

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 4, 2015

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 58

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЮСФИН Ю.С.

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

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А.

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

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Члены редакционной коллегии:

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

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

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

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

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

ГУОИ ТАНГ (Китай)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материаловедение и нанотехнологии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

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

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

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

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

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

IZVESTIYA

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY

Chief editor: YUSFIN YU.S.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy chief editor: PROTOPOPOV E.V.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Responsible secretary: POLULYAKH L.A.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy responsible secretary: OLENDARENKO N.P.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial board:

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

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

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

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

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

GUOI TANG (Kumau)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

SPEIDEL M. (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

Founders:



National Research
Technological University "MISIS"



Siberian State
Industrial University

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

Editorial addresses:

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

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

РЕСУРСОБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Ярошенко Ю.Г., Липунов Ю.И., Захарченко М.В., Эйсмонт К.Ю., Некрасова Е.В. Разработка нового способа термического упрочнения для решения экологических задач металлургического производства 221

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Бердников В.И., Гудим Ю.А. Трехпараметрическая модель субрегулярных растворов 226
- Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В. Термодинамическое моделирование взаимодействия техногенного микрокремнезема с буроугольным полукоксом 230
- Сторожев Ю.И., Подборский Л.Н., Худяков И.А. Металлизация формованных рудно-угольных материалов в кольцевой печи ... 235
- Базайкин В.И., Темлянец М.В., Базайкина О.Л. Влияние термических напряжений на формирование зоны пластического течения в начале горячейковки цилиндрической заготовки 241
- Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Фейлер С.В., Вакульчук В.В., Сокол А.Н. Исследование особенностей формирования металлошлаковых настывлей на двухъярусных кислородных фурмах при продувке конвертерной ванны 248

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В., Башенко Л.П., Липатова У.И. Исследование и разработка новых углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов 258

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Перегудов О.А., Морозов К.В., Юрьев А.Б. Эволюция структурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации 262
- Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Твердохлебова А.В. Измельчение структуры приповерхностного слоя никелида титана после ионной модификации ионами кремния 267
- Багмутов В.П., Водопьянов В.И., Денисевич Д.С., Захаров И.Н., Захарова Е.Б. Структура и микротвердость титановых сплавов после электромеханической обработки и ультразвукового поверхностного легирования 272

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Банникова А.В., Корнет М.Е. О непараметрической идентификации и дуальном управлении динамическими процессами 277

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Александров А.А., Евстифеев В.В., Ковальчук А.И. К расчету процессов деформации по линиям тока 282
- Чуманов И.В., Матвеева М.А. Определение микротвердости многослойного металлического материала, полученного методом электрошлакового переплава 284
- К 60-летию Иванова Юрия Федоровича 287

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 4

CONTENTS

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

- Yaroshenko Yu.G., Lipunov Yu.I., Zakharchenko M.V., Eismont K.Yu., Nekrasova E.V. Development of advanced thermostrengthening technique for environmental problem solution in metallurgical industry 221

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Three-parameter model of subregular solutions 226
- Anikin A.E., Galevsky G.V., Rudneva V.V. Thermodynamic modeling of the interaction of technogenic silica fume with brown-coal semi-coke 230
- Storozhev Yu.I., Podborskii L.N., Khudyakov I.A. Metallization of molded ore-coal materials in circular furnace 235
- Bazaikin V.I., Temlyantsev M.V., Bazaikina O.L. Influence of thermal stresses on the formation of the plastic flow zone in the beginning of hot forging of cylindrical workpiece 241
- Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Feiler S.V., Vakul'chuk V.V., Sokol A.N. Formation peculiarities of metall-slag skulls on two-level oxygen lances at blowing of converter bath 248

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

- Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V., Bashchenko L.P., Lipatova U.I. Research and development of new carbon-fluorine-containing additives for welding fluxes 258

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of rail structure-phase states at continuous service 262
- Meisner S.N., Meisner L.L., Lotkov A.I., Tverdokhlebova A.V. Refinement of the structure of the titanium nickelide near-surface layers after silicon ion modification 267
- Bagmutov V.P., Vodop'yanov V.I., Denisevich D.S., Zakharov I.N., Zakharova E.B. Structure and microhardness of titanium alloys after electromechanical treatment and ultrasonic surface alloying ... 272

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- Bannikova A.V., Kornet M.E. Nonparametric identification and dual control of dynamic processes 277

BRIEF COMMUNICATIONS

- Aleksandrov A.A., Evstifeev V.V., Koval'chuk A.I. The calculation of deformation processes along the streamlines 282
- Chumanov I.V., Matveeva M.A. Determination of microhardness multilayer metal material obtained by electroslag remelting 284
- To the 60th Anniversary of Yuriy Fedorovich Ivanov 287

УДК 669.046:621.78

РАЗРАБОТКА НОВОГО СПОСОБА ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЭКОЛОГИЧЕСКИХ ЗАДАЧ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Ярошенко Ю.Г.¹, д.т.н., профессор кафедры теплофизики и информатики в металлургии

Липунов Ю.И.², к.т.н., директор Центра термоупрочнения

Захарченко М.В.¹, аспирант кафедры теплофизики и информатики в металлургии (vniimt1@yandex.ru)

Эйсмонт К.Ю.², к.т.н., заместитель директора Центра термоупрочнения

Некрасова Е.В.², к.т.н., старший научный сотрудник Центра термоупрочнения

¹ Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28)

² ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники – ОАО «ВНИИМТ»

(620137, Россия, г. Екатеринбург, ул. Студенческая, 16)

Аннотация. Охлаждение в объеме масла тел сложной формы с разномассивными элементами является пожароопасным, дорогостоящим и неуправляемым процессом с точки зрения отвода тепла от разномассивных элементов. Одним из таких изделий несимметричной конфигурации, для которых применяется такой вид термической обработки, является рельсовая накладка. В ОАО «ВНИИМТ» впервые предложена экологичная технология, а также разработано устройство водяного регулируемого охлаждения рельсовых накладок. Благодаря использованию воды в качестве охлаждающего агента полностью исключается образование вредных выбросов в атмосферу, отсутствует необходимость в постоянных затратах на покупку масла, его замену и утилизацию. Стендовые эксперименты на опытно-промышленном агрегате определили условия получения уровня механических свойств накладок, удовлетворяющие требованиям нормативной документации. Прямолинейность готового изделия обеспечивается отдельной подачей воды на каждый коллектор каждой секции устройства. Представленные результаты стендовых экспериментов послужили основой выбора режимов работы промышленного устройства при освоении рассматриваемой технологии в условиях производства, которая может с успехом заменить традиционную – закалку в объеме масла.

Ключевые слова: рельсовая накладка, регулируемое водяное охлаждение, термическое упрочнение проката, спрейерные установки, экологичность процесса термической обработки.

Разработка и внедрение новых технологий в металлургии направлены на снижение энергопотребления и ресурсоемкости в процессе их реализации. При этом добиваются, как правило, роста производительности агрегатов с улучшением качества продукта при одновременном снижении техногенного давления на окружающую природную среду и улучшении условий труда.

Согласно ГОСТ 4133 – 73 [1] рельсовые накладки Р65 подвергают объемной закалке в масле, что является неуправляемым, неэкологичным и дорогостоящим процессом. Эта технология требует не только сложного сопутствующего оборудования, но и установок по утилизации отработанного масла. Следует также отметить, что работа персонала происходит в тяжелых условиях.

В Центре новых систем охлаждения и технологий термического упрочнения ОАО «ВНИИМТ» была разработана, исследована и предложена более совершенная в экологическом отношении технология спрейерного охлаждения рельсовой накладки водой и оборудование для ее реализации, изучение всех особенностей которой было осуществлено на экспериментальном стенде ОАО «ВНИИМТ», основываясь на результатах математического моделирования процесса охлаждения рельсовой накладки [2 – 4]. Конструктив-

но опытно-промышленное устройство (рис. 1) состояло из двух секций. В каждой из них четыре горизонтально расположенных коллектора с форсунками специальной конструкции обеспечивали подачу плоско-факельных потоков воды к накладке.

Исследованию была подвергнута накладочная полоса производства ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», химический состав которой приведен ниже:

Элемент	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
Содержание, %	0,530	0,220	0,810	0,017	0,015	0,090	0,100	0,210

Поскольку накладка является несимметричным телом сложной формы, то параметры верхних, нижних и боковых форсунок были подобраны таким образом, чтобы вода полностью покрывала соответствующие поверхности накладки. Кроме того, отдельным регулированием расхода воды на каждый коллектор обеспечивалась дифференциация расходов в зависимости от термической массивности элементов (шейки и головки). Это гарантировало соблюдение требований ГОСТ [1] к прямолинейности и ее механическим свойствам.

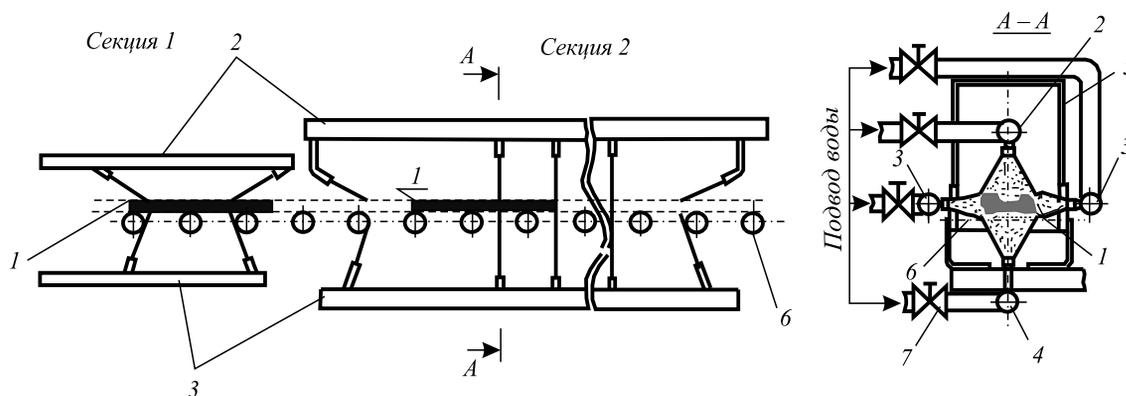


Рис. 1. Схема устройства регулируемого охлаждения рельсовых накладок:
1 – рельсовая накладка; 2 – 4 – верхний, боковые, нижний подводящие коллекторы; 5 – защитный кожух; 6 – ролики; 7 – вентиль

Fig. 1. Scheme of controlled cooling device for joint bar thermostrengthening:
1 – joint bar (fishplate); 2 – 4 – top, side and bottom pipelines with the nozzles; 5 – protection hood; 6 – rollers; 7 – faucet

Накладку нагревали до температуры 880 – 890 °С, затем охлаждали последовательным прохождением через систему плоских водяных факелов (рис. 1, разрез А – А). В процессе экспериментов температуру поверхности контролировали с регистрацией в режиме online на измерительном комплексе комбинированным способом: по показаниям термопар, заделанных по линии 2 (рис. 2), непрерывно в процессе нагрева, охлаждения и выдержки на воздухе. Температуру металла до входа в устройство определяли пирометром спектрального отношения по линии 2 (рис. 2). После выхода из устройства и выдержки на воздухе для выравнивания температуры по сечению проводили измерения температуры по длине накладки пирометром частичного излучения в местах 1 и 3 (рис. 2). Указанные точки были выбраны с учетом того, что именно с этих элементов наиболее близко к поверхности производится отбор проб на механические испытания и холодный изгиб. В процессе экспериментов расход воды был подобран таким образом, что разница температуры в точках 1 и 3 на поверхности обеих головок составила не более 20 °С. С целью контроля кривизны накладок и подбора оптимального соотношения расходов верх/низ, право/лево измеряли отклонение от прямолинейности каждого образца до и

после опыта в соответствии с положениями ГОСТ [1].

Механические свойства, соответствующие требованиям ГОСТ, определяются динамикой процесса охлаждения во времени, также температурой конца охлаждения. В качестве параметра регулирования последней была выбрана скорость прохождения накладки через устройство. Температуру конца охлаждения варьировали в пределах 250 – 450 °С. Из нескольких накладок были изготовлены образцы по ГОСТ 1497 – 84 [5] типа III исполнения 4 для проведения механических испытаний, результаты которых представлены в таблице.

Механические свойства накладок, термоупрочненным способом водяного регулируемого охлаждения, имеют уровень механических свойств, соответствующий установленному ГОСТ. Для разных температур конца охлаждения накладки были получены сведения о механических свойствах, что позволило найти зависимость механических свойств от температуры (рис. 3), по которому можно определить диапазон температур конца охлаждения, в котором обеспечиваются механические свойства: для металла с указанным химическим составом температура окончания охлаждения должна находиться в пределах 350 – 450 °С.

Поскольку диапазон содержания углерода согласно требованиям ГОСТ довольно широк (0,45 – 0,62 %), то при обработке металла с другим содержанием углерода потребуется корректировка температуры конца охлаждения, что осуществляется регулированием скорости прохождения накладки через устройство. Для реализации такого способа в промышленных условиях в испытательном центре ОАО «ГНЦ РФ «Уральский институт металлов» Ставан-Тест были разработаны, согласованы и утверждены в установленном порядке технические условия ТУ 14-2Р-463 – 2011 «Производство накладок двухголовых для железнодорожных рельсов типов Р50 и Р65».

ГОСТом 4133 – 73 требования к микроструктуре не регламентированы, но с целью исключения вероятнос-

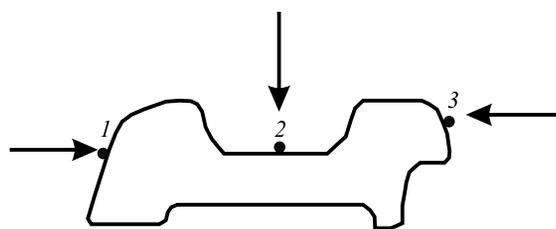


Рис. 2. Профиль рельсовой накладки Р65:
1 – 3 – линии измерения температуры по длине нижней головки, шейки, верхней головки соответственно

Fig. 2. The shape of R65 type joint bar:
1 – 3 – the temperature distribution along the length of lower bulbous head, web and upper bulbous head accordingly

Механические свойства рельсовых накладок

Термическая обработка	Механические свойства					Твердость, НВ в пределах
	Предел прочности, Н/мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Угол холодного загиба, °	
Согласно требованиям ГОСТа 4133 – 73, не менее	844	530	10,0	30,0	20	235 ÷ 388
По экспериментальному способу ОАО «ВНИИМТ»	893 ÷ 1012	570 ÷ 694	10,4 ÷ 17,4	41,6 ÷ 49,3	46 ÷ 106	285 ÷ 363

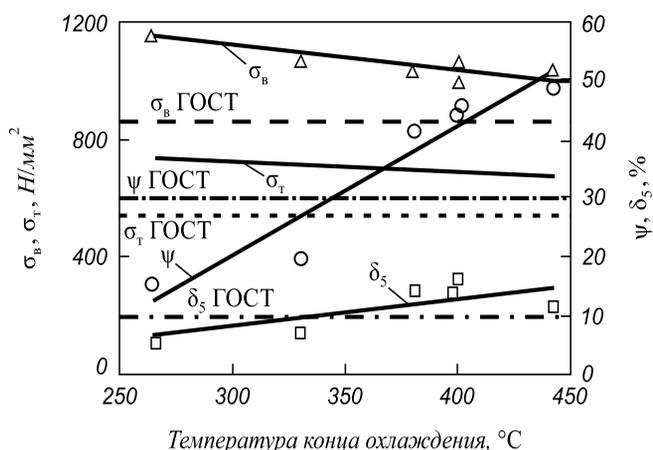


Рис. 3. Зависимость прочностных и пластических свойств рельсовой накладки Р65 от температуры конца охлаждения

Fig. 3. The dependence of mechanical properties of R65 type joint bar from the cooling temperature at the end of the process

ти образования мартенсита, так как эта фаза может обуславливать значительные внутренние остаточные напряжения, была исследована микроструктура накладок до и после термического упрочнения с помощью оптического микроскопа (рис. 4, а, б) и растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6490LV (рис. 4, в, з).

Структура накладки, которая не подвергалась термической обработке (рис. 4, а), состоит из пластинчатого перлита и феррита, ориентированного по границам зерна, балл зерна 4 – 5 согласно ГОСТ 5639 – 82 [6]. Микроструктура после термической обработки (рис. 4, б) представляет собой плотный сорбитообразный перлит с выраженной ферритной сеткой по границе зерна, балл зерна 7 – 8 соответствует ГОСТ 5639 – 82 [6].

В структуре середины образца также наблюдается пластинчатый перлит и феррит по границе зерна, размер зерна около 10 – 15 мкм, в приповерхностном слое

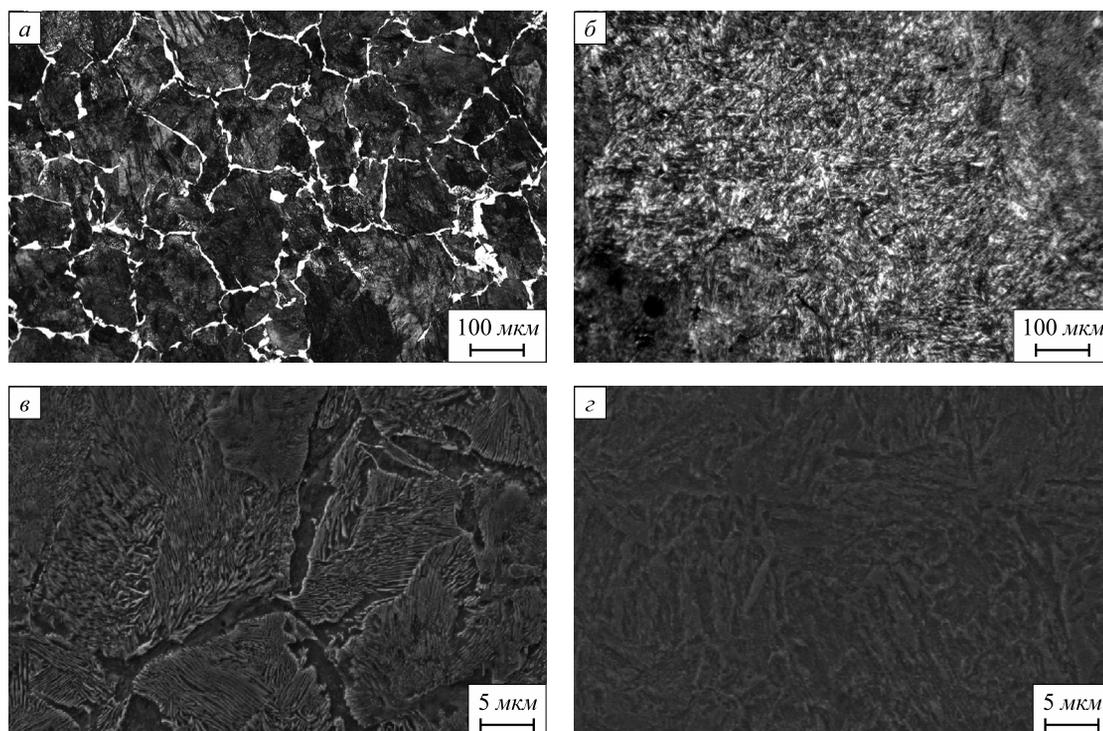


Рис. 4. Микроструктуры нижней головке рельсовой накладки до (а) и после (б) термического упрочнения, середины верхней головке рельсовой накладки (в) и на расстоянии 500 мкм от кромки верхней головки (з)

Fig. 4. The microstructure of the joint bar' lower bulbous head before (а) and after thermostrengthening (б), the joint bar' middle part of upper bulbous head (в) and at a distance of 500 μm from the upper edge of the head (з)

структура представляет собой дисперсный сорбит отпуска.

