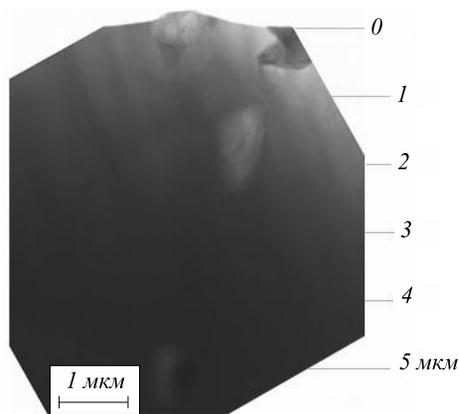


Рис. 2. Изображение (светлое поле) поверхности образца никелида титана до облучения электронным пучком

ратура плавления фазы TiNi ($1523 \div 1583$ K [12]) выше температуры плавления фазы Ti_2Ni (1285 K [12]), то частицы фазы Ti_2Ni расплавились прежде, чем расплавился слой из основной фазы B2. Десятикратное воздействие электронным пучком привело к тому, что локальные неоднородности химического состава в областях расположения растворившихся частиц Ti_2Ni квазиоднородно перемешались с расплавленной матрицей фазы TiNi.

Согласно данным РСА объемная доля мартенситной фазы B19' в облученном образце составляет не более 5%. Этот результат носит качественный характер, фиксируя лишь наличие, а не количество данной фазы в приповерхностной области исследуемого образца. Это обусловлено тем, что объем, содержащий мартенситную фазу, расположен (согласно данным ПЭМ) не в поверхностном модифицированном слое, а на некотором удалении от него. Полученные результаты согласуются с данными работ [13, 14], где показано, что после электронно-пучковой обработки образцов никелида титана с режимами облучения, близкими к данным, под облученной поверхностью возникают плосконапряженные состояния, локализованные в области, которая состоит из одного слоя зерен, выходящих на поверхность. В работах [13, 14] показано, что поверхностный «перекристаллизованный» слой, образовавшийся из расплава в результате быстрой закалки, находится в напряженном состоянии, а также является концентратором внутренних напряжений для нижележащих слоев материала. Показано, что релаксация упругих внутренних напряжений в нижележащих слоях осуществляется путем образования мартенсита напряжения со структурой B19', о чем свидетельствует наличие этой фазы в слое, лежащем ниже перекристаллизованного слоя.

Рентгеновскими методами исследований не удается детально охарактеризовать структурное состояние перекристаллизованного слоя (в отличие от методов просвечивающей электронной микроскопии). С использованием рентгеновских значений параметров решеток фаз B2 и B19' был проведен анализ состояния структуры в

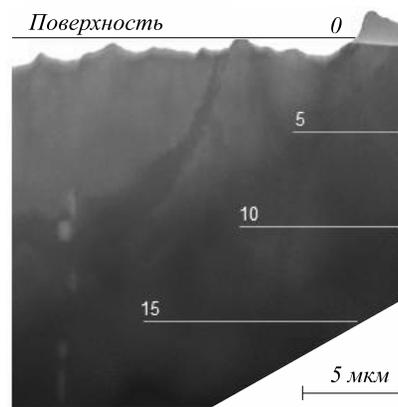


Рис. 3. Изображение (светлое поле) поверхности образца никелида титана после облучения электронным пучком

перекристаллизованном слое по картинам микродифракции, полученным на фольгах поперечного сечения. Оказалось, что в исходном образце TiNi до облучения на любой глубине от его поверхности картины электронной дифракции от фазы B2 однозначно расшифровываются при значении параметра решетки фазы B2 $a_{B2}^{TiNi} \cong 3,014$ Å.

Напротив, микродифракционные картины, полученные от модифицированного слоя после обработки образца никелида титана TiNi электронным пучком, не удается расшифровать с использованием полученных на этих образцах рентгеновских значений параметра решетки фазы B2: как величины $a_{B2}^{TiNi} \cong 3,014$ Å для исходного состояния фазы B2, так и величины $a_{B2}^{TiNi, обл} = 3,0283$ Å для фазы B2 после обработки образцов электронным пучком. Используя кристаллографическую форму общего вида с параметрами элементарной ячейки $a \neq b \neq c$ и и углами между элементарными трансляциями $\alpha \neq \beta \neq \gamma$ и варьируя значения этих параметров с использованием программы Mathcad, были рассчитаны значения структурных параметров, необходимых для расшифровки микродифракционных картин. Анализ полученных результатов показал:

- на различной глубине от поверхности внутри переплавленного слоя картина электронной дифракции сохраняет типичные признаки дифракции от кубической структуры (нет расщеплений, дублетов, новых рефлексов);

- однако структура основной фазы в этом слое не может быть описана только одним значением параметра решетки, характеризуется следующими параметрами: $a = b = 3,003 \div 3,033$ Å, $c = 3,033 \div 3,063$ Å, $\alpha = 89,3 \div 90,0^\circ$, $\beta = \gamma = 90^\circ$;

- не просматривается строгой закономерности в изменении упомянутых структурных параметров в зависимости, например, от глубины залегания (относительно облученной поверхности) той области, от которой была получена дифракционная картина;

- данные особенности отчетливо наблюдаются в наружном слое толщиной приблизительно 10 мкм, ко-

торый подвергался расплаву, и затухают при удалении от облученной поверхности так, что на глубине более 20 мкм микродифракционные картины соответствуют структуре фазы В2 с исходным значением параметра решетки $a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}} \cong 3,014 \text{ \AA}$.

Наличие локализованных искажений кристаллической решетки фазы В2, распределенных внутри модифицированного электронным пучком слоя, можно количественно оценить, используя рентгеновское понятие микродеформации кристаллической решетки [15] и значения атомных объемов (V), рассчитанных по данным РСА и ПЭМ:

$$\varepsilon^h = \frac{\Delta V}{V} = \frac{V_{\text{ПЭМ}} - V_{\text{РСА}}}{V_{\text{РСА}}}$$

(где $V_{\text{РСА}} = (a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}})^3 / N$, $V_{\text{ПЭМ}} = abc\sqrt{1 - \cos\alpha - \cos\beta - \cos\gamma + 2\cos\alpha\cos\beta\cos\gamma} / N$, $N = 2$). При расчете микродеформации ε^h кристаллической решетки в модифицированном слое использовали значения $V_{\text{РСА}}(a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}_{\text{обл}}})$, а на большем удалении от облученной поверхности – значения $V_{\text{РСА}}(a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}})$, рассчитанные по соответствующим этим слоям значениям параметров решетки В2 ($a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}_{\text{обл}}} = 3,0283 \pm 0,0013 \text{ \AA}$ и $a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}} = 3,0139 \pm 0,0008 \text{ \AA}$).