Для более полной и точной идентификации структурных составляющих был также проведен рентгенофазовый анализ на аппарате Emruean в Гонконгском университете науки и технологии¹. Анализ был проведен для середины и кромки всех частей (верхней, нижней головки, шейки) накладки; все рентгенограммы имеют идентичное строение. На рис. 5 приведена рентгенограмма, полученная для центральной части шейки. Узкие и высокие дифракционные пики соответствуют ферриту (α -Fe), имеющему соответствующую плоскость (hkl) [7, 8]. Известно, что отражения с близкими межплоскостными расстояниями d_{hkl} могут накладываться друг друга [9], но фаза мартенсита имеет отличное расстояние d_{hkl} от пиков, соответствующих ферриту, поэтому можно не сомневаться в его отсутствии.

Выводы. Стендовые эксперименты показали, что использование струйного водяного охлаждения обеспечивает требования к механическим свойствам и к прямолинейности накладок. Выбранные режимные и конструктивные параметры устройства позволяют получить равномерное распределение температуры для разномассивных элементов как по сечению, так и по длине. Технология имеет безусловные преимущества перед объемной закалкой в масле благодаря высокоэкологичному управляемому процессу с использованием возобновляемого источника охлаждающей среды, улучшает условия труда, так как исключается пожароопасность и воздействие паров масла на персонал. Снижается также себестоимость продукции, так как исключаются затраты на приобретение и утилизацию масла. Результаты исследования были использованы при внедрении рассмотренной технологии на участке производства рельсовых накладок ООО «НСМЗ» (г. Нижняя Салда, Свердловская обл.). Струйное водяное охлаждение рельсовой накладки водой обеспечивает надежную работу всего оборудования и требования действующих нормативных документов к качеству накладок.

¹ Работа выполнена при содействии профессора Tong-Y F. Zhang.

Поступила 7 февраля 2014 г.

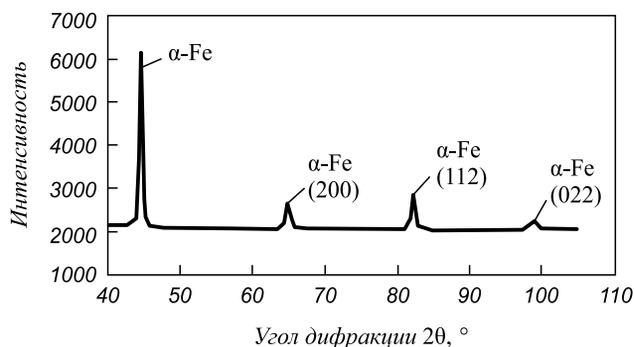


Рис. 5. Рентгенограмма середины шейки рельсовой накладки

Fig. 5. The X-ray diffraction pattern of middle part of the R65 joint bar web

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 4133 – 73. Накладки рельсовые двухголовые для железных дорог широкой колеи. Технические требования. – М.: ИПК Изд-во стандартов, 1998. – 7 с.
- Yaroshenko Y.G., Lipunov Y.I., Startseva M.V., Eysmond K.Y., Nekrasova E.V., Trayanov G.G. Developing a modern thermal strengthening technique for regulated fishplate cooling // Energy Production and Management in the 21st Century. The Quest for Sustainable Energy. 2014. Vol. 1. pp. 491 – 501.
- Липунов Ю.И., Эйсмонт К.Ю., Ярошенко Ю.Г., Старцева М.В., Некрасова Е.В. Термоупрочнение рельсовой накладки струйным водяным охлаждением // Сталь. 2014. № 8. С. 88 – 91.
- Харченко О.В., Иванов В.И. Математична модель процесу прискороного охолодження сортового прокату / Праці XVII міжнародної конференції «Теплотехніка та енергетика в металургії», НМетАУ, м. Дніпропетровськ, Україна. 7 – 8 жовтня 2014 р., Дніпропетровськ: НМетАУ, 2014. – 202 с.
- ГОСТ 1497 – 84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Стандартинформ, 2005. – 24 с.
- ГОСТ 5639 – 82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – М.: ИПК Изд-во стандартов, 2003. – 38 с.
- Недома И. Расшифровка рентгенограмм порошков. – М.: Металлургия, 1975. С. 424.
- Alphabetical Indexes (Inorganic Phases) sets-44. The International Centre for Diffraction Data. 2011.
- Кузнецова Г.А. Качественный рентгенофазовый анализ (методические указания). – Иркутск: изд. Иркутского гос. ун-та, 2005. С. 28.

DEVELOPMENT OF ADVANCED THERMOSTRENGTHENING TECHNIQUE FOR ENVIRONMENTAL PROBLEM SOLUTION IN METALLURGICAL INDUSTRY

Yaroshenko Yu.G.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Thermophysics and informatics in metallurgy”

Lipunov Yu.I.², Cand. Sci. (Eng.), Director of the Center of thermostrengthening

Zakharchenko M.V.¹, Postgraduate of the Chair “Thermophysics and informatics in metallurgy” (vniimt1@yandex.ru)

Eysmond K.Yu.², Cand. Sci. (Eng.), Deputy Director of the Centre of thermostrengthening

Nekrasova E.V.², Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Centre of thermostrengthening

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (28, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

² OJSC Scientific-Research Institute of Metallurgical Heat Engineering – OJSC «VNIIMT» (16, Studencheskaya str., Ekaterinburg, 620137, Russia)

Abstract. Oil quenching of complex bodies with asymmetric elements is a fire hazardous, high-cost and out-of-control process. Joint bar is one of complex bodies with asymmetric configuration. This type of heat treatment is applicable for it to meet the Technical requirements. Ecologically friendly technique and water regulated cooling device of joint bar have been developed by OJSC «VNIIMT». Due to using water as a coolant polluting emissions into the atmosphere has been completely eliminated, so there is no need of oil purchase, its replacement and disposal. Test-bench experiments at the pilot-production set resulted in obtaining the requirement level of mechanical properties in accordance with the Technical requirements. Joint bar linearity has been provided by water separate supply for each section of the pipeline. The presented results have given occasion to acquisition of controlled cooling device process conditions. The proposed technique can replace successfully a conventional one – oil quenching.

Keywords: joint bar, regulated water cooling, thermostrengthening of rolled metal, sprayer system, ecological friendly process of thermal treatment.

REFERENCES

1. GOST 4133 – 73. *Nakladki rel'sovye dvukhголовые для железных дорог широкой колеи. Технические требования* [State Standard 4133 – 73. Joint two-headed bars for rail roads of broad gage. Technical requirements]. Moscow: IPK Izd-vo standartov, 1998. 7 p. (In Russ).
2. Yaroshenko Y.G., Lipunov Y.I., Startseva M.V., Eysmond K.Y., Nekrasova E.V., Trayanov G.G. Developing a modern thermal strengthening technique for regulated fishplate cooling. *Energy Production and Management in the 21st Century. The Quest for Sustainable Energy*. 2014, vol. 1, pp. 491–501.
3. Lipunov Yu.I., Eysmond K.Yu., Yaroshenko Yu.G., Startseva M.V., Nekrasova E.V. Joint bar thermostrengthening with jet water cooling. *Stal'*. 2014, no. 8, pp. 88–91. (In Russ).
4. Kharchenko O.V., Ivanov V.I. Mathematical modelling of a high-cooling process of rolled section steel. *Pratsi XVII mizhnarodnoi konferentsii «Teplotekhnika ta energetika v metallurgii»* [Works of XVII International conference «Heat engineering and energetics in metallurgy»], NMetAU, Dnipropetrovs'k, Ukraina. 7 – 8 zhovtnya 2014 r., Dnipropetrovs'k: NMetAU, 2014. 202 p. (In Ukr.).
5. GOST 1497 – 84. *Metally. Metody ispytaniya na rastyazhenie* [State Standard 1497 – 84. Metals. Testing methods of tension]. Moscow: Standartinform, 2005. 24 p. (In Russ.).
6. GOST 5639 – 82. *Stali i splavy. Metody vyyavleniya i opredeleniya velichiny zerna* [State Standard 5639 – 82. Steels and alloys. Methods for revealing and testing of grain size]. Moscow: IPK Izd-vo standartov, 2003. 38 p. (In Russ.).
7. Nedoma I. *Rasshifrovka rentgenogramm poroshkov* [Interpretation of powder X-ray patterns]. Moscow: Metallurgiya, 1975, p. 424. (In Russ.).
8. *Alphabetical Indexes (Inorganic Phases) sets-44*. The International Centre for Diffraction Data. 2011.
9. Kuznetsova G.A. *Kachestvennyi rentgenofazovyi analiz (metodicheskie ukazaniya)* [Qualitative X-ray diffraction analysis (methodological instructions)]. Irkutsk: izd. Irkutskogo gos. un-t., 2005, p. 28. (In Russ.).

Received February 7, 2014

УДК 669.046:536.7.001.2

ТРЕХПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СУБРЕГУЛЯРНЫХ РАСТВОРОВ

Бердников В.И.¹, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник (berdnikov-chel@mail.ru)
Гудим Ю.А.^{1,2}, д.т.н., профессор, заместитель директора

¹ООО Промышленная компания «Технология металлов»
(454018, Россия, г. Челябинск, ул. Косарева, 63)

²Южно-Уральский государственный университет
(454080, Россия, г. Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Изменение избыточной энергии Гиббса бинарного раствора субрегулярного типа может быть с невысокой погрешностью аппроксимировано уравнением $\Delta G^E = Q_0 x_1^m x_2^n$, где x_i – мольные доли компонентов в растворе; Q_0 – энергия смешения; m и n – численные константы. Фиксированные параметры Q_0 , m и n определяются методом наименьших квадратов по экспериментальным данным величин ΔG^E и активностей компонентов бинарного раствора. Полученные расчетные выражения позволяют работать с субрегулярными растворами так же, как с регулярными, и получать более простые выражения активностей компонентов многокомпонентных растворов.

Ключевые слова: бинарный раствор субрегулярного типа, энергия смешения, термодинамические свойства, трехмерная модель.

Термодинамические свойства бинарного раствора обычно определяют выражением

$$Q = \frac{\Delta G^E}{x_1 x_2}, \quad (1)$$

в котором Q – энергия смешения (взаимообмена); $\Delta G^E = RT(x_1 \ln \gamma_1 + x_2 \ln \gamma_2)$ – изменение избыточной энергии Гиббса; R – универсальная газовая постоянная; T – температура; x_i и γ_i – соответственно мольные доли и коэффициенты активности компонентов раствора.

Для регулярного раствора энергия смешения является константой, для субрегулярного раствора она является линейной функцией от концентрации компонентов, поэтому необходим второй параметр, характеризующий в графической интерпретации угол наклона этой линии к оси абсцисс. Для растворов со свойствами, несколько отличающимися от свойств строго субрегулярных растворов (а таких большинство), необходимы еще дополнительные параметры, учитывающие кривизну такой линии. Представление энергии смешения в форме степенного полинома $Q = a_0 + a_1 x_1 + a_2 x_2^2 + \dots$ решает возникшую проблему, однако замена физически осмысленной характеристики Q ее математическим эквивалентом в виде набора коэффициентов a_i существенно снижает наглядность подобного приема.

Для оценочных расчетов, не требующих повышенной точности, предлагается альтернативная модель субрегулярных растворов, согласно которой уравнение (1) заменяется выражением

$$Q_0 = \frac{\Delta G^E}{x_1^m x_2^n}, \quad (2)$$

где Q_0 – фиксированная константа, характеризующая усредненную величину энергии смешения раствора во всем интервале его концентраций; m , n – эмпирические константы, характеризующие степень отклонения термодинамических свойств данного раствора от свойств регулярного раствора (можно полагать, что численные значения параметров m и n тем больше отличаются от единицы, чем большую величину имеет избыточная энтропия раствора).

Таким образом, предлагаемая модель в каждой расчетной точке отражает приближенное равенство

$$\Delta G^E = Q_0 x_1 x_2 \approx Q_0 x_1^m x_2^n. \quad (3)$$

Численные значения параметров Q_0 , m и n для каждого бинарного раствора можно определить посредством обработки экспериментальных данных методом наименьших квадратов (МНК) в соответствии с условием

$$\left(Q_0 \sum_1^k x_1^m x_2^n - \sum_1^k \Delta G^E \right)^2 = \min, \quad (4)$$

где k – количество экспериментальных точек.

После логарифмирования слагаемых уравнения (4) и выполнения стандартных процедур МНК получим систему линейных уравнений третьего порядка:

$$\left. \begin{aligned} \ln Q_0 + m \Sigma \ln x_1 + n \Sigma \ln x_2 &= \Sigma \ln \Delta G^E; \\ \ln Q_0 \Sigma \ln x_1 + m \Sigma \ln^2 x_1 + n \Sigma (\ln x_1 \ln x_2) &= \\ &= \Sigma (\ln \Delta G^E \ln x_1); \\ \ln Q_0 \Sigma \ln x_2 + m \Sigma (\ln x_1 \ln x_2) + n \Sigma \ln^2 x_2 &= \\ &= \Sigma (\ln \Delta G^E \ln x_2), \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

решение которой определит значения параметров Q_0 , m и n .

При обработке данных с отрицательными отклонениями от закона Рауля во избежание «вычислительного конфликта» знак переменной ΔG^E принимается положительным, а знак вычисленной константы Q_0 – отрицательным. Системы со знакопеременными отклонениями от закона Рауля можно обрабатывать лишь в концентрационном интервале, не претерпевающим смену знака ΔG^E . Отметим также, что численную величину параметра Q_0 можно задать произвольно, например, принять ее равной значению Q при $x_1 = x_2 = 0,5$. Тогда параметры m и n определяются из аналогичной системы уравнений второго порядка, но погрешность аппроксимации в таком случае будет несколько выше.

Парциальные характеристики бинарного раствора можно установить на основании его интегральных характеристик по формуле [1]

$$\frac{RT \ln \gamma_i}{(1-x_i)^2} = \frac{d(Qx_i)}{dx_i}, \quad i = 1, 2. \quad (6)$$

Учитывая, что согласно равенству (3) $Q \approx Q_0 x_1^{m-1} x_2^{n-1}$, получим для данной расчетной модели:

$$RT \ln \gamma_1 \approx Q_0 [m x_1^{m-1} (1-x_1)^{n+1} + (1-n) x_1^m (1-x_1)^n]; \quad (7.1)$$

$$RT \ln \gamma_2 \approx Q_0 [n x_2^{n-1} (1-x_2)^{m+1} + (1-m) x_2^n (1-x_2)^m]. \quad (7.2)$$

Очевидно, что при $m = n = 1$ эти уравнения приводятся к известному выражению для регулярных растворов: $RT \ln \gamma_i \approx Q_0 (1-x_i)^2$, $i = 1, 2$.

При сравнении характеристик смешения различных растворов целесообразно использовать безразмерные и независимые от температуры, так называемые, «регулярные функции» [1]:

$$q = \frac{Q}{2,303RT} = \frac{\Delta g^E}{x_1 x_2}; \quad (8.1)$$

$$q_0 = \frac{Q_0}{2,303RT} = \frac{\Delta g^E}{x_1^m x_2^n}, \quad (8.2)$$

где $\Delta g^E = x_1 \lg \gamma_1 + x_2 \lg \gamma_2$.

Численные значения регулярных функций невелики и обычно варьируются в пределах от -4 до 1 .

В табл. 1 приводятся результаты аппроксимации термодинамических свойств системы Ti–Fe по описанной модели, а в табл. 2 – результаты расчета параметров модели для некоторых субрегулярных бинарных растворов. Погрешность аппроксимации в обоих случаях оценивалась величиной стандартного статистического отклонения σ . Обработка приведенных, а также других экспериментальных данных показала, что погрешность аппроксимации, как правило, ниже у систем, многократно и подробно исследованных, т.е. содержащих минимальное количество экспериментальных погрешностей. Погрешность аппроксимации также снижается для систем, близких к идеальному режиму ($q \rightarrow 0$).

Таким образом, трехпараметрическая расчетная модель позволяет многие бинарные растворы, условно относящиеся к типу субрегулярных, «превращать» в, практически, регулярные (рис. 1), а «регуляризация» свойств бинарных растворов позволяет беспрепятственно использовать полученную информацию для определения термодинамических свойств многокомпонентных растворов, причем многими известными методами [7]. Например, активности компонентов многокомпонентных растворов могут быть определены на основании характеристик смешения бинарных растворов по уравнению [8]

$$RT \ln \gamma_l = \sum_{\substack{i=1 \\ i \neq l}}^k Q_{li} x_i - \sum_{\substack{i=1 \\ i \neq j}}^{k-1} \sum_{\substack{j=i+1 \\ j \neq l}}^k Q_{ij} x_i x_j; \quad l = 1, 2, \dots, k, \quad (9.1)$$

Таблица 1

Аппроксимация термодинамических свойств системы Ti–Fe (1873 К)

Исходные данные [3]					Расчетные характеристики (при $Q_0 = -56\,140$ Дж/моль, $m = 1,024$ и $n = 0,966$)			
x_{Fe}	a_{Fe}	$-\Delta G^E$, Дж/моль	$-Q$, Дж/моль	$-q$	a_{Fe}	$-\Delta G^E$, Дж/моль	$-Q_0$, Дж/моль	$-q_0$
0,1	0,006	4803	53 360	1,488	0,006	4794	56 230	1,568
0,2	0,020	8679	54 240	1,513	0,020	8703	55 980	1,561
0,3	0,047	11 576	55 120	1,537	0,049	11 589	56 070	1,564
0,4	0,108	13 419	55 910	1,559	0,103	13 408	56 180	1,597
0,5	0,191	14 151	56 600	1,579	0,191	14 131	56 210	1,568
0,6	0,310	13 739	57 250	1,597	0,319	13 730	56 170	1,566
0,7	0,493	12 175	57 980	1,617	0,484	12 179	56 120	1,565
0,8	0,668	9439	58 990	1,645	0,671	9439	56 130	1,565
0,9	0,856	5451	60 570	1,689	0,855	5453	56 120	1,565
Стандартное отклонение σ					0,005	13	77	0,002

Расчетные характеристики некоторых субрегулярных систем

Система	Номер	T, К	Исходные данные	Расчетные характеристики				Стандартное отклонение σ	
				Q ₀ , Дж/моль	q ₀	m	n	Q ₀ , Дж/моль	q ₀
Ni–Al	1	1873	[2]	-129 320	-3,606	1,069	0,938	1231	0,034
Ni–Ti	2	1800	[4]	-76 610	-2,223	0,931	1,092	803	0,023
Ti–Fe	3	1873	[3]	-56 140	-1,565	1,024	0,966	77	0,002
Fe–Al	4	1873	[2]	-48 230	-1,345	1,057	0,930	297	0,008
V–Fe	5	2193	[5]	-18 240	-0,434	0,730	1,288	1275	0,030
Fe–Ni	6	1873	[3]	-11 410	-0,318	1,234	0,823	669	0,018
Mn–Fe	7	1550	[3]	5070	0,171	1,189	0,593	267	0,009
Co–Fe	8	1873	[3]	8180	0,228	0,969	1,659	457	0,013
Sn–Al	9	960	[2]	10 790	0,587	1,076	0,850	168	0,009
Sn–Fe	10	1873	[6]	31 420	0,876	0,927	1,093	431	0,012

или, что то же самое

$$RT \ln \gamma_l = \sum_{\substack{i=1 \\ i \neq l}}^k \frac{\Delta G_{li}^E}{x_i} - \sum_{\substack{i=1 \\ i \neq j}}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k \Delta G_{ij}^E; \quad l = 1, 2, \dots, k. \quad (9.2).$$

Отсюда для трехкомпонентного раствора получим

$$\left. \begin{aligned} RT \ln \gamma_1 &= \frac{\Delta G_{12}^E + \Delta G_{31}^E}{x_1} - s; \\ RT \ln \gamma_2 &= \frac{\Delta G_{12}^E + \Delta G_{23}^E}{x_2} - s; \\ RT \ln \gamma_3 &= \frac{\Delta G_{31}^E + \Delta G_{23}^E}{x_3} - s, \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

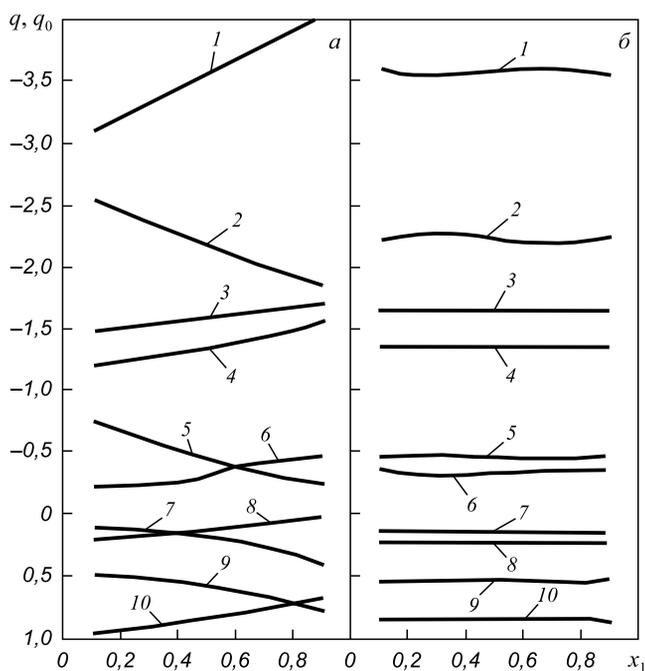


Рис. 1. Концентрационные зависимости регулярных функций некоторых бинарных систем, рассчитанных по уравнениям (8.1) – а; (8.2) – б. Номера кривых соответствуют номерам систем в табл. 2; концентрации x_1 относятся к химическим элементам, записанным в наименованиях систем справа

Fig. 1. Concentration dependencies of regular functions of some binary systems calculated by equations (8.1) – a; (8.2) – б. The numbers of the curves correspond to the numbers of the systems in Table 2; concentrations x_1 are related to the chemical elements written in the names of the systems on the right side

где $s = \Delta G_{12}^E + \Delta G_{23}^E + \Delta G_{31}^E$.

В качестве примера определим активности компонентов сплава Ti–Ni–Fe при 1873 К, используя данные табл. 2. В этом случае уравнения (10) в безразмерной форме примут вид:

$$\left. \begin{aligned} \lg \gamma_{Ti} &= \frac{\Delta g_{Ni-Ti}^E + \Delta g_{Ti-Fe}^E}{x_{Ti}} - s; \\ \lg \gamma_{Ni} &= \frac{\Delta g_{Ni-Ti}^E + \Delta g_{Fe-Ni}^E}{x_{Ni}} - s; \\ \lg \gamma_{Fe} &= \frac{\Delta g_{Ti-Fe}^E + \Delta g_{Fe-Ni}^E}{x_{Fe}} - s, \end{aligned} \right\} \quad (11)$$

где $s = \Delta g_{Ni-Ti}^E + \Delta g_{Ti-Fe}^E + \Delta g_{Fe-Ni}^E$; $\Delta g_{Ni-Ti}^E = -2,136x_{Ti}^{0,931}x_{Ni}^{1,092}$; $\Delta g_{Ti-Fe}^E = -1,565x_{Fe}^{1,024}x_{Ti}^{0,966}$; $\Delta g_{Fe-Ni}^E = -0,318x_{Ni}^{1,234}x_{Fe}^{0,823}$.

Исходные данные для системы Ni–Ti в табл. 2 определены для температуры 1800 К, поэтому значение регулярной функции q_0 для этой системы при 1873 К было пересчитано в соответствии с уравнением (8.2). Расчетные изотермы активности титана и никеля этой системы приведены на рис. 2.

Выводы. Изменение избыточной энергии Гиббса бинарного раствора субрегулярного типа может быть с невысокой погрешностью аппроксимировано уравнением $\Delta G^E = Q_0 x_1^m x_2^n$. Предлагаемый метод позволяет получать более простые выражения активности компонентов в многокомпонентном растворе.

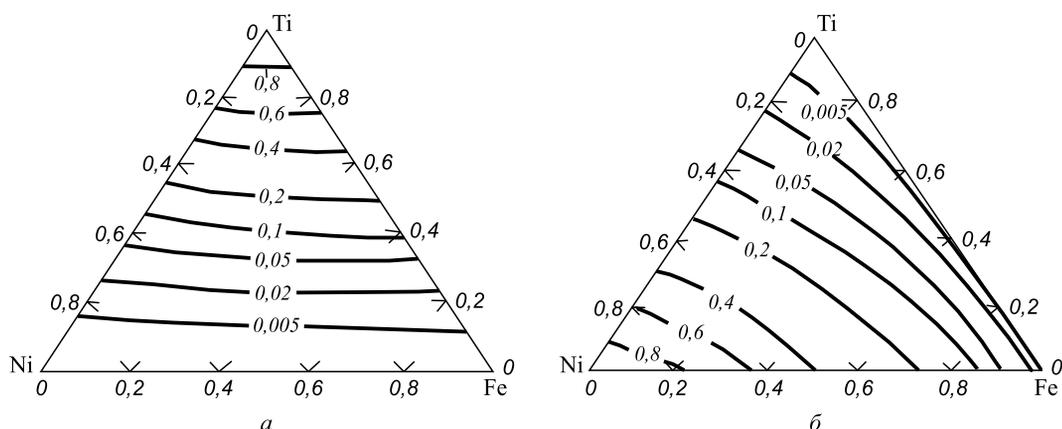


Рис. 2. Изотермы активностей титана (а) и никеля (б) в системе Ti–Ni–Fe при температуре 1873 К

Fig. 2. Isotherms of activities of titanium (a) and nickel (b) in the system Ti–Ni–Fe at 1873 K

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Бердников В.И., Гудим Ю.А., Картелёва М.И. Аппроксимация концентрационной зависимости активности компонентов бинарного раствора // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 8. С. 21–25.
- Баталин Г.И., Белобородова Е.А., Казимиров В.П. Термодинамика и строение жидких сплавов на основе алюминия. – М.: Металлургия. 1983. – 159 с.
- Баталин Г.И. Термодинамика жидких сплавов на основе железа. – Киев: Вища школа. 1980. – 132 с.
- Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов / В.А. Григорян, А.Я. Стомахин, А.Г. Пономаренко, Л.Н. Белянчиков. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
- Кубашевский О., Олкокк С.Б. Металлургическая термохимия / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 290 с.
- Петрушевский М.С., Абрамычева Л.Е., Гельд П.В. К термодинамике жидких растворов, характеризующихся большими положительными отклонениями от закона Рауля // Изв. вуз. Черная металлургия. 1973. № 6. С. 5–8.
- Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Термодинамические расчеты в металлургии. – М.: Металлургия, 1993. – 304 с.
- Кожеуров В.А. Термодинамика металлургических шлаков. – Свердловск: Металлургиздат, 1955. – 164 с.

Поступила 25 сентября 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 4, pp. 226–229.

THREE-PARAMETER MODEL OF SUBREGULAR SOLUTIONS

Berdnikov V.I.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Senior Researcher* (berdnikov-chel@mail.ru)

Gudim Yu.A.^{1,2}, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Deputy Director*

¹LLS Industrial Company “Technology of metals” (63, Kosareva str., Chelyabinsk, 454018, Russia)

²South Ural State University (76, Lenina ave., Chelyabinsk, 454080, Russia)

Abstract. Excess Gibbs energy change of subregular-type binary solution can be approximated with an insignificant error by the equation: $\Delta G^E = Q_0 x_1^m x_2^n$, where x_i – mole fractions of components in a solution; Q_0 – mixing energy; m and n – numeric constants. Fixed parameters Q_0 , m and n were determined by the least square method using experimental values of ΔG^E and component activities of a binary solution. The obtained calculated expressions allow working with subregular solutions the same way as with regular solutions and getting simpler expressions of component activities in a multicomponent solution.

Keywords: binary solution of subregular type, displacement energy, thermodynamic properties, three-dimensional model.

REFERENCES

- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A., Karteleva M.I. Approximation of concentration dependency of activity of binary solution components. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 8, pp. 21–25. (In Russ.).
- Batalin G.I., Beloborodova E.A., Kazimirov V.P. *Termodinamika i stroenie zhidkikh splavov na osnove alyuminiya* [Thermodynamics and structure of liquid aluminum-based alloys]. Moscow: Metallurgiya. 1983. 159 p. (In Russ.).
- Batalin G.I. *Termodinamika zhidkikh splavov na osnove zheleza* [Thermodynamics of liquid iron-based alloys]. Kiev: Vishcha shkola. 1980. 132 p. (In Russ.).
- Grigoryan V.A., Stomakhin A.Ya., Ponomarenko A.G., Belyan-chikov L.N. *Fiziko-khimicheskie raschety elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Physical-chemical calculations of electric furnace steelmaking processes] Moscow: Metallurgiya, 1989. 288 p. (In Russ.).
- Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgical Thermochemistry*. Oxford, New York, Pergamon Press. 1967. (Russ.ed.: Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgicheskaya termokhimiya*. Moscow: Metallurgiya, 1982. 392 p.).
- Petrushevskii M.S., Abramychева L.E., Gel'd P.V. Thermodynamics of liquid solutions with high positive deviations from Raoult's law. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1973, no. 6, pp. 5–8. (In Russ.).
- Morachevskii A.G., Sladkov I.B. *Termodinamicheskie raschety v metallurgii* [Thermodynamic calculations in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1993. 304 p. (In Russ.).
- Kozheurov V.A. *Termodinamika metallurgicheskikh shlakov* [Thermodynamics of metallurgical slags]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1955. 164 p. (In Russ.).

Received September 25, 2013

УДК 621.921.26

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТЕХНОГЕННОГО МИКРОКРЕМНЕЗЕМА С БУРОУГОЛЬНЫМ ПОЛУКОКСОМ*

Аникин А.Е., старший преподаватель кафедры теплоэнергетики и экологии

Галевский Г.В., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлургии

цветных металлов и химической технологии (kafcmet@sibsiu.ru)

Руднева В.В., д.т.н., профессор кафедры металлургии цветных металлов и химической технологии

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

Аннотация. Проведено термодинамическое моделирование высокотемпературных взаимодействий микрокремнезема и буроугольного полукокса. Расчет равновесных составов систем Si–O–C и Si–O–C–H проводился «константным» методом с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных химических взаимодействий PLASMA. Установлено, что в обеих системах процесс карбидообразования является доминирующим. При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах восстановления карбида кремния достигается при температуре 1700 К, а при 10 %-м недостатке углерода – при 1900 К. Введение в систему водорода фактически не влияет на процесс карбидообразования, что обусловлено низким (менее 0,001 моль) содержанием углеводородов и углеводородных радикалов в газовой фазе при температурах карбидообразования. В системе Si–O–C равновесная степень превращения кремния в карбид не превышает 0,97, что соответствует содержанию монооксида кремния в газовой фазе 0,02 моль, вследствие чего из шихты стехиометрического состава (SiO₂ + 3C) получить однофазный, не содержащий свободный углерод, карбид кремния невозможно. Этого можно избежать при использовании шихты с некоторым (примерно 10 %) недостатком углерода-восстановителя.

Ключевые слова: кремнезем, буроугольный полукок, термодинамическое моделирование, «константный» метод, карбид кремния.

Исследование взаимодействия техногенного микрокремнезема с буроугольным полукоксом представляет значительный научный интерес для создания технологических основ производства так называемого безразмольного карбида кремния, т.е. его микропорошка крупностью менее 10 мкм, востребованного в технологии огнеупоров и керамики. Свойства микрокремнезема, образующегося при производстве кремния и его сплавов, и полукокса из бурого угля Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна ранее исследованы и описаны в работах [1, 2].

Термодинамическое моделирование проведено с целью прогнозирования оптимальных параметров получения карбида кремния (соотношения компонентов, температуры и давления в системе), определения равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в карбид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы карбидообразования отдельных реакций, обеспечивающих в исследуемых условиях эффективную переработку сырья. В связи с использованием в процессе в качестве сырья микрокремнезема, содержащего до 92–95 % SiO₂ и буроугольного полукокса с содержанием летучих от 10,0 до 0,5 %, объектами исследования были системы Si–O–C и Si–O–C–H. Первую исследовали ранее

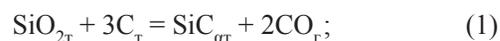
при изучении процессов выплавки кристаллического кремния в руднотермических электропечах, получении карбида кремния в электропечах сопротивления по способу Ачесона и плазмометаллургическому способу. Результаты исследований описаны, проанализированы и обобщены в работах [3–6].

В работе [4] равновесные составы системы Si–O–C рассчитаны в интервале температур 1673–2973 К с шагом 100 К при давлении P газовой фазы 0,1 МПа и соотношении Si–O–C = 1:2:2 (моль), т.е. $C_T/SiO_{2T} = 2/1$ для двух вариантов:

- без учета структурных несовершенств твердых компонентов шихты;
- с учетом влияния их дисперсности и структурной дефектности.

Во втором случае удельную поверхность диоксида кремния изменяли в пределах 1300–24 000 м²/кг, графита – 2600–250 000 м²/кг. Полученные данные позволили установить последовательность химических реакций, протекающих в системе, по мере повышения температуры, а также схему полиморфных превращений кремнезема. В первом случае восстановительный процесс в системе протекает через три основные стадии по следующим реакциям:

при 1773–1873 К

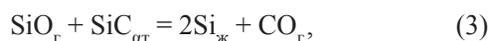


* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

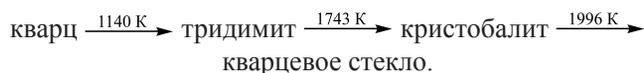
при 1873 – 2173 К



при 2573 – 2973 К

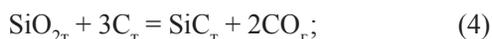


а полиморфные превращения кремнезема происходят по схеме:

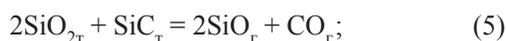


Во втором случае с повышением дисперсности графита температурные интервалы протекания основных взаимодействий смещаются в сторону более низких температур, а полнота взаимодействий повышается. Так, для графита с удельной поверхностью 250 000 м²/кг схема процесса восстановления имеет вид:

при 1673 – 1773 К



при 1773 – 1973 К



при 2173 – 2873 К

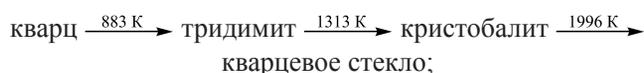


при 2773 – 2873 К



Повышение дисперсности диоксида кремния не влечет за собой изменений картины равновесия, но существенно влияет на температурную зависимость его полиморфных превращений. При этом их схемы низкотемпературной модификации кремнезема – кварца в зависимости от величины его удельной поверхности выглядят следующим образом:

при $S_{\text{уд}} = 11\,700 \text{ м}^2/\text{кг}$



при $S_{\text{уд}} = 17\,000 \text{ м}^2/\text{кг}$



при $S_{\text{уд}} = 20\,000 \text{ м}^2/\text{кг}$



В работе [4] отмечает, что с точки зрения технологии производства кремния, его сплавов и соединений с использованием окускованной шихты, снижение температур полиморфных превращений кремнезема может вызвать уменьшение термической прочности кусков.