Распределение величины микродеформации кристаллической решетки фазы В2 внутри модифицированного слоя образца никелида титана TiNi приведено на рис. 4 (прямая горизонтальная линия соответствует значению микродеформации, рассчитанному по значениям $a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}_{\text{обл}}}$ фазы В2^{пов} и $a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}}$ фазы В2 в исходном состоянии). Изменения величины микродеформации кристаллической решетки по глубине проплавленного слоя носят не закономерный, а случайный характер, что подтверждает высказанное предположение о формировании в модифицированном слое неравновесной, сильно искаженной, неоднородной структуры на основе ОЦК-решетки. В областях сплава, расположенных глубже модифицированного слоя, значения микродеформации кристаллической решетки отличны от нуля до глубины 20 мкм. Однако их величина здесь существенно меньше по сравнению с переплавленным слоем из-за малого отличия параметров решетки ($a = b = 3,013 \text{ \AA}$, $c = 3,023 \text{ \AA}$ и $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$) от исходного значения $a_{\text{B2}}^{\text{TiNi}}$. На глубине более 20 мкм от облученной поверхности параметры решетки соответствуют параметрам исходного образца.

Важно отметить, что в исходном образце каждое отдельное зерно характеризуется индивидуальной ориентацией, о чем свидетельствуют разные индексы осей зон на микродифракционных картинах, полученных в различных областях одной фольги. После электронно-пучкового воздействия в модифицированном слое обнаружена преимущественная ориентация кристаллитов в направлении $\langle 410 \rangle_{\text{B2}}$ или близких ему направлений $\langle 13\ 4\ 1 \rangle_{\text{B2}}$, $\langle 13\ 3\ 1 \rangle_{\text{B2}}$. Аналогичный ре-

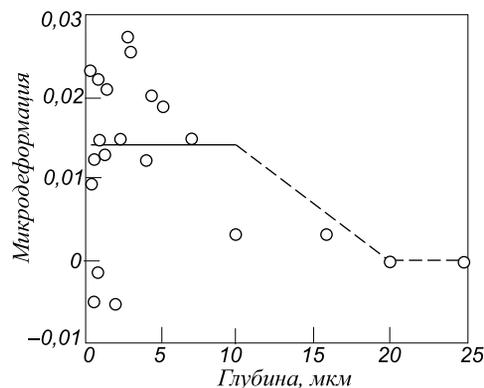


Рис. 4. Распределение величины микродеформации кристаллической решетки фазы В2 внутри модифицированного электронным пучком поверхностного слоя в образцах никелида титана

зультат с образованием текстуры кристаллизации в направлении типа $\langle 110 \rangle_{\text{B2}}$ (лежащем в той же плоскости куба) авторы наблюдали и в случае использования электронных пучков с близкими энергетическими параметрами, но при более коротких длительностях импульсов (1 – 5 мкс [4]).

После обработки образцов никелида титана TiNi электронным пучком изменение химического состава в фазе В2^{пов} поверхностного модифицированного слоя в сторону обогащения титаном должно было привести к смещению температурных интервалов прямого и обратного мартенситных превращений в область температур на 40 – 50 °С выше комнатной [16]. Соответственно можно было ожидать, что основным структурным состоянием в данном слое будет мартенситное состояние с структурой В19'. Однако, как следует из данных ПЭМ, мартенситной фазы в модифицированном слое не наблюдается, а согласно данным РСА мартенситная фаза присутствует в приповерхностной области облученного образца никелида титана в малом количестве. Отсутствие мартенситной фазы в модифицированном слое облученного образца обусловлено тем, что закаленная структура фазы В2^{пов} является сильно искаженной, неоднородно деформированной по объему этого слоя. Это блокирует возможность кооперативной перестройки данной фазы в мартенситную структуру, предполагающей возможность однородных по всему объему дисторсий для осуществления такого типа структурных фазовых превращений.

Выводы. С использованием совокупности структурных методов исследования (рентгеноструктурного анализа, оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии) установлено, что в результате импульсного воздействия низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками в режиме плавления в приповерхностной области образцов никелида титана формируется многослойное структурно-фазовое покрытие, в котором толщина поверхностного (модифицированного) слоя, возникшего путем затвердевания расплавленного электронным пучком слоя,