Систему Si–O–C–H исследовали в работе [7], содержащей выводы о том, что водород не принимает непосредственного участия в восстановлении кремнезема. Это исключает возможность протекания реакции $\text{SiO}_2 + 2\text{H}_2 = \text{Si} + 2\text{H}_2\text{O}$, но способствует смещению области стабильности продуктов восстановления (кремния и его карбида) в область более низких (до 30 – 60 °С) температур и изменяет условия существования фаз. Результаты получены для общего давления в системе 0,1 МПа.

Расчет равновесных составов систем Si–O–C и Si–O–C–H проводился «константным» методом [8], основанном на совместном решении системы уравнений, включающей закон действующих масс, материальный баланс, суммарное число молей газовой смеси, условия существования конденсированных фаз, а также закон Дальтона. Расчеты выполняли с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий PLASMA, имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нитридообразующих систем. При расчетах рассматривали область температур 800 – 2000 К при различном давлении в системе: от 0,10 до 0,0001 МПа. Расчеты проводили с шагом в 100 К. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов, приведенные в работе [9].

Принятые для расчетов составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем приведены ниже:

Состав фаз	
газовой	конденсированной
<i>Система Si – O – C</i>	
Si, Si ⁺ , Si ⁻ , Si ₂ , Si ₃ , O, O ₂ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , SiO, SiC, SiC ₂ , Si ₃ C, CO, CO ₂	Si, SiO ₂ , C, SiC
<i>Система Si – O – C – H</i>	
Si, Si ⁺ , Si ⁻ , Si ₂ , Si ₃ , O, O ₂ , C, C ⁺ , C ₂ , C ₃ , C ₄ , C ₅ , H, H ⁺ , H ₂ , CH ₂ , CH ₃ , CH ₄ , C ₂ H, C ₃ H, C ₄ H, C ₂ H ₂ , C ₂ H ₄ , SiO, SiC, SiC ₂ , Si ₃ C, CO, CO ₂	Si, SiO ₂ , C, SiC

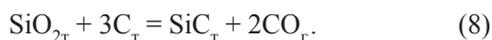
Выбор в исследуемых системах соотношений исходных компонентов определялся стехиометрией реакции образования карбида кремния и составом шихтовых материалов. Соотношения и давления, выбранные для расчетов, приведены в табл. 1.

Результаты расчетов равновесных составов систем Si–O–C и Si–O–C–H приведены на рисунке и в

Соотношения компонентов в исследуемых системах

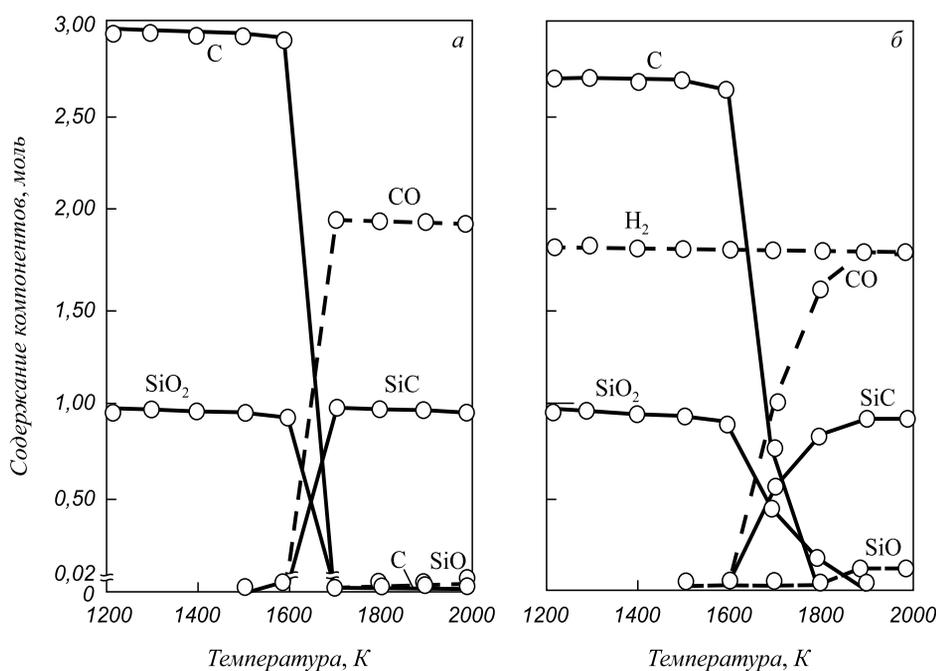
Соотношение компонентов, моль	Примечание
Si:O:C = 1:2:3; P = 0,1 МПа	По стехиометрии для реакции (8)
Si:O:C = 1:2:3; P = 0,01 МПа	По стехиометрии для реакции (8)
Si:O:C = 1:2:3; P = 0,0001 МПа	По стехиометрии для реакции (8)
Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6; P = 0,1 МПа	10 %-й недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)
Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6; P = 0,01 МПа	10 %-й недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)
Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6; P = 0,0001 МПа	10 %-й недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (8)

табл. 2, 3. Можно видеть, что в обеих системах процесс карбидообразования является доминирующим:



При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах карбида кремния достигается при температуре 1700 К, а при 10 %-м недостатке углерода – при 1900 К. Введение в систему водорода фактически не влияет на процесс карбидообразования, что обусловлено крайне низким (менее 0,001 моль) содержанием в газовой фазе в температурной области карбидообразования угле-

водородов и углеводородных радикалов. В системе Si–O–C равновесная степень превращения кремния в карбид не превышает 0,97, что соответствует содержанию монооксида кремния в газовой фазе 0,02 моль. Вследствие этого из шихты стехиометрического состава (SiO₂ + 3C) получить однофазный, не содержащий свободный углерод, карбид кремния невозможно (табл. 2). Этого можно избежать при использовании шихты с некоторым (примерно 10 %) недостатком углерода-восстановителя (табл. 3). В этом случае в системе появляется область сосуществования карбида кремния и избыточного кремнезема. При этом температурная область сосуществования этих фаз



Зависимость равновесного состава системы Si–O–C от температуры при соотношении Si:O:C = 1:2:3 (а) и системы Si–O–C–H от температуры при соотношении Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6 (б) при давлении P = 0,1 МПа:

— и - - - - конденсированные и газообразные продукты

Dependence of equilibrium structure of Si–O–C system from temperature at ratio Si:O:C = 1:2:3 (a) and Si–O–C–H systems from temperature at ratio Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6 (b) with a pressure of P = 0,1 MP as:

— and - - - - the condensed, gaseous products

Равновесные концентрации конденсированных продуктов взаимодействия в системе Si–O–C при соотношении компонентов Si:O:C = 1:2:3

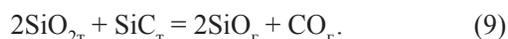
T, К	Равновесная концентрация, %, при								
	P = 0,1 МПа			P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC
800	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0
900	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0,02
1000	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0,01	62,2	37,3	0,52
1100	62,5	37,5	0	62,4	37,4	0,2	0	0,3	99,71
1200	62,5	37,5	0	61,0	36,7	2,3	0	0,4	99,60
1300	62,5	37,5	0	0	0,2	99,8	0	0,6	99,40
1400	61,8	37,1	1,1	0	0,2	99,8	0	1,0	99,00
1500	61,0	36,8	2,2	0	0,3	99,7	0	1,3	98,70
1600	53,7	32,5	13,8	0	0,4	99,6	0	2,0	98,00
1700	0	0,6	99,4	0	0,6	99,4	0	2,8	97,20
1800	0	0,8	99,2	0	0,9	99,1	0	3,7	96,30

Таблица 3

Равновесные концентрации конденсированных продуктов взаимодействия в системе Si–O–C–H при соотношении компонентов Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6

T, К	Равновесная концентрация, %, при								
	P = 0,1 МПа			P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC	SiO ₂	C	SiC
900	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0
1000	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0,001
1100	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0,002	64,84	35,00	0,16
1200	64,94	35,06	0	64,74	36,04	0,04	62,54	33,86	3,60
1300	64,94	35,06	0	64,54	35,94	0,30	12,47	0	87,53
1400	64,92	35,06	0,03	62,84	34,53	2,63	8,95	0	91,05
1500	63,97	34,51	1,52	51,27	26,61	22,12	0	0	100,00
1600	60,75	32,15	7,10	11,35	0	88,65	0	0	100,00
1700	25,57	8,89	65,54	0	0	100,00	0	0	100,00
1800	9,33	0	90,67	0	0	100,00	0	0	100,00
1900	0	0	100,00	0	0	100,00	0	0	100,00

тем шире, чем выше давление в системе. В этих условиях карбид кремния сам является восстановителем для кремнезема, т.е. становится возможным следующее взаимодействие:



В результате этой реакции карбид кремния очищается от избытка кремнезема. Особенно эффективным может быть проведение реакции в вакууме.

Выводы. В системах Si–O–C и Si–O–C–H процесс карбидообразования является доминирующим.

Введение в систему водорода фактически не влияет на процесс карбидообразования, что обусловлено крайне низким (менее 0,001 моль) содержанием в температурной области карбидообразования углеводородов и углеводородных радикалов. При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах восстановления карбида кремния достигается при температуре 1700 К, а при 10 %-м недостатке углерода – при 1900 К. Второй состав шихты является технологически более предпочтительным, поскольку обеспечивает получение карбида, не содержащего примесей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Галевский Г.В., Протопопов Е.В., Темлянец М.В. Использование техногенных металлургических отходов в технологии карбида кремния // Вестник Кузбасского государственного технического университета. 2014. № 4. С. 103 – 110.
2. Аникин А.Е., Галевский Г.В. Буроугольный полукокс Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна: производство, свойства, применение // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2014. № 3(9). С. 52 – 59.
3. Якушевич Н.Ф. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 1999. – 250 с.

4. Зельберг Б.И., Черных А.Е., Ёлкин К.С. Шихта для электротермического производства кремния. – Челябинск: Металл, 1994. – 320 с.
5. Гаршин А.П., Шумячер В.М., Пушкарев О.И. Абразивы и материалы конструкционного назначения на основе карбида кремния. – Волгоград: изд. ВолГАСУ, 2008. – 189 с.
6. Порада А.Н., Гасик М.И. Электротермия неорганических материалов. – М.: Металлургия, 1990. – 232 с.
7. Зубов В.Л., Гасик М.И. Электрометаллургия ферросилиция. – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 704 с.
8. Сурис А.Л. Термодинамика высокотемпературных процессов. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.
9. JANAF Thermochemical tabs. – Wash.: Gov. print. off, 1966 – 1975.

Поступила 2 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 4, pp. 230–234.

THERMODYNAMIC MODELING OF THE INTERACTION OF TECHNOGENIC SILICA FUME WITH BROWN-COAL SEMI-COKE

Anikin A.E., Senior Lecturer of the Chair “Thermal power and Ecology”

Galevsky G.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Non-ferrous metallurgy and chemical engineering” (kafcmetsibsiiu.ru)

Rudneva V.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Non-ferrous metallurgy and chemical engineering”

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

Abstract. Thermodynamic modeling of high-temperature interactions of microsilica and brown-coal semi-coke was carried out. Calculation of equilibrium structures of Si–O–C and Si–O–C–H systems was defined by a “constant” method with the use of the computer modeling program of high-temperature chemical interactions of “PLASMA”. It was established that in both systems the formation process of carbide was dominating. At stoichiometric composition of furnace charge the maximum contents in products of restoration of silicon carbide can be reached at 1700 K, and at 10 % a lack of carbon – 1900 K. The introduction of hydrogen to system doesn’t actually influence on the process of carbide formation that is caused by low (less than 0,001 mol) contents in a gas phase at temperatures of carbide formation of hydrocarbons and hydrocarbonic radicals. In Si–O–C system the equilibrium extent of transformation of silicon into carbide doesn’t exceed 0,97, that corresponds to the content of monoxide of silicon in a gas phase of 0,02 mol, owing to what from furnace charge of stoichiometric structure (SiO₂ + 3C) it is impossible to receive the single-phase, not containing free carbon, carbide of silicon. It can be avoided using furnace charge with some (~ 10 %) lack of carbon reducer.

Keywords: silica, brown-coal semi-coke, thermodynamic modeling, «constant» method, silicon carbide.

REFERENCES

1. Galevskii G.V., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V. Use of technogenic metallurgical waste in the technology of silicon carbide. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2014, no. 4, pp. 103–110. (In Russ.).
2. Anikin A.E., Galevskii G.V. Brown-coal semi-coke of Beresovskiy deposit of Kansk-Achinsk basin: production, properties, usage. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2014, no. 3, pp. 52–59. (In Russ.).
3. Yakushevich N.F. *Vzaimodeistvie ugleroda s oksidami kal'tsiya, kremniya, alyuminiya* [Interaction of carbon with oxides of calcium, silicon, aluminum]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 1999. 250 p. (In Russ.).
4. Zel'berg B.I., Chernykh A.E., Elkin K.S. *Shikhta dlya elektrotermicheskogo proizvodstva kremniya* [Charge for electroheat silicon production]. Chelyabinsk: Metall, 1994. 320 p. (In Russ.).
5. Garshin A.P., Shumyacher V.M., Pushkarev O.I. *Abrazivy i materialy konstruksionnogo naznacheniya na osnove karbida kremniya* [Abrasives and materials of constructional materials on the basis of silicon carbide]. Volgograd: izd. VolGASU, 2008. 189 p. (In Russ.).
6. Porada A.N., Gasik M.I. *Elektrotermiya neorganicheskikh materialov* [Electrothermics of inorganic materials]. Moscow: Metallurgiya, 1990. 232 p. (In Russ.).
7. Zubov V.L., Gasik M.I. *Elektrometallurgiya ferrosilitsiya* [Electrometallurgy of ferrosilicon]. Dnepropetrovsk: Sistemnye tekhnologii, 2002. 704 p. (In Russ.).
8. Suris A.L. *Termodinamika vysokotemperaturnykh protsessov* [Thermodynamics of high-temperature processes]. Moscow: Metallurgiya, 1985. 568 p. (In Russ.).
9. *JANAF Thermochemical tabs*. Wash.: Gov. print. off, 1966–1975.

Acknowledgements. The work was made in SibSIU in framework of the designing part of the state task of the Ministry of Education and Science in Russia no. 11.1531/2014/K.

Received December 2, 2014

УДК 621.793:691.224.1:66.041.64

МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ФОРМОВАННЫХ РУДНО-УГОЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КОЛЬЦЕВОЙ ПЕЧИ

Сторожев Ю.И., к.т.н., доцент кафедры теплотехники и гидрогазодинамики (albino@krasmail.ru)

Подборский Л.Н., к.т.н., доцент кафедры тепловых электрических станций

Худяков И.А., студент кафедры теплотехники и гидрогазодинамики

Сибирский федеральный университет
(660041, Россия, Красноярск, пр. Свободный, 79)

Аннотация. Представлены результаты расчетов технологических параметров процесса металлизации формованных рудно-угольных материалов в кольцевой печи с вращающимся подом, отапливаемой генераторным газом. Усовершенствована система утилизации тепла отходящих из кольцевой печи дымовых газов путем введения дополнительных контуров после паровой турбины, позволяющих вырабатывать тепловую и электрическую энергию. Изменена схема подвода теплоносителя к рекуператорам для подогрева воздуха и генераторного газа и к решетке для подогрева окатышей или брикетов с целью обеспечения их более высоких температур. Рассчитан ориентировочный экономический эффект от технических преобразований энерготехнологической установки металлизации рудно-угольных материалов.

Ключевые слова: металлизация, формованные материалы, кольцевая печь, утилизация тепла, паровая турбина, тепловой контур.

На сегодняшний день в черной металлургии имеются различные технологии, обеспечивающие производство металлизированного продукта в печах: вращающихся (SL-RN), шахтных (Midrex), кольцевых с вращающимся подом (ITmk3). Одним из преимуществ металлизации рудно-угольных материалов в кольцевой печи является возможность отделения гранул чугуна от основной массы шлака [1], что снижает затраты на последующую переработку чугуна.

На рис. 1 представлена схема процесса металлизации рудно-угольных материалов в печи с вращающимся подом [2].

Окатыши или брикеты из рудно-угольных материалов поступают в печь через загрузочное устройство. В горелки подаются природный газ и подогретый воздух. Подогрев воздуха необходим для достижения температуры газового потока в зоне восстановления печи

около 1500 – 1550 °С. Тепловая энергия, выделяющаяся из факела при сгорании топлива, нагревает окатыши (брикеты) до 1350 – 1450 °С. При высокой температуре железо восстанавливается, науглероживается и подплавляется. Науглероживание железа приводит к снижению температуры его плавления. В процессе восстановления из окатышей (брикетов) выделяется газ, который дожигается, реагируя с поступающим в печь кислородом воздуха. При этом достигается температура плавления окатышей (брикетов) и обеспечивается возможность отделения чугуна от жидкого шлака.

Одно из требований технологии ITmk3 (Ironmaking Technology mark 3) – использование железорудных концентратов с содержанием $Fe_{\text{общ}} > 60\%$ и обеспечение избыточного углерода в окатышах после полного восстановления в диапазоне 2,5 – 4,5 %. При содержании остаточного углерода менее 1,5 % температура

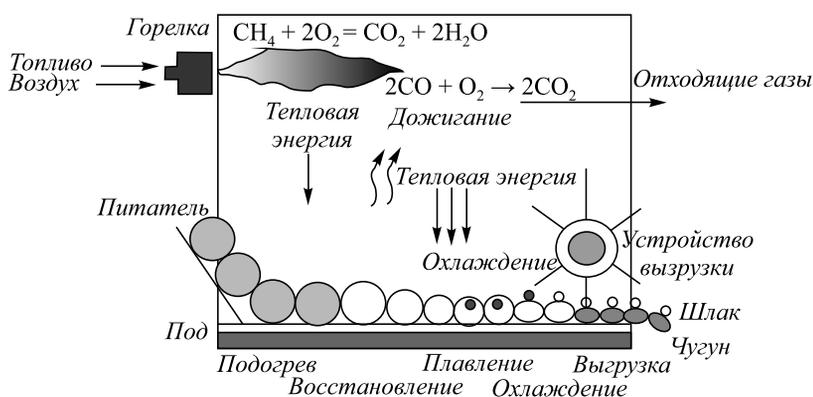


Рис. 1. Схема металлизации рудно-угольных материалов в печи с вращающимся подом

Fig. 1. Scheme of metallization of ore-coal materials in circular furnace

плавления железа существенно не снизится из-за недостатка углерода для науглероживания, и температура в печи в этом случае должна быть максимальной. Технологией определены гарантируемые показатели готовой продукции – гранулированного чугуна, содержащего > 96 % Fe, 2,0 – 4,0 % C, 0,2 % Si, 0,05 % P, 0,04 – 0,10 % S.

Этот процесс заложен в основу энерготехнологической установки для металлизации формованных рудно-угольных материалов. Такая технология освоена на заводе Messabi Nuggets (Миннесота, США) с использованием в качестве топлива угля и природного газа [1, 2]. Делаются попытки ее реализации в России с использованием в качестве топлива генераторного газа [3]; интерес к этой технологии в плане лабораторных исследований проявлен также в работах [4, 5].

К недостаткам технологической схемы [3] с применением низкокалорийного газа следует отнести неполную утилизацию теплоты дымовых газов, отходящих из печи, и отсутствие системы охлаждения металлизированного продукта до поступления его в магнитный сепаратор. Кроме того, в этой схеме невозможно достижение требуемой температуры нагрева воздуха до 400 – 450 °С, так как для его нагрева в рекуператоре используются дымовые газы, уходящие из котла-утилизатора, температура которых не превышает 300 °С.

Целью настоящей работы является улучшение технологической схемы [3], устранение ее недостатков. На рис. 2 представлена схема модернизированной энерготехнологической установки для металлизации формованных рудно-угольных материалов.

Металлизации подвергаются формованные рудно-угольные брикеты с диаметром и высотой 0,024 м, массой 23 г. Основным элементом энерготехнологической установки является кольцевая печь с вращающимся подом с размерами: длина по периметру 57,4 м, ширина пода 2,69 м, высота рабочего пространства 1,5 м. Проектный годовой расход рудно-угольных брикетов составляет 210 240 т.

Для изготовления брикетов использован агломерационный железорудный концентрат Коршуновского ГОКа состава: 62,2 % Fe, 3,95 % SiO₂, 1,9 % CaO, 0,13 % MnO, 2,65 % Al₂O₃, 0,25 % TiO₂, < 4,0 % MgO, 0,02 % S, ≤ 0,16 % P, от 2,5 до 10,5 % H₂O, 1,65 % ППП. В качестве восстановителя применен Касьяновский каменный уголь Черемховского месторождения с показателями 77,3 % C^r, 1,2 % S^r, 16,5 % A^c, 11,5 % H₂O^p, 13,7 % O^r, 5,6 % H^r, 1,1 % N^r, 45,6 % V^r.

Низшая теплота сгорания угля составляет 23 028,5 кДж/кг. Температура плавления золы 1310 – 1390 °С. Химический состав золы следующий: 67,1 % SiO₂, 19,2 % Al₂O₃, 2,5 % Fe₂O₃, 2,2 % CaO,

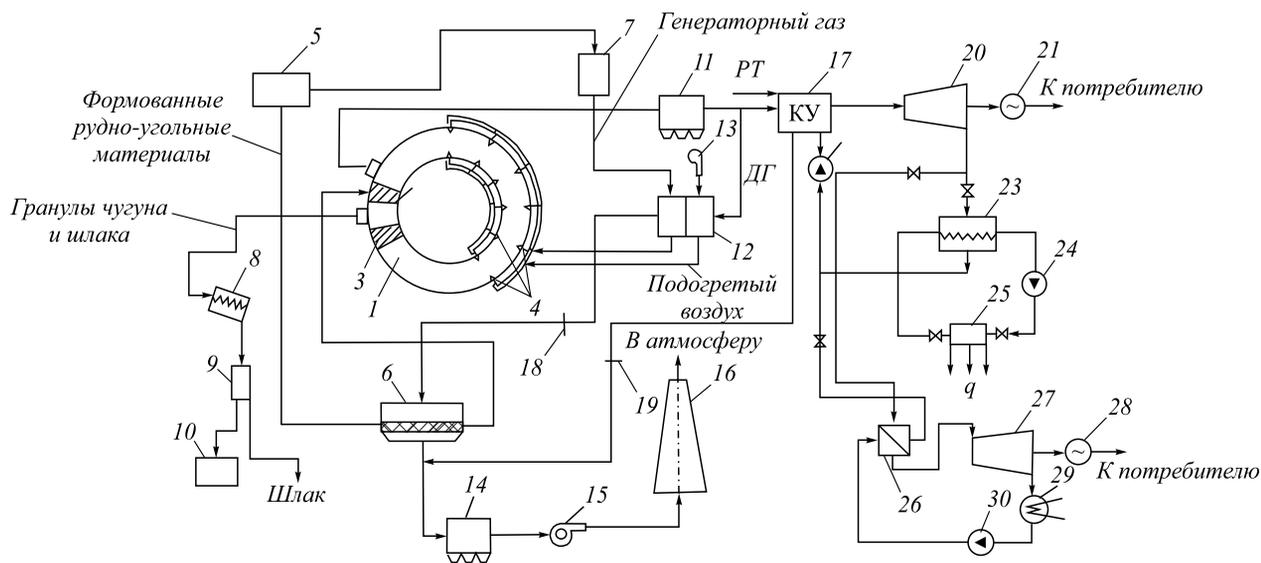


Рис. 2. Схема энерготехнологической установки для металлизации формованных рудно-угольных материалов:

1 – кольцевая печь; 2 – загрузочное устройство; 3 – разгрузочное устройство; 4 – газовые горелки; 5 – система подготовки формованных рудно-угольных материалов; 6 – конвейерная решетка; 7 – угольный газификатор; 8 – вращающийся барабанный холодильник; 9 – магнитный сепаратор; 10 – склад; 11, 14 – газоочистные установки; 12 – рекуператоры для подогрева воздуха и газа; 13 – дутьевой вентилятор; 15 – дымосос; 16 – дымовая труба; 17 – котел-утилизатор с камерой дожигания; 18, 19 – шибера; 20 – турбина; 21, 28 – электрогенераторы; 22, 24, 30 – питательные насосы; 23 – конденсатор-теплообменник; 25 – тепловой потребитель; 26 и 27 – испаритель и турбина низкокипящей жидкости; 29 – конденсатор низкокипящей жидкости; PT – резервное топливо; ДГ – дымовые газы

Fig. 2. Scheme of industrial power installation for metallization of molded ore-coal materials:

1 – circular furnace; 2 – charging device; 3 – discharging devices; 4 – gas burners; 5 – molded ore-coal material preparation system; 6 – conveyor lattice; 7 – coal gasifier; 8 – rotary drum cooler; 9 – magnet separator; 10 – stock; 11, 14 – gas purification installation; 12 – air and gas heating recuperators; 13 – blower fan; 15 – fume exhaust; 16 – chimney; 17 – firing heat recovery boiler; 18, 19 – flue dumpers; 20 – turbine; 21, 28 – power generators; 22, 24, 30 – feed pumps; 23 – heat exchange condenser; 25 – heat consumer; 26 and 27 – evaporator and low boiling liquid turbine; 29 – condenser of low-boiling liquid; PT – reserve fuel; ДГ – chimney gases

1,6 % MgO, 0,7 % K₂O, 0,1 % TiO₂, 0,1 % Na₂O, 4,4 % SO₃, 0,01 % MnO₂. Для отопления печи в проекте использован паровоздушный генераторный газ из каменного угля состава 5,0 % CO₂, 0,2 % O₂, 27,0 % CO, 13,0 % H₂, 2,7 % CH₄, 0,3 % C₂H₄, 51,8 % N₂. Теплота сгорания генераторного газа равна 5976 кДж/м³.

Материалы и дымовые газы в печи движутся по противоточной схеме, температура дымовых газов на выходе из печи задана равной 1000 – 1050 °С, температура предварительно подогретых брикетов на входе в печь принята равной 250 °С, а максимальная температура газов в печи 1550 °С. Температура металлizedанной шихты, выгружаемой из печи, принята равной 1000 – 1100 °С. Ниже приведены значения необходимой температуры газов (факела) T_{ϕ} в печи, которая достигается при подогреве воздуха ($T_{в}$) и генераторного газа ($T_{гр}$) и коэффициенте расхода воздуха 1,05:

$T_{в}, ^\circ\text{C}$	350	350	400	400	450	450
$T_{гр}, ^\circ\text{C}$	100	200	100	200	100	200
$T_{\phi}, ^\circ\text{C}$	1434	1510	1451	1527	1468	1558

По заданному температурному режиму рассчитано время пребывания материала в каждой из зон. Расчет времени нагрева выполняли при граничных условиях третьего рода при усредненных в зонах температурах газа по методике расчета времени нагрева металла в методической печи [6]. Ряд теплофизических параметров рудных, угольных и металлizedанных материалов заимствован из работы [7]. Общее время пребывания материала в печи исходя из условий теплообмена составило около 30 мин. По этим данным построен график распределения температур газа и материала по длине L печи во времени τ (рис. 3). Для обеспечения указанной годовой производительности кольцевой печи по исходной продукции необходима загрузка брикетов по высоте в два слоя.

При указанных температурах на выходе из печи будут получены гранулы чугуна, покрытые шлаковой оболочкой. После охлаждения продуктов металлizationи должна проводиться их механическая обработка путем обжатия с целью отделения шлака от гранул чугуна.

На основе принятых и рассчитанных конструктивных и технологических параметров составлены материальный и тепловой балансы кольцевой печи (табл. 1 и 2). Для упрощения расчетов принято, что коксовая подсыпка, закрытая слоем брикетов, не горит и не уносится дымовыми газами. Количество газов, выделяющихся из брикетов, находили по результатам лабораторных исследований изменения массы брикетов [8] и состава газа [5] в процессе их нагрева и восстановления. Теплопотребление рудно-угольных брикетов при их металлizationи оценивали по данным работы [9].

Значимыми расходными статьями теплового баланса являются потери тепла с уходящими дымовыми газами, образующимися при горении генераторного газа и газа, выделяющегося из брикетов в процессе восстановления. Эти теплопотери составляют около 48 % от общего количества тепловых затрат.

Утилизация тепла дымовых газов из кольцевой печи обеспечена следующим образом. Часть (64 %) этих газов направляется в керамический рекуператор для утилизации их тепла при нагревании подаваемого в печь воздуха до требуемой температуры 400 – 450 °С. Отработанные дымовые газы из рекуператора керамического поступают в трубчатый для подогрева генераторного газа до 150 – 200 °С. Другая часть (36 %) дымовых газов направляется в котел-утилизатор для утилизации их тепла при производстве пара, подаваемого на турбину с теплофикационным противодавлением. Механическая энергия турбины преобразуется в электрическую в электрогенераторе, а тепло отработавшего пара – в тепловую энергию, отводимую из теплообменника.

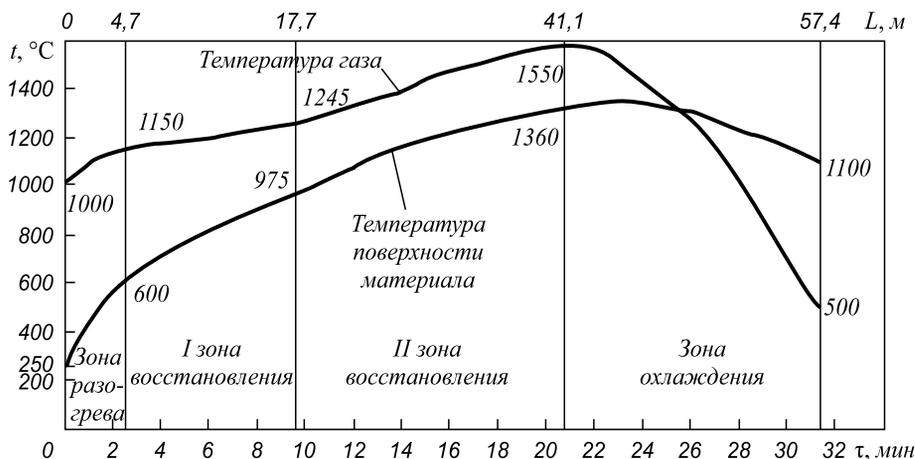


Рис. 3. Распределение температуры газа и материала по длине печи во времени

Fig. 3. Heat and material distribution along the furnace length in time

Т а б л и ц а 1

Результаты расчетов материального баланса

Приход	кг/ч	%	Расход	кг/ч	%
Брикеты, загружаемые в печь	24 000,0	27,01	Металлизированная шихта на выходе из печи	14 725,0	16,58
Коксовая подсыпка, загружаемая в печь	5157,0	5,80	Дымовые газы от сгорания генераторного газа	49 753,4	56,00
Воздух на горение генераторного газа	30 186,0	33,98	Дымовые газы от сгорания газа, выделяющегося из брикетов	19 038,2	21,43
Воздух на горение газа, выделяющегося из брикетов	9878,4	11,12	Коксовая подсыпка	5157,0	5,80
Генераторный газ, подаваемый на горелки	19 620,0	22,09	Пылеунос	167,8	0,19
Итого:	88 841,4	100,00	Итого:	88 841,4	100,00

Т а б л и ц а 2

Результаты расчетов теплового баланса

Приход	кВт	%	Расход	кВт	%
Химическое тепло от горения газа: генераторного	29 880,0	58,49	Теплота на нагрев брикетов	7100,0	14,47
выделяющегося из брикетов	11 413,2	22,34	Теплота, уносимая продуктами сгорания: генераторного газа	17 100,1	34,86
Физическая теплота: генераторного газа	842,5	1,65	выделяющегося из брикетов газа	6298,3	12,84
вносимая подогретым воздухом для горения: генераторного газа	3725,8	7,29	Теплота, затраченная на: процесс восстановления	14 414,3	29,38
выделяющегося из брикетов газа	1280,7	2,50	нагрев коксовой подсыпки	1544,2	3,15
Физическая теплота, вносимая: коксовой подсыпкой	31,5	0,06	Теплота, теряемая теплопроводностью через кладку, зоной разгрузки и водяным охлаждением	2553,5	5,21
брикетами	1883,3	3,68	Теплота пылеуноса	46,6	0,09
Итого:	49 057,0	100,00	Итого:	49 057,0	100,00

Утилизация тепла отработанных дымовых газов рекуператоров происходит на конвейерной решетке при предварительном нагреве рудно-угольных брикетов до 250 – 350 °С перед загрузкой их в печь. Производительность конвейерной решетки площадью 10 м², соответствующая производительности кольцевой печи, обеспечивается при толщине слоя брикетов на решетке 0,10 – 0,15 м при температурах отходящих из рекуператоров дымовых газов 490 – 590 °С. Тепловые расчеты выполнены по методу, изложенному в работе [10]. Теплоемкость брикетов принята по данным [9].

Для обеспечения безопасного режима магнитной сепарации металлизированного продукта после устройства выгрузки из кольцевой печи по методике [11] рассчитан вращающийся барабанный холодильник марки Б 3-30 diam. 3 и длиной 30 м. Барабан холодильника снаружи охлаждается оборотной водой с расходом 300 т/ч.

Температура охлажденного продукта принята равной 100 °С. Конечная температура охлаждающей воды по расчету составила 45 °С при числе оборотов холодильника 3,2 об/мин и уклоне 3°.

Недостатком утилизации тепла с помощью паровых турбин с противодавлением является то, что они могут работать только в отопительный период при наличии тепловой нагрузки. В неотапливаемый период (летом) турбина не сможет работать, следовательно, не сможет работать и вся схема утилизации тепла печи. В результате среднегодовое значение коэффициента использования установленной мощности не превысит 60 – 65 %. Для устранения этого недостатка в рассмотренной схеме используется вторичный низкотемпературный контур, который может работать на фреоне, аммиаке, пентане, бутане и других низкокипящих жидкостях. К выхлопу противодавленческой турбины

подключается контур, включающий испаритель низкокипящей жидкости и турбину, работающую на образовавшемся паре.

В отопительный период паровая турбина с противодавлением работает на сетевой подогреватель, вырабатывая номинальную электрическую мощность плюс тепловую мощность, отдаваемую теплофикационной воде в подогревателе. В летний период при отсутствии отопительной нагрузки сетевой подогреватель отключается и отработавший водяной пар направляется в испаритель низкокипящей жидкости вторичного контура. В испарителе образуется перегретый пар, который поступает в турбину вторичного контура, вырабатывая дополнительную электроэнергию. Отработавший в турбине пар, пройдя через конденсатор, возвращается в испаритель, замыкая вторичный контур. В результате зимой турбина с противодавлением вырабатывает свою номинальную электрическую мощность плюс тепловую мощность на отопление объектов предприятия, а летом суммарная электрическая мощность установки возрастает на величину мощности второй турбины низкокипящего контура. Проектирование и производство таких турбин освоено, первые образцы уже работают на некоторых объектах [12]. В качестве сетевых подогревателей можно использовать малогабаритные теплообменники пластинчатого типа.

Расчетный расход проходящих через котел-утилизатор дымовых газов, разбавленных воздухом до нормативной температуры, составляет 31 900 м³/ч, температура их на входе 600 °С, на выходе – 230 °С. Расчетная производительность котла, выполненная по методике [6], составляет 6,5 т/ч, давление пара 130 МПа, температура 250 °С. Этим параметрам соответствует котел-утилизатор серии КУ-30.

Электрическая мощность паровой турбины составляет 480 кВт. Этой мощности и параметрам пара соответствует малогабаритная турбина серии Р-0,5-1,4 ООО «Ютрон». Мощность турбины низкокипящего контура (бутанового) 611 кВт, расход бутана 2,33 т/ч, давление 160 МПа, температура 100 °С. Этим параметрам соответствует малогабаритная турбина типа Р-0,6-1,6 ООО «Ютрон».

Тепловая мощность сетевого подогревателя первичного контура 3817 кВт (3,28 Гкал/ч). Параметры греющего пара: расход 6,5 т/ч, давление 25 МПа, температура 127 °С. Этим параметрам соответствует пластинчатый подогреватель марки НН-43-16/1-45ТМ ООО «Ридан».