составляет около 10 мкм. Этот слой характеризуется однофазным состоянием с искаженной структурой на основе фазы B2 с параметрами $a = b = 3,003 \div 3,033 \text{ \AA}$, $c = 3,033 \div 3,063 \text{ \AA}$ и $\alpha = 89,3 \div 90,0^\circ$, $\beta = \gamma = 90^\circ$, квазиоднородным химическим составом, соответствующим формуле $\text{Ti}_{51,7}\text{Ni}_{48,3}$, текстурой кристаллизации в направлении, близком к $\langle 410 \rangle_{\text{B2}}$; неоднородной по величине микродеформацией кристаллической решетки. Нижележащий слой, расположенный на глубине приблизительно 10 мкм и более от поверхности, кроме фазы B2 с незначительными искажениями кристаллической решетки содержит фазу со структурой мартенсита B19'. Отсутствие искажений и низкий уровень микродеформации решетки в фазе B2 позволяет сделать заключение о природе и роли мартенситной фазы в данном слое, а именно – фаза представляет собой мартенсит напряжения B19', формирование которого определяется механизмом релаксации остаточных напряжений в том слое, в котором присутствует данная фаза. Отсутствие в модифицированном слое облученного образца никелида титана мартенситной фазы B19' может быть обусловлено искаженной, неоднородно деформированной по объему слоя структурой фазы B2^{пов}. Отсутствие мартенситной фазы на поверхности образца никелида титана после его обработки низкоэнергетическим электронным пучком является положительным фактором: например, приводит к повышению коррозионной стойкости данных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов Ю.Ф., Целлермаер И.Б., Ротштейн В.П., Громов В.Е. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9, № 5. С. 107 – 114.
2. Zhang K.M., Zou J.X., Grosdidier T. etc. // Journal of Alloys and Compounds. 2007. № 434-435. P. 682 – 685.
3. Мейснер Л.Л. // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № 2. Спец. С. 169 – 172.
4. Meisner L.L., Lotkov A.I., Mironov Yu.P., Neyman A.A. // Hindawi Publishing Corporation. Journal of Nanotechnology. 2010. Vol. 2010. P. 1 – 8.
5. Uglov V.V., Kuleshov A.K., Soldatenko E.A., Koval N.N., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. // Surface and Coatings Technology. 2012. Vol. 206. № 11–12. P. 2972 – 2976.
6. Grosdidier T., Zou J.X., Bolle B., Hao S.Z., Dong C. // Journal of Alloys and Compounds. 2010. Vol. 504. P. 508 – 511.
7. Нейман А.А., Мейснер С.Н., Лотков А.И., Мейснер Л.Л. Повышение микротвердости и трещиностойкости в приповерхностных слоях никелида титана путем изменения параметров электронно-пучкового воздействия // Перспективные материалы. Специальный выпуск, 19 – 22 сентября 2007, Астрахань. Т. 2. С. 429 – 431.
8. Takayuki Yoneyama, Shuichi Miyazaki. Shape memory alloys for biomedical applications. – CRC Press, Cambridge, England, 2009. – 378 p.
9. Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Сивоха В.П., Турова А.И., Бармина Е.Г. // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 1. С. 83 – 89.
10. Мейснер Л.Л., Никонова И.В., Лотков А.И., Раздорский В.В., Котенко М.В. Влияние ионно- и электронно-лучевой модификации поверхности на коррозионные свойства и биосовместимость никелида титана в экспериментах in vivo. Перспективные материалы. 2008. № 3. С. 15 – 27.
11. Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Ротштейн В.П. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2011. № 4. С. 36 – 43.
12. Ильиных Н.И., Куликова Т.В., Моисеев Г.К. Состав и равновесные характеристики металлических расплавов бинарных систем на основе железа, никеля и алюминия. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 235 с.
13. Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю. // Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. № 3. С. 79 – 89.
14. Meisner L.L., Lotkov A.I., Ostapenko M.G., Gudimova E.Yu. // Appl. Surf. Science. 2013. № 280. P. 398 – 404.
15. Сверхпроводящие соединения со структурой β -вольфрама / Л. Тестарди, М. Вегер, И. Гольдберг, Л.П. Горьков. – М.: Мир, 1977. – 435 с.
16. Корнилов И.И., Белоусов О.К., Качур Е.В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом «памяти». – М.: Наука, 1977. – 177 с.

© 2014 г. Мейснер Л.Л., Нейман А.А., Лотков А.И., Семин В.О., Остапенко М.Г.
Поступила 20 января 2014 г.

FEATURES OF THE B2 PHASE STRUCTURE CHANGE IN THE NiTi SURFACE LAYER AFTER PULSED ELECTRON-BEAM IMPACT

Meisner L.L.^{1,2}, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Research* (llm@ispms.tsc.ru)

Neiman A.A.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Junior Research*

Lotkov A.I.¹, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Deputy Director of scientific work*

Semin V.O.², *Postgraduate Student*

Ostapenko M.G.^{1,3}, *Cand. Sci. (Phys.-math.), Junior Research*

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia)

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

³ National Research Tomsk Polytechnic University (30, pr. Lenina, Tomsk, 634050, Russia)

Abstract. By X-ray diffraction, optical, scanning and transmission electron microscopy methods the structural-phase state of NiTi surface layers affected by low-energy high-current electron beams have been investigated. It was found that during treatment in recrystallized layer thickness of 8 – 10 μm a nonequilibrium single-phase structural state forms, which is characterized by a deformed B2 based phase structure, textured in a direction close to the $\langle 410 \rangle$. The downstream with depths ranging from 10 to 20 μm layer except B2 phase with insignificant distortions of the crystal lattice contains a small volume fracture (up to 5 vol. %) of martensitic phase with B19' structure. As a result of electron-beam treatment the modified layer chemical composition has changed to titanium enrichment due to Ti_2Ni phase particles melting. At the same time intervals of martensitic transformations are shifted to higher temperatures thus even at room temperature can be expected that in the present layer the main structural state is martensitic. Using transmission electron microscopy the studies have showed that in the modified layer the martensitic phase is not observed. The assumption,

explaining the created by a pulsed electron beam impact on the NiTi surface structure-phase state is expressed.

Keywords: nickel titanium, pulsed low-energy high-current electron beam, crystal structure, lattice strain.