Выработка электрической энергии паровой турбоустановкой составляет 4,15 млн. кВт·ч в год, турбоустановкой низкокипящего контура – 1,76 млн. кВт·ч в год; всего 5,91 млн. кВт·ч в год. Выработка тепловой энергии в теплофикационном контуре составляет 18 893 Гкал/год.

Исходя из стоимости тепловой энергии 1200 руб/Гкал получаем годовую выручку за сэкономленное на пред-

приятии тепло 22,67 млн. руб. Исходя из стоимости электрической энергии 1,5 руб/кВт·ч получаем годовую выручку за сэкономленную электроэнергию 8,86 млн. руб. Итого, годовая выручка предприятия за сэкономленную тепловую и электрическую энергию составляет 31,53 млн. руб.

Выводы. Расчетами подтверждена возможность обеспечения высокой температуры в кольцевой печи с вращающимся подом путем сжигания смеси подогретого в рекуператорах генераторного газа и воздуха отходящими из нее дымовыми газами, что позволяет осуществлять высокотемпературное твердофазное восстановление и жидкофазное разделение продуктов восстановления железа при нагреве формованных рудно-угольных материалов. Показаны пути повышения эффективности процесса металлизации за счет более полной утилизации тепла отходящих из кольцевой печи дымовых газов для производства электроэнергии и вторичного тепла, а также при изменении схемы движения теплоносителей при подогреве воздуха и рудно-угольных материалов. Расчетами определен ряд технологических параметров (расходы, температуры, давление) энерготехнологической установки для металлизации формованных рудно-угольных материалов. Подобрано теплоутилизирующее оборудование, в технологическую схему введено охлаждающее устройство для обеспечения безопасной работы магнитного сепаратора. Выполнена ориентировочная оценка эффективности мероприятий по модернизации энерготехнологической установки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горбачев В.А., Евстюгин С.Н., Копоть Н.Н. и др. Принципы выбора технологии прямого получения железа // Сталь. 2006. № 6. С. 42 – 46.
2. Разаз Юнес, Опрышко И.А., Лобода П.И. Анализ технологий прямого восстановления оксидов металлов с применением печей с вращающимся подом // Вестник НТУУ «КПИ». 2011. № 61. С. 184 – 192.
3. Пат. 93802 РФ. Технологическая линия для производства металлизированного продукта / В.Г. Григорьев, П.Г. Паткин, С.В. Тепикин. 2010. Бюл. № 13.
4. Дубровский Б.А., Шилиев П.В., Редин Е.В. и др. Металлизация шпатовых железняков Бакальского месторождения с получением гранулированного чугуна. – В кн.: Сб. трудов VI Международной конференции «Энергосберегающие технологии в промышленности, печные агрегаты, экология». – М: МИСиС, 2012. С. 178 – 182.
5. Боковиков А.Б., Боковиков Б.А., Горбачев В.А. и др. Математическая модель технологии производства гранулированного чугуна на движущейся подине. – В кн.: Сб. трудов международной научно-практической конференции «Творческое наследие В.Е. Грум-Гржимайло». – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2014. С. 62 – 67.
6. Мастрюков Б.С. Теория, конструкции и расчеты металлургических печей. Т.2. Расчеты металлургических печей. – М.: Металлургия, 1978. – 272 с.
7. Бабошин В.М., Кричевцов Е.А., Абзалов В.М. Теплофизические свойства топлив и шихтовых материалов черной металлургии. Справочник. – М.: Металлургия, 1982. – 152 с.

8. Сторожев Ю.И. Исследование теплообменных процессов при нагреве окатышей в трубчатой печи: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Свердловск, 1970. – 17 с.
9. Сторожев Ю.И., Телегин А.С., Заварзин В.П. Определение теплоемкости рудно-угольных окатышей в процессе металлизации // Изв. вуз. Черная металлургия. 1971. № 5. С. 27 – 29.
10. Китаев Б.И., Зобнин Б.Ф., Ратников В.Ф. и др. Теплотехнические расчеты металлургических печей. – М.: Металлургия, 1970. – 528 с.
11. Еремин Н.И., Наумчик А.Н., Казаков В.Г. Процессы и аппараты глиноземного производства. – М.: Металлургия, 1980. – 360 с.
12. Гринман М.И., Фомин В.А. Перспективы применения энергетических установок малой мощности с низкокипящими рабочими телами // Электронный журнал энергосервисной компании «Экологические системы». 2006. № 2.

Поступила 16 июня 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 4, pp. 235–240.

METALLIZATION OF MOLDED ORE-COAL MATERIALS IN CIRCULAR FURNACE

Storozhev Yu.I., *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Thermal Engineering and Hydraulic Gas Dynamics* (albino@krasmail.ru)

Podborskii L.N., *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of thermal power Stations*

Khudyakov I.A., *Student of the Chair of Thermal Engineering and Hydraulic Gas Dynamics*

Siberian Federal University (79, Svobodnyi ave., Krasnoyarsk, 660041, Russia)

Abstract. The article describes the calculation results of technological parameters of metallization process of molded ore-coal materials in circular furnace with rotary bottom heated by generator gas. The circular furnace waste gases heat utilization system can be improved by means of additional contours after steam turbine, allowing to produce heat and electrical energy. The scheme of heat carrier transportation to recuperates for air and generator gas heating and to grating for spherules or briquettes heating was changed to achieve higher temperatures. The potential economic effect from the technical transformations of energy technological installation was calculated for metallization of ore-coal materials.

Keywords: metallization, formed materials, circular furnace, heat utilization, steam turbine, heat contour.

REFERENCES

1. Gorbachev V.A., Evstyugin S.N., Kopot' N.N., Rybkin V.S., Shavrin S.V. Selecting technology for direct iron production. *Steel in Translation*. 2006, vol. 36, no. 6, pp. 51–56.
2. Razaz Younes, Opryshko I.A., Loboda P.I. Analysis of technologies of direct metal oxides reduction in circular furnaces. *Vestnik NTUU "KPI"*. 2011, no. 61, pp. 184–192. (In Russ.).
3. Grigor'ev V.G., Patkin P.G., Tepikin S.V. *Tehnologicheskaya liniya dlya proizvodstva metallizirovannogo produkta* [Processing line for metallized production]. Patent RF no. 93802. *Byulleten' izobretenii*, no. 13, 2010. (In Russ.).
4. Dubrovskii B.A., Shilyaev P.V., Redin E.V. etc. Metal coating of spatic iron ores of the Bakalsky deposit and production of granulated iron. In: *Sb. trudov VI Mezhdunarodnoi konferentsii «Energoberegayushchie tekhnologii v promyshlennosti, pechnye agregaty, ekologiya»* [Papers of the VI International conference «Energy saving technologies in industry, combustion equipment, environment protection»]. Moscow: MISiS, 2012, pp. 178–182. (In Russ.).
5. Bokovikov A.B., Bokovikov B.A., Gorbachev V.A. etc. Mathematic model of technology of granulated iron production on moving furnace hearth. In: *Sb. trudov mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii «Tvorcheskoe nasledie V.E. Grum-Grzhimailo»* [Papers of International scientific and practice conference «Artistic legacy of V.Ye. Grum-Grzhymaylo»]. Ekaterinburg: izd. UrFU, 2014, pp. 62–67. (In Russ.).
6. Mastryukov B.S. *Teoriya, konstruktсии i raschety metallurgicheskikh pechei. T.2. Raschety metallurgicheskikh pechei* [Theory, construction and design of metallurgical furnaces. Vol. 2. Design of metallurgical furnaces]. Moscow: Metalurgiya, 1978. 272 p. (In Russ.).
7. Baboshin V.M., Krichevstov E.A., Abzalov V.M. *Teplofizicheskie svoystva topliv i shikhtovykh materialov chernoi metallurgii. Spravochnik* [Thermo-physical properties of fuel and charge materials in ferrous metallurgy. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 152 p. (In Russ.).
8. Storozhev Yu.I. *Issledovanie teploobmennyykh protsessov pri nagreve okatyshей v trubchatoi pechi: Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk* [Study of heat exchange process during pellets heating in tube-type furnace: Cand. Tech. Sci. diss.]. Sverdlovsk, 1970. 17 p. (In Russ.).
9. Storozhev Yu.I., Telegin A.S., Zavarzin V.P. Evaluation of heat absorption capacity of ore-coal pellets during metallization. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1971, no. 5, pp. 27–29. (In Russ.).
10. Kitaev B.I., Zobnin B.F., Ratnikov V.F. etc. *Teplotekhnicheskie raschety metallurgicheskikh pechei* [Thermo-technical design of furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1970. 528 p. (In Russ.).
11. Eremine N.I., Naumchik A.N., Kazakov V.G. *Protsessy i apparaty glinozemnogo proizvodstva* [Processes and equipment for alumina production]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 360 p. (In Russ.).
12. Grinman M.I., Fomin V.A. Prospects of application of low capacity power systems with low-boiling liquids. *Elektronnyi zhurnal energoservisnoi kompanii «Ekologicheskie sistemy»*. 2006, no. 2. (In Russ.).

Received June 16, 2014

УДК 621.8:539.32

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗОНЫ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В НАЧАЛЕ ГОРЯЧЕЙ КОВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ЗАГОТОВКИ*

Базайкин В.И., д.т.н., профессор кафедры высшей математики

Темляцнев М.В., д.т.н., профессор, проректор по научной работе и инновациям (ucheb.otdel@sibsiu.ru)

Базайкина О.Л., к.т.н., доцент кафедры высшей математики

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

Аннотация. Поставлена и решена задача моделирования зоны пластического течения в начальной стадии горячей протяжки цилиндрической заготовки в кузнечном прессе с комбинированными бойками. Получено поле интенсивности напряжений для тензора суммарных упругих напряжений (нагрузки и термических). По напряжениям нагрузки решена задача плоской деформации для заготовки круглого сечения, к которому приложены три сосредоточенных погонных усилия. Зона пластического течения определяется значением предела текучести материала как ограничением интенсивности упругих напряжений. Показано, что растягивающие окружные термические напряжения вовлекают в зону пластического течения приповерхностный слой заготовки, что облегчает процесс ковки. Рассмотрен численный пример формирования напряжений нагрузки и термических напряжений при протяжке после биллетировки 7-т слитка из стали марки 40ХН с радиусом среднего сечения $R = 0,35$ м; его нижняя (880 °С) граница допустимых ковочных температур достигается через 20 мин после выноса из печи с температурой 1180 °С. Представлены графики распределения компонент тензоров напряжений нагрузки и термических напряжений, а также соответствующих интенсивностей напряжений по сечению заготовки.

Ключевые слова: ковка, комбинированные бойки, сталь, цилиндрическая стальная заготовка, напряжения нагрузки, температурные напряжения, начало пластического течения, графики напряжений, область течения в сечении заготовки.

Напряжениям и деформациям, возникающим в теле стальной цилиндрической заготовки при ее протяжке в комбинированных бойках, посвящен ряд работ [1 – 3]. Усилия и последовательность обжатий заготовки во многом зависят от размера зоны пластического течения в сечении заготовки. В настоящей работе строится модель формирования этой зоны, использующая предельные значения интенсивности тензора упругих напряжений, обусловленных как действием сосредоточенных усилий на бойках, так и термических напряжений, возникающих при остывании массивной заготовки.

Модель напряжений нагрузки в схеме плоской деформации была построена ранее [4], геометрия нагрузки и параметров сечения заготовки представлена на рис. 1. Расчет [4] напряженного состояния является развитием решения задач Мичела для упругого клина и Фламана для полубесконечной пластины, обзор которых представлен в работе [5]. Как оказалось, тензор напряжений нагрузки в любой точке поверхности цилиндра радиусом R , обусловленный усилиями P , $P/(2\cos\gamma)$ на единицу длины цилиндра, приложенными в точках A , B и C сечения цилиндра, является постоянным и шаровым (γ – угловая координата точек B и C контакта сечения цилиндра с вырезным бойком). Эта особен-

ность тензора нагрузки в точках поверхности цилиндра позволила выдержать граничные условия (равенство нулю напряжений нагрузки на поверхности заготовки) в задаче по определению напряжений в любой точке Q сечения заготовки путем наложения на поле напряжений в сечении заготовки постоянного тензора:

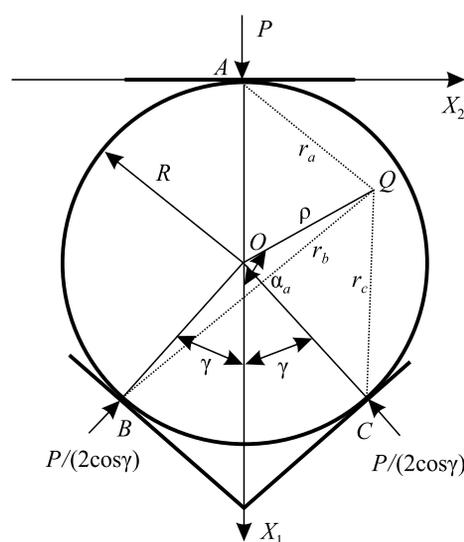


Рис. 1. Схема нагружения сечения цилиндрической заготовки при протяжке в кузнечном прессе

Fig. 1. The loading scheme of cross-section of a cylindrical workpiece at drawing in a forge press

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 14-08-00686а).

$$\Sigma_r = \frac{P}{\pi R} \frac{\cos^2 \frac{\gamma}{2}}{\cos \gamma} \begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix}.$$

Введем в сечении заготовки полярную систему координат: α – полярный угол, $0 \leq \alpha < 2\pi$; ρ – полярный радиус; $\xi = \rho/R$, $0 \leq \xi \leq 1$ – безразмерный полярный радиус точки Q . Тогда компоненты поля тензора упругих напряжений в поперечном сечении тела цилиндрической заготовки в началековки в комбинированных бойках, когда изменением формы сечения заготовки можно пренебречь, определяются по следующим уравнениям:

$$\begin{aligned} \sigma_{11}^H = & -\frac{P}{\pi R} \left[\frac{2(1 + \xi \cos \alpha)^3}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos \alpha)^2} + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha + \gamma))^3}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha + \gamma))^2} + \right. \\ & \left. + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha - \gamma))^3}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha - \gamma))^2} - \frac{\cos^2 \frac{\gamma}{2}}{\cos \gamma} \right]; \\ \sigma_{22}^H = & -\frac{P}{\pi R} \left[\frac{2(1 + \xi \cos \alpha) \xi^2 \sin^2 \alpha}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos \alpha)^2} + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha + \gamma)) \xi^2 \sin^2(\alpha + \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha + \gamma))^2} + \right. \\ & \left. + \frac{(1 - \xi \cos(\alpha - \gamma)) \xi^2 \sin^2(\alpha - \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha - \gamma))^2} - \frac{\cos^2 \frac{\gamma}{2}}{\cos \gamma} \right]; \\ \sigma_{12}^H = & -\frac{P}{\pi R} \left[\frac{2(1 + \xi \cos \alpha)^2 \xi \sin \alpha}{(1 + \xi^2 + 2\xi \cos \alpha)^2} - \frac{(1 - \xi \cos(\alpha + \gamma))^2 \xi \sin(\alpha + \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha + \gamma))^2} - \right. \\ & \left. - \frac{(1 - \xi \cos(\alpha - \gamma))^2 \xi \sin(\alpha - \gamma)}{\cos \gamma (1 + \xi^2 - 2\xi \cos(\alpha - \gamma))^2} \right]. \end{aligned} \quad (1)$$

Напомним, что компоненты тензора представлены в локальном декартовом базисе окрестности любой точки сечения заготовки, такой базис соосен глобальной декартовой системе координат X, Y ; компоненты тензора выражены через безразмерные полярные координаты точки плоскости сечения заготовки с полюсом в центре сечения. В задаче плоской деформации нормальные к плоскости поперечного сечения заготовки напряжения σ_{33}^H определяются по следую-

щим формулам: $\sigma_{33}^H = \nu(\sigma_{11}^H + \sigma_{22}^H)$ – в упругих областях; $\sigma_{33}^H = 0,5(\sigma_{11}^H + \sigma_{22}^H)$ – в пластической области заготовки; здесь ν – коэффициент Пуассона материала заготовки. Предельные значения интенсивности напряжений

$$\sigma_i^H = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{(\sigma_{11}^H - \sigma_{22}^H)^2 + 4(\sigma_{12}^H)^2},$$

как инварианта девиатора тензора напряжений могут быть использованы для разделения этапов упругого и пластического деформирования.

Для построения графиков напряжений с использованием математического пакета Maple компоненты уравнения (1) и интенсивность σ_i^H должны быть выражены в глобальных безразмерных декартовых координатах x/R и y/R .

При горячей протяжке термически массивной цилиндрической заготовки на напряжения от усилийковки накладываются термические напряжения, обусловленные градиентом температурного поля, существующим в остывающей заготовке. В этом случае для любого момента времени τ протяжки в допустимом интервале температур можно получить распределение температур $t(\rho, \tau)$ вдоль полярного радиуса ρ цилиндрической заготовки как решение задачи для уравнения теплопроводности в длинном цилиндре с граничными условиями III рода методом разложения решения по собственным функциям задачи (функциям Бесселя) [6]:

$$\frac{t(\rho, \tau) - t_c}{t_0 - t_c} = \theta = \sum_{i=1}^{\infty} A_i J_0\left(\mu_i \frac{\rho}{R}\right) e^{-\mu_i^2 Fo}, \quad (2)$$

где t_c и t_0 – температуры воздушной среды в местековки и равномерного нагрева заготовки перед ее выносом из печи; θ – безразмерная температура; $J_0(s)$ и $J_1(s)$ – функции Бесселя первого рода нулевого и первого порядков аргумента s ; μ_i – корни уравнения $Vi J_0(\mu) = \mu J_1(\mu)$; $Vi = \alpha R/\lambda$ – число Био; α – коэффициент теплообмена между материалом цилиндра радиусом R и окружающей его средой; λ – коэффициент теплопроводности; a – коэффициент температуропроводности материала цилиндра; $Fo = a\tau/R^2$ – число Фурье.

Коэффициенты A_i вычисляются по формуле

$$A_i = \frac{2J_1(\mu_i)}{\mu_i [J_0^2(\mu_i) + J_1^2(\mu_i)]}.$$

Компоненты $\sigma_\rho, \sigma_\alpha$ тензора термоупругих напряжений можно получить, проведя процедуру перевода:

– осесимметричного уравнения равновесия

$$\frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \frac{\sigma_\rho - \sigma_\alpha}{\rho} = 0;$$

– закона Гука связи напряжений с линейными деформациями ϵ_ρ и ϵ_α , обусловленными градиентом температур в цилиндре:

$$\begin{cases} \sigma_\rho = \frac{E}{1+\nu} \left(\frac{1-\nu}{1-2\nu} \varepsilon_\rho + \varepsilon_\alpha \right) - \frac{\beta E}{1-2\nu} (t_0 - t_c) \theta; & -\mu_i J_0(\mu_i \xi) \cos^2 \alpha \Big]; \\ \sigma_\alpha = \frac{E}{1+\nu} \left(\frac{1-\nu}{1-2\nu} \varepsilon_\alpha + \varepsilon_\rho \right) - \frac{\beta E}{1-2\nu} (t_0 - t_c) \theta; & (3) \\ \sigma_z = \nu(\sigma_\rho + \sigma_\alpha) - \beta E (t_0 - t_c) \theta. \end{cases} \quad \sigma_{12}^T = \frac{\beta E}{1-\nu} (t_0 - t_c) \sum_{i=1}^{\infty} M_i \left[\mu_i J_0(\mu_i \xi) - \frac{2}{\xi} J_1(\mu_i \xi) \right] \times \\ \times \sin \alpha \cos \alpha, \quad \sigma_{33}^T = \sigma_z.$$

где $\varepsilon_\rho = \frac{du_\rho}{d\rho}$; $\varepsilon_\alpha = \frac{u_\rho}{\rho}$; u_ρ – термоупругое смещение (смещение компонента тензоров напряжений и деформаций представлено в локальном базисе цилиндрической системы координат и является главным); β – коэффициент термического линейного расширения; E – модуль упругости первого рода материала заготовки; в обыкновенное дифференциальное уравнение:

$$\frac{d^2 u_\rho}{d\rho^2} + \frac{1}{\rho} \frac{du_\rho}{d\rho} - \frac{u_\rho}{\rho^2} = \beta \frac{1+\nu}{1-\nu} (t_0 - t_c) \frac{d\theta}{d\rho}. \quad (4)$$

Общее решение уравнения (4) содержит две произвольные постоянные, значения которых определены из граничных условий для напряжений:

- на оси цилиндра (при $\rho = 0$) значения σ_ρ и σ_α совпадают;
- на поверхности цилиндра (при $\rho = R$) радиальные напряжения σ_ρ равны нулю.

В результате получаем выражения главных напряжений уравнения (3) в цилиндрических координатах:

$$\begin{aligned} \sigma_\rho &= \frac{\beta E}{1-\nu} (t_0 - t_c) \sum_{i=1}^{\infty} M_i \left[J_1(\mu_i) - \frac{R}{\rho} J_1\left(\frac{\mu_i}{R} \rho\right) \right]; \\ \sigma_\alpha &= \frac{\beta E}{1-\nu} (t_0 - t_c) \sum_{i=1}^{\infty} M_i \left[J_1(\mu_i) + \frac{R}{\rho} J_1\left(\frac{\mu_i}{R} \rho\right) - \mu_i J_0\left(\frac{\mu_i}{R} \rho\right) \right]; \\ \sigma_z &= \frac{\beta E}{1-\nu} (t_0 - t_c) \sum_{i=1}^{\infty} M_i \left[2\nu J_1(\mu_i) - \mu_i J_0\left(\frac{\mu_i}{R} \rho\right) \right]; \\ M_i &= \frac{A_i}{\mu_i} e^{-\mu_i^2 Fo} = \frac{2J_1(\mu_i)}{\mu_i^2 [J_0^2(\mu_i) + J_1^2(\mu_i)]} e^{-\mu_i^2 Fo}. \end{aligned}$$

В локальном декартовом базисе, соосном в каждой точке сечения заготовки с глобальной декартовой системой координат X, Y, Z , термические нормальные $\sigma_{11}^T, \sigma_{22}^T, \sigma_{33}^T$ и единственное касательное σ_{12}^T напряжения выражаются через компоненты тензора напряжений в базисе цилиндрических координат и принимают следующий вид:

$$\begin{aligned} \sigma_{11}^T &= \frac{\beta E}{1-\nu} (t_0 - t_c) \sum_{i=1}^{\infty} M_i \left[J_1(\mu_i) - \frac{1}{\xi} J_1(\mu_i \xi) \cos 2\alpha - \right. \\ &\quad \left. - \mu_i J_0(\mu_i \xi) \sin^2 \alpha \right]; \\ \sigma_{22}^T &= \frac{\beta E}{1-\nu} (t_0 - t_c) \sum_{i=1}^{\infty} M_i \left[J_1(\mu_i) + \frac{1}{\xi} J_1(\mu_i \xi) \cos 2\alpha - \right. \end{aligned}$$

Заметим, что вышеуказанные компоненты тензорного поля зависят от полярных координат сечения заготовки. В силу осевой симметрии заготовки такое представление более удобно для анализа. Однако для построения графиков с использованием математического пакета Maple компоненты выражений (5) необходимо выразить в глобальных декартовых координатах.

Исходя из принципа сложения действия напряжений нагрузки и термических напряжений, получаем поле тензора суммарных напряжений

$$\begin{aligned} \Sigma(\rho, \alpha) &= \begin{pmatrix} \sigma_{11}^H + \sigma_{11}^T & \sigma_{12}^H + \sigma_{12}^T & 0 \\ \sigma_{12}^H + \sigma_{12}^T & \sigma_{22}^H + \sigma_{22}^T & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33}^H + \sigma_{33}^T \end{pmatrix} = \\ &= \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33} \end{pmatrix}. \end{aligned}$$

Рассмотрим интерпретацию полученных результатов. Участвующая в выражениях компонент тензора Σ величина P/R в задаче плоской деформации имеет размерность напряжения, так как P – усилие, действующее на единицу длины линии контакта вдоль заготовки. В расчетах материал заготовки принимается упругим. В настоящей работе рассматривается момент перехода материала в состояние пластического течения. Как и в работе [4], примем величину P/R за интенсивность упругих напряжений при одноосном растяжении материала заготовки. Определим предельное значение интенсивности упругих одноосных напряжений $\sigma_{пред} = P/R = E\varepsilon_{пред}$ и отождествим предельную интенсивность упругих одноосных деформаций $\varepsilon_{уп}$ с техническим пределом текучести $\varepsilon_{0,2} = 0,002$. Это же ограничение определяет переход материала в пластическое состояние в случае поля объемного тензора напряжений:

$$\sigma_i^H = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{(\sigma_{11}^H - \sigma_{22}^H)^2 + 4(\sigma_{12}^H)^2} = \sigma_{пред}.$$

Оценка значения модуля упругости E поверхностного слоя заготовки при протяжке остывающей заготовки после ее биллетировки требует конкретизации исследуемого процесса.

Выберем оптимальный для вырезного бойка угол $\gamma = 60^\circ$. Обрабатывается 7-т слиток из стали марки 40ХН с радиусом среднего сечения $R = 0,35$ м, выне-

сенный из печи с начальной температурой $t_0 = 1180\text{ }^\circ\text{C}$ в воздушную среду с температурой $t_c = 30\text{ }^\circ\text{C}$, нижняя граница допустимых ковочных температур $880\text{ }^\circ\text{C}$. В интервале температур $880 - 1180\text{ }^\circ\text{C}$ материал заготовки имеет следующие свойства: $\alpha = 100\text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$; $\lambda = 35\text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$; $a = 6,88 \cdot 10^{-6}\text{ м}^2/\text{с}$; $\beta = 14 \cdot 10^{-6}\text{ 1}/\text{К}$; $\nu = 0,32$ [7, 8]. Для рассчитанного числа $Bi = 1,00$ получены первые восемь собственных чисел μ_i : 1,2558; 4,0795; 7,1558; 10,2710; 13,3984; 16,5312; 19,6667; 22,40 и, соответственно, коэффициентов A_i : 1,2071; -0,2901; 0,1289; -0,0756; 0,0509; -0,0372; 0,0287; -0,0230.

На рис. 2, а представлено распределение температуры заготовки по ее сечению через 20 мин после выноса из печи. На рис. 2, б показаны зависимости температуры оси слитка (верхняя кривая) и его поверхности (нижняя кривая) от времени при охлаждении слитка на воздухе, полученные из формулы (2). Видим, что нижняя ($880\text{ }^\circ\text{C}$) граница ковочных температур на поверхности заготовки достигается через 20 мин после выноса из печи, наибольший перепад температур между осью и поверхностью заготовки наблюдается спустя 50 мин после выноса из печи, что соответствует температуре $725\text{ }^\circ\text{C}$.

Определившись с температурами процесса охлаждения, используя справочные данные [9], оценим модуль упругости стали марки 40ХН при температуре $880\text{ }^\circ\text{C}$: $E = 90\text{ ГПа}$. Отсюда значения параметра $P/(\pi R)$ в момент перехода материала заготовки в пластическое состояние без изменения формы ее поперечного сечения следующее: $P/(\pi R) = (1/\pi)E_{\text{уп}} = (1/\pi) \cdot 90 \cdot 10^9 \cdot 2 \cdot 10^{-3} = 57,32\text{ МПа}$ и предела текучести материала $\sigma_{\text{пред}} = 180\text{ МПа}$.

На рис. 3, а – в показаны распределения компонент тензора напряжений нагрузки из уравнения (1) по сечению упругой заготовки. Надо отметить большие

градиенты сжимающих напряжений в местах контакта заготовки с бойками. Рис. 4, а – в демонстрирует симметрию температурных напряжений из выражения (5) в сечении заготовки. Следует обратить внимание на большие значения растягивающих нормальных напряжений $\sigma_{11}^T, \sigma_{22}^T$ в приповерхностных слоях заготовки. Однако принимать во внимание надо интенсивности напряжений нагрузки σ_i^T , термических напряжений σ_i^H и полных напряжений $\sigma_i = \sigma_i^H + \sigma_i^T$, поскольку их предельные значения выделяют зоны сечения, находящиеся в пластическом состоянии в момент начала изменения формы сечения. Рис. 5, а, б показывает превышения графиков интенсивностей напряжений над уровнем предела текучести (окрашенные области), выделяются зоны, в которых может начаться пластическое течение. Конечно, для упруго-идеальнопластического материала заготовки интенсивность пластических напряжений в пластических зонах должна быть постоянной.

Температурные напряжения в приповерхностных слоях массивной заготовки выводят их интенсивность за пределы текучести, что заметно облегчает процесс протяжки. Если представить компоненты тензора термических напряжений в цилиндрических координатах, то можно констатировать, что большие растягивающие окружные термические напряжения σ_α в приповерхностных слоях заготовки выводят интенсивность напряжений за предел текучести материала.

Выводы. Поставлена и решена задача моделирования зоны пластического течения в начальной стадии протяжки цилиндрической заготовки в кузнечном прессе с комбинированными бойками. Получено поле интенсивности напряжений для тензора суммарных упругих напряжений (нагрузки и термических). Зона пластического течения определяется ограничением интенсивности упругих напряжений значением преде-

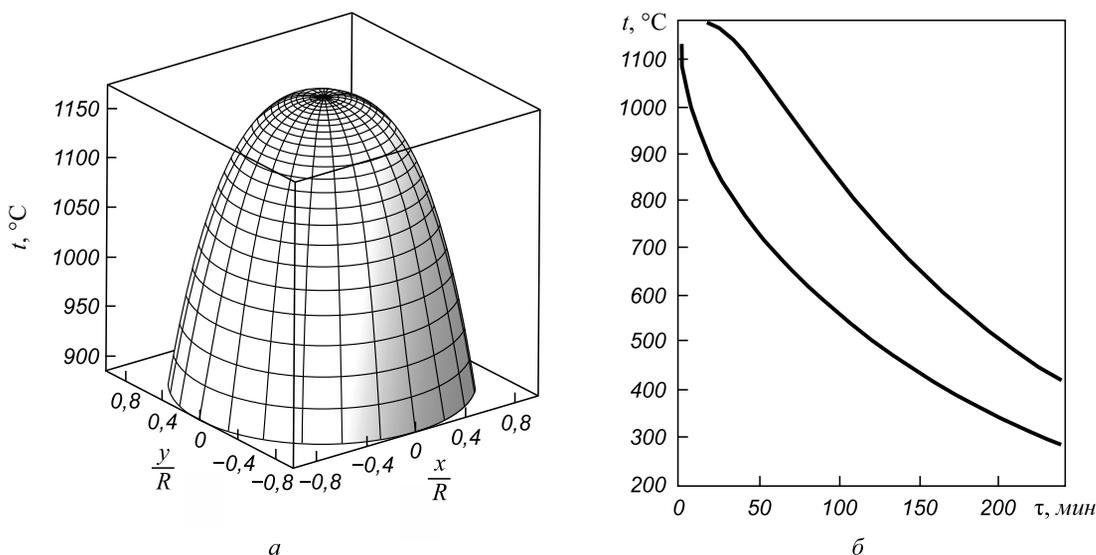
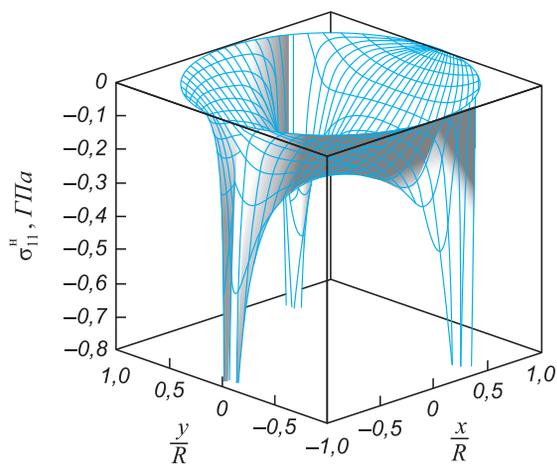
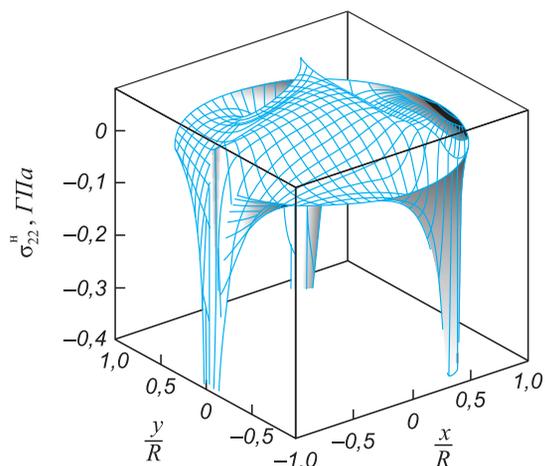


Рис. 2. Распределения температур в заготовке в процессе ее обработки

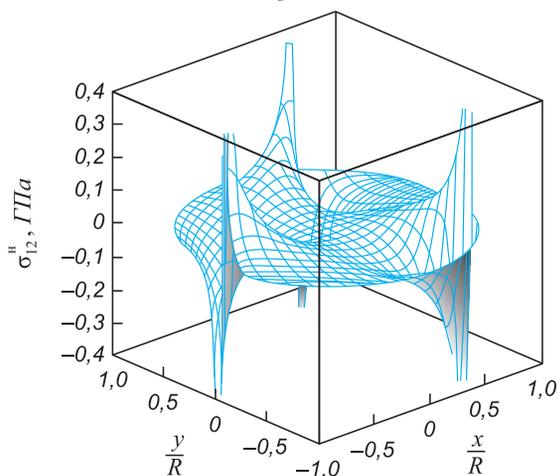
Fig. 2. Temperature distributions in a workpiece during its treatment



a



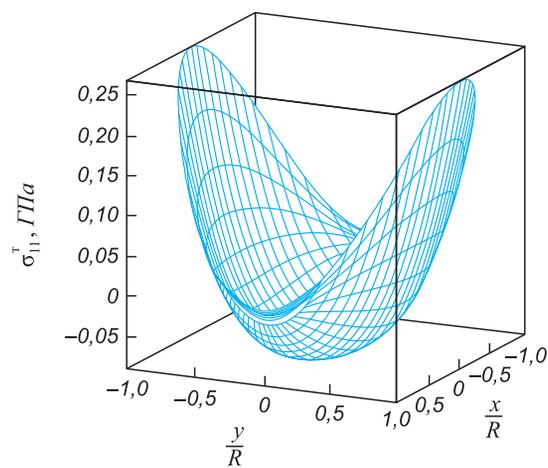
б



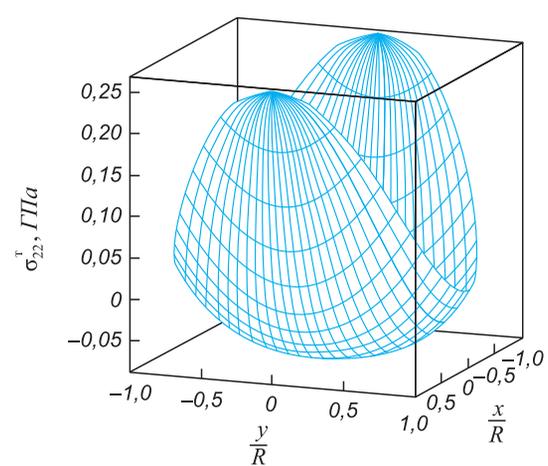
в

Рис. 3. Распределения компонент тензора упругих напряжений нагрузки σ_{11}^H (a), σ_{22}^H (б), σ_{12}^H (в) по сечению заготовки при температуре ее поверхности 880 °С

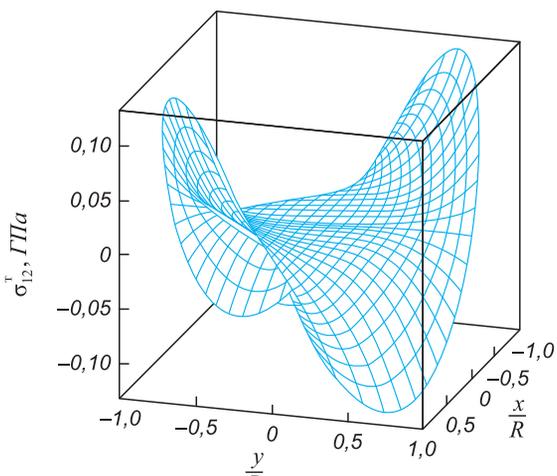
Fig. 3. Distributions of tensor components of elastic load stresses σ_{11}^H (a), σ_{22}^H (б), σ_{12}^H (в) along the cross-section of a workpiece at its surface temperature of 880 °С



a



б



в

Рис. 4. Распределение компонент тензора термических упругих напряжений σ_{11}^T (a), σ_{22}^T (б), σ_{12}^T (в) по сечению заготовки через 20 мин после выноса ее из печи

Fig. 4. Distribution of tensor components of thermal elastic stresses σ_{11}^T (a), σ_{22}^T (б), σ_{12}^T (в) along the cross-section of a workpiece in 20 minutes after its removal from the furnace

ла текучести материала. Показано, что растягивающие окружающие термические напряжения вовлекают в зону пластического течения приповерхностный слой заго-

товки, что уменьшает усилияковки по сравнению с их значениями, рассчитанными без учета термических напряжений.