REFERENCES

- Ivanov Yu.F., Tsellermaer I.B., Rotshtein V.P., Gromov V.E. Electron-beam modification of hardened steel. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2006. Vol. 9, no. 5, pp. 107–114. (In Russ.).
- Zhang K.M., Zou J.X., Grosdidier T. etc. *Journal of Alloys and Compounds*. 2007, no. 434–435, pp. 682–685.
- Meisner L.L. Mechanical and physico-chemical properties of alloys based on NiTi thin surface layers, modified streams of charged particles. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2004. Vol. 7, no. 2. Spec., pp. 169–172. (In Russ.).
- Meisner L.L., Lotkov A.I., Mironov Yu.P., Neiman A.A. Hindawi Publishing Corporation. *Journal of Nanotechnology*. 2010. Vol. 2010, pp. 1–8.
- Uglov V.V., Kuleshov A.K., Soldatenko E.A., Koval N.N., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 206, no. 11–12, pp. 2972–2976.
- Grosdidier T., Zou J.X., Bolle B., Hao S.Z., Dong C. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010. Vol. 504, pp. 508–511.
- Neiman A.A., Meisner S.N., Lotkov A.I., Meisner L.L. Increase of microhardness and fracture in the surface layers of NiTi by changing the parameters of electron-beam exposure. *Perspektivnye materialy*. 2007. Spec. issue. Vol. 2, pp. 429–431. (In Russ.).
- Takayuki Yoneyama, Shuichi Miyazaki. *Shape memory alloys for biomedical applications*. CRC Press, Cambridge, England, 2009. 378 p.
- Meisner L.L., Lotkov A.I., Sivoha V.P., Turova A.I., Barmina E.G. Effects of surface modification, structure and phase composition on corrosion properties of TiNi based alloys. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2003. Vol. 1, pp. 83–89. (In Russ.).
- Meisner L.L., Nikonova I.V., Lotkov A.I., Razdorskii V.V., Kotenko M.V. Effect of ion- and electron-beam surface modification on the corrosion properties and biocompatibility NiTi experiments in vivo. *Perspektivnye materialy*. 2008, no. 3, pp. 15–27. (In Russ.).
- Meisner L.L., Lotkov A.I., Rotshtein V.P., Mironov Yu.P., Meisner S.N., Neiman A.A. Formation of alloyed layers with nano- and submicrocrystalline structure on the surface of NiTi upon irradiation with pulsed electron beams. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2011, no. 4, pp. 36–43. (In Russ.).
- Il'inyh N.I., Kulikova T.V., Moiseev G.K. *Sostav i ravovesnye kharakteristiki metallicheskih rasplavov binarnykh sistem na osnove zheleza, nikelya i alyuminiya* [Composition and equilibrium characteristics of metal melts of binary systems based on iron, nickel and aluminum]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2006. 235 p. (In Russ.).
- Meisner L.L., Lotkov A.I., Ostapenko M.G., Gudimova E.Yu. Analysis by X-ray diffraction of the gradient of the internal stresses in titanium nickelide after electron beam surface treatment. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2012. Vol. 15, no. 3, pp. 79–89. (In Russ.).
- Meisner L.L., Lotkov A.I., Ostapenko M.G., Gudimova E.Yu. *Appl. Surf. Science*. 2013. Vol. 280, pp. 398–404.
- Testardi L., Veger M., Gol'dberg I., Gor'kov L.P. *Sverkhprovodyashchie soedineniya so strukturoi β -vol'frama* [Superconducting compounds with β -tungsten structure]. Moscow: Mir, 1977. 435 p. (In Russ.).
- Kornilov I.I., Belousov O.K., Kachur E.V. *Nikelid titana i drugie splavy s efektom "pamyati"*. [Titanium nickelide and other alloys with a "memory" effect]. Moscow: Nauka, 1977. 177 p. (In Russ.).

Keywords. The work was prepared for the project of SB RAS no.III.20.2.1.
Received January 20, 2014

УДК 669.018:538.931

ATOMIC STRUCTURE AND DIFFUSION PERMEABILITY OF Ni – Al, Cu – Au, Ni – γ Fe INTERPHASE BOUNDARIES*

Sannikov A.V.¹, *Postgraduate*

Poletaev G.M.¹, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair* (gmpoletaev@mail.ru)

Mikrukov V.R.², *Cand. Sci. (Eng.), Candidates for a degree Dr. Sci. (Eng.)*

Starostenkov M.D.¹, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair*

Soskov A.A.², *Postgraduate*

¹Altai State Technical University

(46, pr. Lenina, Barnaul, Altai Territory, 656038, Russia)

²Siberian State Industrial University

(42, ul. Kirova, Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

Аннотация. The atomic structure of Ni–Al, Cu–Au, Ni– γ Fe interface boundaries, oriented along planes (100) and (111), and diffusion mechanism along it in solid-contact were studied by the method of molecular dynamics. It was shown that on the boundary forming a net of edge misfit dislocations, which play key role in diffusion along interface boundary.

Ключевые слова: molecular dynamics, interface boundary, dislocation of discrepancy, diffusion mechanism, activation energy of diffusion.

At the interphase boundaries can occur a situation, qualitatively similar to that which occurs at one crystal phase boundary, i.e. at the grain boundaries. As a result, in certain conditions, the acceleration of the matter diffusion transportation along the interphase boundaries is possible, that is proved experimentally [1, 2]. The fundamental difference between the phase boundaries and grain boundaries is that the second phase exists in many cases as an isolated inclusion in the matrix, i.e. phase boundaries do not form a united ramified network like grain boundaries. Dislocations that are typical for coherent interphase boundaries are formed not only as a result of contacting crystals disorientation (as in the case of grain boundaries), but as a result of mismatch of lattice parameters of the phases (so called misfit dislocations) [2–4]. In [1, 2] it is highlighted because of structure imperfection the phase boundaries can detect high diffusion permeability, in some cases even higher than the grain boundaries. It is believed that the reverse case is also possible, and when the diffusion near the phase boundary is slower than in the grain volume.

Earlier, in [5], in the study by computer simulation of diffusion along the Ni–Al interphase boundary in two-dimensional model was found that misfit dislocations play a key role in the migration of atoms near the boundary. It was mentioned that diffusion can occur due to the formation of cyclic displacements of atoms near the dislocation cores and formation of chains of atoms displaced from one core to the core of neighboring dislocation. In the simulation of diffusion along Ni–Al boundary in three-dimensional model [6], was found that the migration of atoms happens mainly along the cores of misfit dislocations which are formed, depending on orientation of the interphase boundary, the network of two or more sets of edge dislocations.

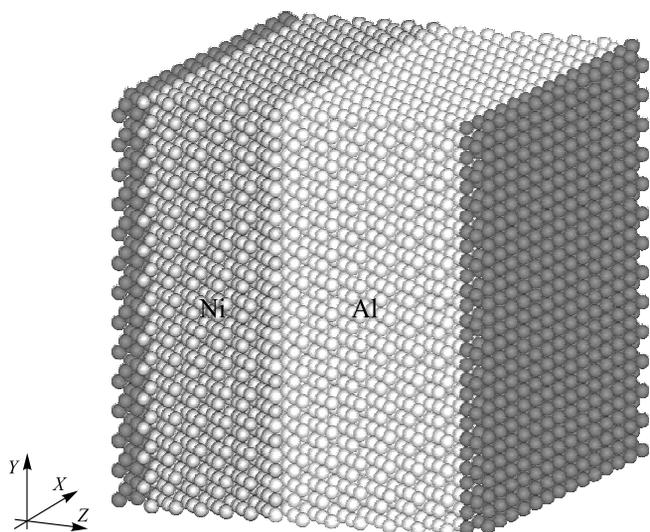
The present work is devoted to the study of the atomic structure of Ni–Al, Cu–Au, Ni– γ Fe interphase boundaries and diffusion mechanism along them in the condition of solid phase contact by the method of molecular dynamics. In the work the interphase boundary orientations in (100) and (111) planes were considered. As examples the fcc metals with lattice parameters were taken: Ni – 3.524 Å and Al – 4.05 Å (the difference – 14.9 %), Cu – 3.615 Å and Au – 4.078 Å (the difference – 12.8 %), Ni – 3.524 Å and γ -Fe – 3.637 Å (the difference – 3.2 %). The difference of the lattice parameters leads to the formation of misfit dislocations at the interphase boundary: the higher this difference, the higher density of dislocations is.

The interphase boundary was being created in the center of the simulation block (Fig. 1). The boundary had orientation (100) or (111) in both contacting crystals. The block dimensions were chosen so that periodic boundary conditions could be used along the interphase boundary, i.e. along the *X* and *Y* axes in Fig. 1 the endless repetition of the simulation block was imitated. Along the *Z* axis rigid conditions were imposed – atoms near the boundaries of the calculation block was parallel to the plane of the interphase boundary in the computer experiment remained motionless (in Fig. 1 fixed atoms are dark grey). The number of atoms in the calculation block is from 20 000 to 30 000.

To bring the structure of simulation block in the equilibrium state (at these conditions) structural relaxation was carried. As a result of the relaxation, the temperature of the block increased, so after its completion the block was cooled to 0 K. Integration time step in the molecular dynamics method was equal 5 fs. Interatomic interactions were described by Morse pair potentials, parameters of which were taken from [7].

When creating the interphase boundary disorientation contacting crystals was not made because it was found for

* The reported study was partially supported by RFBR, research projects No. 13-02-00301_a, No. 14-02-98000-r_sibir_a.



Calculation block containing Ni – Al (100) interphase boundary. The periodic boundary conditions were imposed along X and Y axes. Dark grey atoms remained motionless in the computer experiment (rigid boundary conditions along the axis Z)

Ni–Al boundary, that at any disorientation aluminum near the boundary aim to imitate the crystal orientation of nickel. As a result, when Al was initially disoriented relatively Ni, in Al the grain boundary parallel to the interphase boundary was formed. This phenomenon is apparently due to the relatively high energy of Ni–Al bonds in comparison with the Ni–Ni and Al–Al bonds.

Investigating the diffusion and the mechanism of atom migration at the interphase boundary computer experiments 100 – 300 ps duration were held at different temperatures of the calculation block from 300 K to the melting point of one of the contacting phases. Temperature of the calculation block was set through the initial velocity of the atoms according to the Maxwell-Boltzmann distribution. Herewith total impulse of atoms in the calculation block was zero.

In the relaxation process, during which conjugation of contacting metals occurred, at the interphase boundary formed misfit dislocations (Fig. 2). The dislocations formed in the result of lattice parameters mismatch.

Fig. 2 shows the distribution of free volume in the plane of Ni–Al (Fig. 2, *a, b*) and Ni–Fe (Fig. 2, *c, d*) interphase boundaries. The visualization of free volume was carried out by calculating the average distance between nearest atoms. If the average distance was not significantly different from the distance corresponding to the ideal crystal, the atom was not depicted. Otherwise the atom was painted in one or another shade of grey. Black color corresponds to the presence of free volume near the atom, approximately equal to the volume of vacancies, that is, as if a vacancy was located near given atom.

In Fig. 2 cores of misfit dislocations are seen, which in the case of Ni–Al (100) boundary form a network with square cells, consisting of two systems of edge dislocations, and in the case of Ni–Al (111) boundary – network with triangular cells, consisting of three systems of edge dislocations. For Cu–Au boundary similar pictures were obtained,

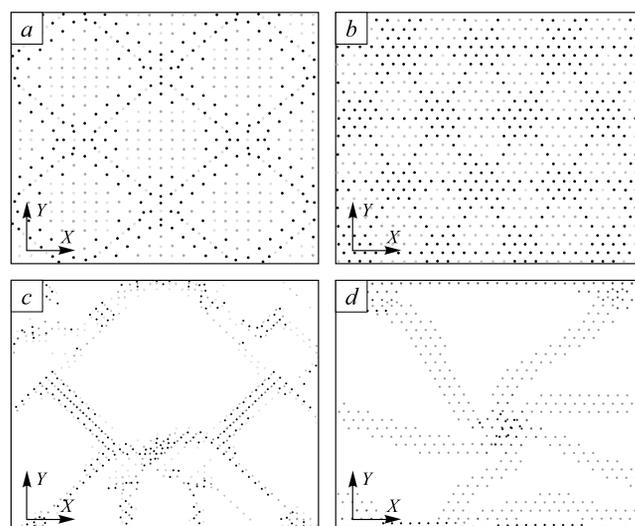
with that difference that the cells size of dislocation networks was bigger in connection with the smaller difference of lattice parameters of Cu and Au.

The lattice parameters of Ni and γ -Fe have close values (the difference is only 3.2 %) and therefore, the density of misfit dislocations at Ni–Fe boundary was much lower than at the Ni–Al and Cu–Au boundaries. Furthermore, the dislocations had an unordered structure (Fig. 2, *c, d*): they did not form geometrically regular network as in the case of Ni–Al and Cu–Au boundaries. However, at larger area of Ni– γ Fe interphase boundary during structural relaxation should apparently expect the formation of the dislocation network similar those that formed at Ni–Al and Cu–Au boundaries.

In the study of diffusion along the interphase boundary for each given temperature at the end of the molecular dynamics experiment the diffusion coefficient was calculated separately for different types of atoms. The temperature during the computer experiment was kept constant. When calculating the diffusion coefficient was assumed that the width of the interphase boundary is 5 Å.

On the whole, along the (111) boundaries, despite the seemingly higher density of atoms in this plane, in all cases the diffusion proceeds strongly than along the (100) boundaries. Apparently, this is due to the higher density of misfit dislocations at the (111) boundary relative to the (100) boundary (Fig. 2).

In the case of Ni–Al system along the interphase boundary Al atoms migrated more intensively. This was due to the fact that Ni–Ni and Ni–Al bonds considerably stronger than Al–Al bond, whereby the defect areas (in the form of misfit dislocation cores) contained predominantly Al atoms, because of which they proved to be more mobile. Along the Cu–Au (100) and (111) boundaries more intensively Cu atoms migrated. In this case, the energy of Cu–Au bond higher than Cu–Cu, but less than the Au–Au. That is, as in the case of Al atoms on the boundary of Ni–Al, in the areas



The image of misfit dislocations at the Ni – Al (100) (*a*), Ni – Al (111) (*b*), Ni – Fe (100) (*c*), Ni – Fe (111) (*d*) boundaries using the free volume visualizator

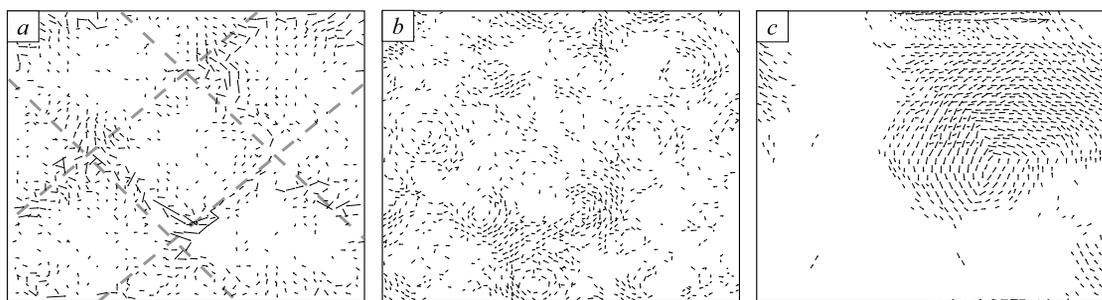


Рис. 3. Atoms migration in the interphase boundary plane (atoms displacement are depicted by black segments).

Bold gray dashed lines show the approximate positions of misfit dislocations:

a – Cu – Au (100) at 900 K during 200 ps; *b* – Cu – Au (111) at 1000 K during 200 ps; *c* – Ni – γ Fe (111) at 1300 K during 200 ps

of dislocation cores Cu atoms proved more movable. When considering Ni– γ Fe boundary significant preponderance of the diffusion of atoms of different types was not observed. In this case, the energy of Ni–Fe bond is smaller than the energy of Ni–Ni and Fe–Fe bonds.

From the slope of dependences of $\ln(D)$ from T^{-1} diffusion activation energies were found separately for atoms of different types. Along the Ni–Al (100) interphase boundary: 0.5 eV for Ni and 0.3 eV for Al; along Ni–Al (111) boundary: 0.5 and 0.2 eV respectively. The obtained values are close to values of the activation energy of diffusion along grain boundaries in the Ni₃Al intermetallide [8]: depending on the misorientation angle of grains the migration energy of Al atoms is in the range 0.2 – 0,3 eV, Ni atoms – 0.1 – 0,3 eV. Consequently, the diffusion permeability of interphase boundaries is comparable to permeability of grain boundaries.

For Cu–Au (100) and (111) boundaries were obtained similar activation energy of migration of Cu and Au atoms: 0.1 eV and 0.2 eV respectively. For Ni– γ Fe (100) and (111) boundaries the activation energy of Ni and Fe atoms had similar values of the order of 0.1 eV.

Atomic diffusion mechanism was investigated by visualizer of atomic displacements in regard to the initial positions [9, 10]. Displacements of atoms were visualized by the program directly in the process of the computer experiment that allowed to observe the displacements of atoms in dynamics.

It was found that misfit dislocations play a key role in the diffusion near the interphase boundary in the condition of solid phase contact. This is consistent with the conclusions of [5, 6]. Fig. 3 shows examples of atomic displacements pictures along the interphase boundaries during the computer experiment.

As it is seen from Fig. 3, *a*, in the case of (100) boundary, displacements of atoms occur primarily along cores of misfit dislocations. Herewith, the higher density of atomic displacements was more frequently observed in the area of nodes of the dislocation network. For the (111) boundaries cooperative vortex displacement of atoms were typical, and the size of these “vortices” coincided with the cell size of the dislocation network (Fig. 3, *b*, *c*).

Thus, using the method of molecular dynamics in the present study shows that at Ni–Al, Cu–Au and Ni– γ Fe interphase boundaries it is form network of edge misfit dis-

locations (with square cells of two systems of dislocations for the (100) boundary and with triangular cells of three systems for the (111) boundary), which play a key role in the diffusion along the interphase boundary at solid phase contact. If the energy of heterogeneous bond is higher than energy of homogeneous bond of the one of the contacting phases, then more intensity migrate along the boundary, as a rule, those atoms, homogeneous bond energy of which is lower – in this case they are often locate in defect areas (e.g., dislocation cores) and more mobile.

The boundaries which are oriented in plane (100) have a lower density of misfit dislocations in comparison with the (111) boundaries, therefore the diffusion along them is relatively less intense. In the case of (100) boundaries migration of atoms occurs mainly along the misfit dislocations. For the (111) boundaries are typical is the formation of cooperative vortex displacements of atoms, and the size of the “vortices” coincides with a cell size of the dislocation network.

REFERENCES

1. Bokshstein B.S. Diffuziya v metallah [Diffusion in Metals]. Moscow: Metallurgiya, 1978. 248 p.
2. Bokshstein S.Z., Bolberova E.V., Ignatova I.A. etc. Fizika metallov i metallovedenie. 1985. Vol. 59. № 5. Pp. 938–942.
3. Thorik Yu.A., Khazan L.S. Plasticheskaya deformaciya i dislokacii nesootvetstviya v geterojejitaksial'nyh sistemah (Plastic deformation and misfit dislocations in heteroepitaxial systems). – Kiev: Naukova Dumka, 1990. 321 p.
4. Starostenkov M.D., Poletayev G.M., Starostenkov D.M. Journal of Materials Science and Technology. 2001. Vol. 17. № 1. P. 59, 60.
5. Poletayev G.M., Kobzar' L.M., Kulabukhova N.A., Starostenkov M.D. Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya. 2009. № 4. Pp. 111–115.
6. Poletayev G.M., Sannikov A.V., Mikrakov V.R. Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya. 2013. Vol. 10. № 1. Pp. 112–116.
7. Tsaregorodtsev A.I., Gorlov N.V., Dem'yanov B.F., Starostenkov M.D. Fizika metallov i metallovedenie. 1984. Vol. 58. № 2. Pp. 336 – 343.
8. Kharina E.G., Starostenkov M.D., Poletayev G.M., Rakitin R.Yu. Fizika tverdogo tela. 2011. Vol. 53. № 5. Pp. 980–983.
9. Poletayev G.M., Starostenkov M.D. Fizika tverdogo tela. 2009. Vol. 51. № 4. Pp. 686–691.
10. Martynov A.N., Poletayev G.M., Starostenkov M.D. Pis'ma o materialakh. 2011. Vol. 1. № 1. Pp. 43–46.

© 2014 г. Sannikov A.V., Poletayev G.M., Mikrakov V.R., Starostenkov M.D., Soskov A.A.

Received January 16, 2014

ИНСТИТУТУ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ СИБИРСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК – 30 ЛЕТ

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН) создан в 1984 г. и является одним из ведущих в Сибирском регионе научных учреждений в области материаловедения, разработки и создания новых материалов (включая наноматериалы) и изделий из них. Создание Института явилось одним из важнейших этапов развития томской научной школы физики твердого тела, которая зародилась в 1928 г. в Томском государственном университете на базе Сибирского физико-технического института. Ее основателем был профессор В.Д. Кузнецов, который впоследствии стал первым академиком АН СССР за Уралом.

История Института началась с создания отдела физики твердого тела и материаловедения в Институте оптики атмосферы СО АН СССР в мае 1979 г. Через пять лет на базе этого отдела был организован Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Академии наук СССР, который возглавил член-корреспондент АН СССР В.Е. Панин. В 1985 г. для доведения разработок Института до промышленных образцов и организации их серийного производства при ИФПМ СО АН СССР создан Республиканский инженерно-технический центр, который с 1998 г. стал структурным подразделением Института. В 1994 – 1997 гг. Институт имел статус Государственного научного центра Российской Федерации. С мая 1998 г. в Институте издается научный журнал «Физическая мезомеханика» на русском и английском языках, который по данным учета Российского индекса научного цитирования (РИНЦ) входит в пятерку ведущих журналов России по направлению «Механика».

Структура ИФПМ СО РАН включает 17 научных лабораторий. В Институте работает 371 сотрудник, в том числе 155 научных работников, из них 46 докторов и 96 кандидатов наук.

В Институте проводятся фундаментальные, поисковые и прикладные научные исследования по основному научному направлению: физическая мезомеханика материалов и нанотехнологии, а также по другим научным направлениям в области естественных и технических наук, в том числе: наноструктурные объемные и наноразмерные материалы, наноструктурированные поверхностные слои, тонкие пленки и покрытия; материалы новых поколений на металлической, керамической и полимерной основах; компьютерное конструирование новых материалов и технологий их получения; научные основы технологий упрочнения и поверхностной обработки материалов; неразрушающие методы контроля; разработка уникального научно-исследовательского, технологического, диагностического оборудования и технологий.

Получены крупные фундаментальные и прикладные научные результаты в различных областях исследований.

Современное материаловедение и нанотехнологии

Обнаружен эффект самоорганизации пластического течения и разрушения на различных структурно-масштабных уровнях в деформируемом твердом теле как нелинейной иерархически организованной системе. Теоретически и экспериментально установлено, что в основе нелинейного поведения деформируемого твердого тела лежит процесс самоорганизации пластического течения посредством структурно-фазовых трансформаций. Это позволило вскрыть многоуровневый ротационный механизм пластической деформации наноструктурированных материалов, который определяет их уникальные релаксационные характеристики.

Продемонстрирована масштабная инвариантность структурных элементов, формирующихся в тонких пленках и многослойных структурах в процессе их синтеза, а также при различных внешних воздействиях, показана определяющая роль интерфейсов в процессах деформации и разрушения тонких пленок. Разработаны научные принципы инженерии многослойных нанокристаллических покрытий с многоуровневой структурой, сформулированы критерии их предразрушения.

Материалы для ядерной энергетики

Для работы в активных зонах инновационных ядерных и термоядерных реакторов разработаны физические основы создания нового класса малоактивируемых ванадиевых сплавов с контролируемыми параметрами наноструктурированной гетерофазной структуры и высокой термической стабильностью. С использованием новых методов технологической (термомеханической и (или) химико-термической) обработки получены рекордные для этого класса материалов значения высокотемпературной прочности при сохранении удовлетворительного запаса пластичности, свидетельствующие о возможности значительного (на 100 – 200 °С) расширения интервала рабочих температур материала в активной зоне реактора.

Совместно с ОАО «Чепецкий механический завод» разработан способ модернизации основного используемого в ядерной энергетике РФ сплава Э110 (Zr – 1 % Nb) путем контролируемого изменения содержания наноразмерных фаз с повышенным содержанием примеси кислорода. В результате этой модернизации решена проблема повышения ресурса работы ТВЭЛов и тепловыделяющих сборок с трех до пяти лет. Разработанный модернизированный сплав выпускается в промышлен-

ных масштабах. Изделиями из этого сплава комплектуются отечественные реакторы ВВЭР и РБМК, а также реакторы в зарубежных странах, построенные и строящиеся Государственной корпорацией по атомной энергии «Росатом».

Материалы для авиакосмической отрасли

Экспериментально и теоретически обоснованы многоуровневые механизмы деформации и разрушения твердых тел в полях интенсивных внешних воздействий, в основе которых лежит учет локальных структурных трансформаций. Это позволило разработать принципы конструирования многослойных многокомпонентных наноструктурных покрытий, учитывающие реализацию трансляционных и поворотных мод деформации, что обеспечивает кратное повышение ресурса работы изделий различного назначения для авиационной и космической отрасли.

Разработан подход к многоуровневому динамическому моделированию изделий авиакосмической техники, изготовленных с применением новых, в том числе композитных, материалов и их соединений. Подход основан на учете неупругих деформаций, диссипативных, триботехнических и других нелинейных процессов, определяющих поведение ответственных конструкций в экстремальных условиях эксплуатации. Разработаны методики и оборудование контроля качества корпусных и конструкционных элементов космических аппаратов нового поколения.

Материалы для медицины

Синтезированы и исследованы свойства низкоразмерных структур с поверхностным зарядом и высокой локальной напряженностью электрического поля, в том числе обладающих магнитными свойствами. На этой основе созданы принципиально новые антимикробные средства медицинского назначения, не содержащие антибиотиков и антисептиков, что позволило впервые в мире решить проблему резистентности микроорганизмов для поверхностных ран различной этиологии. Показано, что агломераты низкоразмерных структур являются перспективной основой для создания новых противоопухолевых препаратов нетоксического действия и медицинских технологий для лечения злокачественных новообразований.

Для обеспечения высокой биосовместимости и коррозионной стойкости в биологических средах разработаны физические принципы формирования функционализированных наноразмерных слоев на поверхности никелида титана с отсутствием никеля в поверхностной области материала. На этой основе создано новое по-

коление кардиоимплантатов для сердечно-сосудистой хирургии – самораскрывающихся конструкций зонтичного типа (окклюдеров) с барьерными слоями на их поверхности, модифицированными ионно-плазменными методами нанотехнологии поверхности. Решена проблема борьбы с риском возникновения инсульта у больных с мерцательной аритмией сердца.

На основе результатов экспериментальных и теоретических исследований разработаны научные подходы формирования мультимодальных поровых структур, воспроизводящих пространственную архитектуру неорганического костного матрикса и обеспечивающих большую псевдоупругую деформацию за счет микро-механической неустойчивости наноразмерных структурных элементов в остеозамещающих керамиках. Создан класс новых остеооконвергентных керамических материалов с биомеханической совместимостью, превосходящей совместимость существующих аналогов.

Геодинамика

На основе результатов физического моделирования обоснован механизм, обеспечивающий резкое возрастание деформационной и сейсмической активности на поздних этапах подготовки крупного землетрясения и последующее кратковременное затишье непосредственно перед ним. Подобный характер развития неустойчивостей деформационного процесса свидетельствует о приближении системы к критическому состоянию. Полученные результаты могут быть использованы при оценке возможности реализации крупных сейсмических событий. На основе компьютерного моделирования получены результаты, позволяющие объяснить важные особенности сейсмических проявлений землетрясений, реализующихся в режиме «сверхзвукового» роста разрыва в земной коре.

Коллектив ИФПМ СО РАН развивает и поддерживает тесные научные связи со многими российскими и зарубежными научными центрами и университетами. Институт является головной организацией технологической платформы РФ «Медицина будущего» по направлению «Многокомпонентные биокомпозиционные материалы», а также одним из учредителей российских технологических платформ «Легкие и надежные конструкции», «Национальная информационная спутниковая система», «Материалы и технологии металлургии».

Редакционная коллегия журнала желает коллективу Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук покорения новых вершин в научной и инновационной деятельности, неиссякаемого вдохновения, успехов и отличного настроения!

К 70-ЛЕТИЮ ХАРЛАШИНА ПЕТРА СТЕПАНОВИЧА



18 августа 2014 г. исполняется 70 лет одному из ведущих ученых в области сталеплавильного производства, доктору технических наук, профессору Петру Степановичу Харлашину.

В 1972 г. П.С. Харлашин окончил с отличием металлургический факультет Ждановского металлургического института (сейчас – Приазовский государственный технический университет). В 1977 г. защитил кандидатскую, а в 1994 г. докторскую диссертации, в 1995 г. ему присвоено ученое звание профессора. В 1997 г. он избран академиком Академии наук высшей школы Украины. С 1986 г. П.С. Харлашин заведует кафедрой металлургии стали, 2001 – 2014 гг. – декан металлургического факультета, в 2013 г. награжден «Грамотой лауреата 2-го этапа областного конкурса «Лучший работник года» в сфере образования в номинации «Лучший декан высшего учебного заведения». Петр Степанович является обладателем многих престижных наград и медалей. В 2013 г. получил золотую медаль и премию европейской палаты «Diploma Di Merito» за высококачественную профессиональную деятельность и вклад в металлургию.

Металлургической общественности широко известны его работы по изучению строения и свойств жидких металлических и оксидных расплавов, форм примесей и фазовых равновесий при кристаллизации металлов и шлаков. Это позволило развить методы исследования расплавов, теорию раскисления и рафинирования стали, выявить природу влияния внешних воздействий на сталеплавильные процессы.

Научная деятельность П.С. Харлашина посвящена разработке новых и совершенствованию существующих металлургических технологий на основе развития теоретических представлений и практических исследований в вопросах комплекса свойств расплавов

на основе железа. Им предложена оригинальная методика, изготовлено прецизионное оборудование и системы контроля, впервые позволившие изучить целый спектр теплофизических и структурно-чувствительных характеристик металлических мышьяксодержащих расплавов. На основании новой научной информации предложена и реализована в 350-т конвертерах комбината «Азовсталь» технология получения низко- и среднеуглеродистых сталей, включая металл рельсового сортамента из мышьяковистых чугунов, содержащих до 2 % фосфора. Комплексные исследования характеристик и свойств продукции, проведенные в УкрНИИМет (г. Харьков) и на полигоне ВМФ Украины подтвердили высокое качество стали (в том числе по таким специфическим показателям, как коррозионная стойкость, свариваемость); это позволило внести соответствующие изменения в перечень требований морского Регистра.

Большая часть работ Петра Степановича посвящена взаимодействию фаз в гетерогенных системах сталеплавильных процессов. Важным итогом этих исследований явилась разработанная теория образования и модифицирования оксидных неметаллических включений и построенная на ее основе технология производства стали, обеспечивающая повышенное ее качество с гарантируемым уровнем надежности.

Многие работы Петра Степановича связаны с применением редкоземельных металлов в сталеплавильном производстве, вакуумированием стали. Впервые П.С. Харлашиным и его коллективом создан низкотемпературный процесс крепления АТП к стальному держателю (резцы прошли испытания в Рязани на Авиацонно-космическом заводе и на Броварском заводе порошковой металлургии). Подтверждена высокая прочность соединения, получены исследовательские партии синтетического алмаза. Разработаны новые марки сталей, впервые освоена комплексная технология производства высококачественной низколегированной стали, которая предназначена для трубопроводов, используемых в условиях Севера.

Харлашин П.С. является автором более 600 научных публикаций, 8 учебников, около 20 монографий и учебных пособий, 68 изобретений и патентов (в том числе 9 зарубежных).

Харлашин П.С. – талантливый ученый, энергичный руководитель и неутомимый исследователь. Его всегда выделяли целенаправленность, творческое отношение к делу, высокое чувство ответственности, исключительное трудолюбие, что позволило ему внести весомый личный вклад в развитие науки о металлургии.

Редакция журнала, коллеги и многочисленные ученики сердечно поздравляют Петра Степановича с юбилеем и искренне желают ему крепкого здоровья, жизненной энергии и творческого долголетия!

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 01.09.2014. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4284. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35