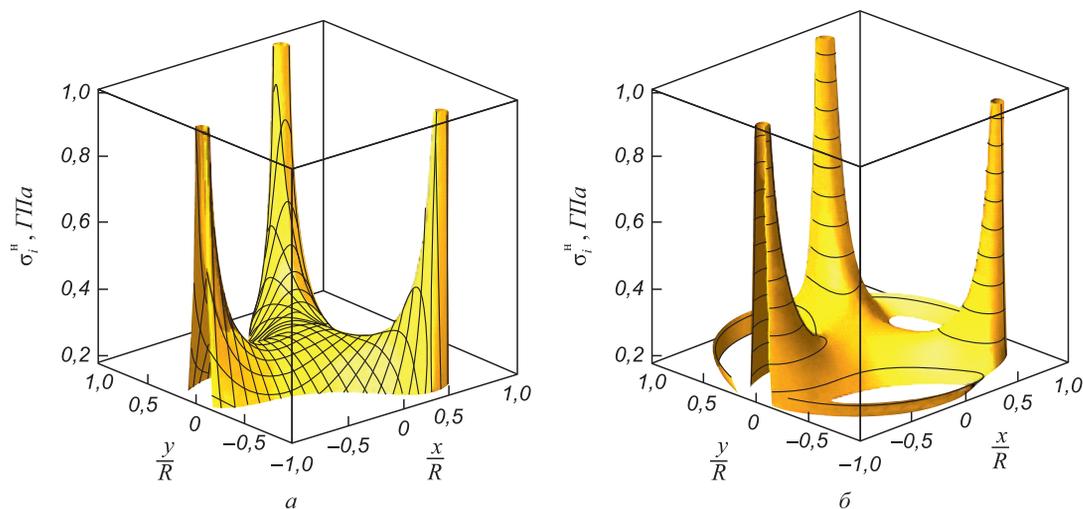


Рис. 5. Графики интенсивностей напряжений, значения которых превышают горячий предел текучести материала заготовки (окрашенные поверхности):

a – интенсивность σ_i^H напряжений нагрузки; *б* – интенсивность σ_i полных (суммарных) напряжений

Fig. 5. Graphs of stress intensities, which values exceed the hot yield point of a workpiece material (colored surfaces):

a – intensity σ_i^H of load stresses; *b* – intensity σ_i of complete (total) stresses

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Banaszek G., Steffanik A. Theoretical end laboratory modeling of the metallurgical defects during forming of a forging // Journal of Materials Processing Technology. 2006. № 177. pp. 238 – 242.
- Kun Chen, Yitao Yang, Guangjie Shao, Kejia Liu. Strain function analysis method for void closure in the forging process of the large-sized steel ingot // Computational Materials Science. 2012. № 51. pp. 72 – 77.
- Алиев И.С., Жбанков Я.Г., Таган Л.В. Моделирование кузнечной протяжки в комбинированных бойках несимметричной формы // Вісник НТУУ «КПІ». Серія Машинобудування. 2013. № 3 (69). С. 77 – 83.
- Базайкин В.И., Темлянцеv М.В., Бобров Б.Ю. Напряжения начала протяжки цилиндрической заготовки при горячей ковке в комбинированных бойках // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 2. С. 100 – 105.
- Демидов С.П. Теория упругости. – М.: Высшая школа, 1979. – 432 с.
- Кошляков Н.С., Глинер Э.Б., Смирнов М.М. Уравнения в частных производных математической физики: учебное пособие. – М.: Высшая школа, 1970. – 707 с.
- Марочник сталей и сплавов / Под ред. А.С. Зубченко. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
- Теплофизические и механические свойства сталей. Электронный ресурс: <http://sak.ru/reference/material/steel/steel1-2.html> (Дата обращения: 10.08.2014).
- Зависимость модуля упругости твердого тела от температуры. Электронный ресурс: <http://www.effects.ru/science/78/index.htm> (Дата обращения: 17.09.2014).

Поступила 16 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 4, pp. 241–247.

INFLUENCE OF THERMAL STRESSES ON THE FORMATION OF THE PLASTIC FLOW ZONE IN THE BEGINNING OF HOT FORGING OF CYLINDRICAL WORKPIECE

Bazaikin V.I., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of advanced mathematics

Temlyantsev M.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice President for Research and innovations (ucheb.otdel@sibsiu.ru)

Bazaikina O.L., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of advanced mathematics

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

Abstract. The article presents the solution of the problem of plastic flow modeling in the initial stage of hot drawing of a cylindrical workpiece in a forging press with combined strikers. The intensity stress field for the tensor of total elastic stresses (load and thermal ones) has been received. The stress load has solved the problem of plane deformation for a workpiece of a circular cross section to which three lumped linear

efforts were attached. The zone of a plastic flow was determined by the value of the yield strength of the material as a limitation of the elastic stress intensity. It has been shown that the tensile thermal stresses involve a near-surface layer of the workpiece into a zone of a plastic flow; that facilitates the process of forging. The numerical example of the formation of stress loads and thermal stresses during drawing after roughing-up of 7-ton ingot of 40KhN steel with the radius of average cross-section $R = 0.35$ m; its bottom (880 °C) boundary of the admissible forging temperatures was reached in 20 minutes after removal from the furnace with a temperature of 1180 °C has been considered. The graphs of the component distribution of the tensor of stress loads and thermal stresses have been introduced, as well as the respective intensities of stresses in the cross-section of the workpiece.

Keywords: forging, combined anvil blocks, steel, cylindrical steel procurement, the tensor of elastic stresses, loadings stresses, temperature stresses, the beginning of a plastic flow, graphs of stresses, flow domain in cross-section of the billet.

REFERENCES

1. Banaszek G., Steffanik A. Theoretical and laboratory modeling of the metallurgical defects during forming of a forging. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006, no. 177, pp. 238–242.
2. Kun Chen, Yitao Yang, Guangjie Shao, Kejia Liu. Strain function analysis method for void closure in the forging process of the large-sized steel ingot. *Computational Materials Science*. 2012, no. 51, pp. 72–77.
3. Aliev I.S., Zhabankov Ya.G., Tagan L.V. Modelling of forging drawing in combined strikers of an asymmetric form. *Visnik NTUU «KPI». Seriya Mashinobuduvannya*. 2013, no. 3 (69), pp. 77–83. (In Russ.).
4. Bazaikin V.I., Temlyantsev M.V., Bobrov B.Yu. Stresses of the beginning of drawing of a cylindrical workpiece at hot forging in combined strikers. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2015, no. 2, pp. . (In Russ.).
5. Demidov S.P. *Teoriya uprugosti* [Theory of elasticity]. Moscow: Vysshaya shkola, 1979. 432 p. (In Russ.).
6. Koshlyakov N.S., Gliner E.B., Smirnov M.M. *Uravneniya v chastnykh proizvodnykh matematicheskoi fiziki: uchebnoe posobie* [Equations in partial derivatives of mathematical physics: tutorial]. Moscow: Vysshaya shkola, 1970. 707 p. (In Russ.).
7. *Marochnik staley i splavov: monografiya* [Grade guide of steels and alloys: monograph]. Zubchenko A.S. ed. Moscow: Mashinostroyeniye, 2003. 784 p. (In Russ.).
8. *Teplofizicheskie i mekhanicheskie svoystva staley* [Thermophysical and mechanical properties of steels]. Available at: <http://sak.ru/reference/material/steel/steel1–2.html> (Accessed: 10.08.2014). (In Russ.).
9. *Zavisimost' modulya uprugosti tverdogo tela ot temperatury* [Dependence of elastic modulus of solids on temperature]. Available at: <http://www.effects.ru/science/78/index.htm> (Accessed: 17.09.2014). (In Russ.).

Acknowledgements. The work was partially supported by the grant of RFBR (project no. 14-08-00686a).

Received December 16, 2014

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОШЛАКОВЫХ НАСТЫЛЕЙ НА ДВУХЪЯРУСНЫХ КИСЛОРОДНЫХ ФУРМАХ ПРИ ПРОДУВКЕ КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЫ*

Протопопов Е.В.¹, д.т.н., профессор, ректор

*Чернятевич А.Г.², д.т.н., профессор, заведующий отделом
физико-технических проблем металлургии стали*

Фейлер С.В.¹, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов (feyler@rdtc.ru)

*Вакульчук В.В.², младший научный сотрудник отдела
физико-технических проблем металлургии стали*

Сокол А.Н., к.т.н., старший преподаватель кафедры прикладной математики

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

² Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины
(49050, Украина, г. Днепропетровск, Площадь Академика Стародубова, 1)

³ Днепропетровский государственный технический университет
(51918, Украина, Днепропетровская обл., г. Днепропетровск, ул. Днепропетровская, 2)

Аннотация. Рассмотрены технологические варианты конвертерной плавки при использовании двухъярусных фурм различной конструкции. Освещены особенности формирования металлошлаковых настывлей на стволе двухъярусных кислородных фурм при верхней продувке ванны 160-т конвертеров в зависимости от хода продувки с различным уровнем образования вспененной шлакометаллической эмульсии в рабочем пространстве агрегата. Предложена сопряженная трехмерная математическая модель гидродинамических и массопереносных процессов в шлаковой и металлической фазах конвертера, которая может быть использована для изучения закономерностей циркуляционных процессов в полости конвертера при разных положениях двухъярусной фурмы, количестве сопел в нижнем и верхнем ярусах, углах наклона сопел, расходах кислорода через сопла и прочих технологических параметрах. Выполнено численное моделирование продувки металла в 160-т конвертере с использованием двухъярусной фурмы с 5-ю соплами Лаваля в нижнем наконечнике и 8-ю соплами в верхнем яруду. Полученные данные позволяют составить представление о характере движения металлической и газошлаковой фаз в конвертере.

Ключевые слова: конвертер, верхняя кислородная продувка, двухъярусная фурма, гидрогазодинамика ванны, математическая модель.

Постановка проблемы. В бывшем СССР к значительным достижениям при совершенствовании технологии кислородно-конвертерного процесса можно отнести применение для верхней продувки в глухондных агрегатах двухъярусных кислородных фурм [1, 2]. По замыслу разработчиков преследовалась прежде всего основная цель – улучшение теплового баланса плавки посредством дожигания монооксида углерода до его диоксида в рабочем пространстве конвертера и повышения тем самым доли перерабатываемого металлического лома.

В известных конструкциях двухъярусных фурм [1 – 4, 5] нижний ярус сопел Лаваля (3 – 5 штук) с углом наклона к вертикали фурмы 10 – 20° располагается в литом, цельноточенном или сварном наконечнике, а верхний ярус цилиндрических сопел в количестве 4 – 12 штук размещается под углом 25 – 45° в цельноточенном блоке. При этом расстояние между ярусами сопел изменяется в пределах 0,5 – 2,5 м.

В данных вариантах интенсивность подачи кислорода через дополнительные сопла верхнего яруса обычно колеблется в пределах 3 – 30 % от общей [1 – 4]. При верхнем пределе расхода кислорода обеспечивается интенсивное дожигание отходящих газов с повышением температуры и окисленности шлаковой фазы, что сопровождается ускоренным износом футеровки конической части конвертера [1, 2]. По этой причине применение двухъярусных фурм для продувки конвертерной ванны в данных режимах не получило широкого распространения. В то же время нижний предел 3 – 5 % расхода кислорода через верхний ярус сопел является характерным для современных условий работы глухондных конвертеров с двухъярусными фурмами [3, 6]. Такой вариант технологии предусматривает продувку конвертерной ванны с формированием конечного шлака с повышенным до 8 – 12 % содержанием оксида магния и последующую раздувку шлака азотными струями с целью нанесения шлакового гарнисажа на футеровку агрегата для продления рабочей кампании последнего. Благодаря ошлакованию футеровки конвертеров и ор-

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

ганизации в ходе продувки дожигания CO до CO₂ без воздействия факелов дожигания на футеровку [3] удалось значительно уменьшить образование металлошлаковых настывлей на стволе фурмы и горловине конвертеров с достижением стойкости футеровки в пределах 20 – 30 тыс. плавов [6].

В то же время при использовании технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку агрегата существенно осложнились условия эксплуатации многосопловой кислородной фурмы, самого конвертера и котла-утилизатора системы газоочистки. Как правило, в таких условиях формирование более вязких неспененных шлаков приводит к интенсивному выносу из пределов реакционной зоны мелких капель металла и шлака с образованием настывлей на стволе фурмы, горловине конвертера и экранных поверхностях камина. При этом удаление металлошлаковых настывлей является трудоемкой операцией, сопряженной со снижением стойкости оборудования и потерей производительности агрегатов.

В условиях, когда продувка конвертерной ванны сопровождается значительным выносом капель металла и шлака из зоны продувки, предотвратить интенсивное заметалливание ствола фурмы и горловины конвертера возможно при использовании специальных конструкций двухъярусных фурм [3, 6, 7], обеспечивающих создание над реакционной зоной своеобразной газовой завесы из дополнительного дозвукового кислородного дутья, преграждающего попадание на ствол фурмы и горловину конвертера капель, выносимых во встречном потоке отходящих газов. При этом важно при наличии вспененного шлака в полости конвертера обеспечить предотвращение выбросов и оптимальное дожигание отходящих газов с минимизацией локального воздействия высокотемпературных факелов дожигания на футеровку.

К сожалению, на сегодняшний день нет достоверных сведений относительно механизма формирования металлошлаковых настывлей на стволе двухъярусных кислородных фурм, отсутствие которых в ходе продувки будет дополнительно свидетельствовать в пользу предлагаемой технологии продувки конвертерной ванны с предотвращением заметалливания технологического оборудования. Отсутствие такой информации не позволяет осознанно оптимизировать конструкции двухъярусных фурм и технологию продувки конвертерной ванны с их использованием, а также проводить численное моделирование для определения рационального дутьевого режима плавки в отличие от дорогостоящих производственных экспериментов.

В этой связи целью настоящей работы является установление особенностей формирования металлошлаковых настывлей на стволе двухъярусных кислородных фурм различных конструкций при верхней продувке ванны 160-т конвертеров при наличии различного уровня вспененной шлакометаллической эмульсии в полости агрегата. Не менее значительной задачей можно

считать вопросы развития существующих квазитрехмерной и трехмерной [8, 9] математических моделей в направлении обеспечения возможности моделировать продувку с использованием двухъярусной фурмы при различных параметрах расхода кислорода через ярусы сопел, угла их наклона, высоты фурмы над уровнем ванны и расстояния между ярусами сопел.

Основные результаты промышленных исследований. Для устранения известных недостатков технологии с верхней продувкой конвертерной ванны посчитали целесообразным с учетом ранее приобретенного опыта [10, 11, 5] продолжить разработки по созданию оптимальной конструкции двухъярусной кислородной фурмы, обеспечивающей улучшение теплового баланса плавки и предотвращение заметалливания технологического оборудования.

В ходе опытно-промышленных кампаний плавов на 160-т конвертерах [12, 13, 5] выполнен анализ, разработаны и исследованы конструкции двухъярусных фурм с так называемым разделенным кислородным потоком (см. таблицу и рис. 1).

В предлагаемом варианте конструкции (рис. 1) кислород с общим расходом 390 – 460 м³/мин поступает по внутренней трубе к распределителю. При этом дополнительный кислород подается через 8 или 12 цилиндрических сопел верхнего блока, что приводит к формированию своеобразной газовой завесы из дозвуковых кислородных струй на пути встречного потока отходящих конвертерных газов, несущего во взвешенном состоянии мелкодисперсную пыль, капли металла и шлака.

Тем самым снижается интенсивность покрытия металлошлаковыми настывлями ствола фурмы и горловины конвертера. Дожигание монооксида углерода отходящих газов в этом случае происходит без высокотемпературного локального воздействия образующихся факелов дожигания на футеровку верхней части конвертера. Основной поток кислорода по внутренней трубе направляется к нижнему 4-х, 5-ти или 6-ти сопловому наконечнику, который обеспечивает формирование сверхзвуковых кислородных струй и продувку с глубоким проникновением дутья в расплав при рабочей высоте фурмы, интенсивное перемешивание и обезуглероживание ванны.

В результате проведенных исследований [12, 13, 5] установлено:

- при продувке ванны 160-т конвертеров кислородом с расходом 380 – 400 м³/мин и выбранных режимах изменения начальной (2,7 – 2,0 м) и рабочей (1,4 – 1,1 м) высоты двухъярусных фурм над уровнем металлической ванны на протяжении преобладающего времени операции обеспечивалось нахождение уровня вспененного шлака вблизи горловины конвертера, продувка протекала спокойно без возникновения значительных выбросов шлакометаллической взве-

Конструктивные и технологические параметры исследованных конструкций двухъярусных фурм для продувки конвертерной ванны

Параметры	Показатели конструкций фурм				
	АрселорМиттал Кривой Рог (Украина)	Енакиевский металлургический завод (Украина)	ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» (Россия)		
I. Нижний ярус сопел Лавалья (л) и цилиндрических (ц)					
Количество сопел в наконечнике, шт.	4л	5л	6 (5л + 1ц)	6 (5л + 1ц)	4 – 5л
Диаметр сопла Лавалья, мм:					
– критического сечения	35	32	32	32	35
– входного сечения	38	36	38	38	46
– выходного сечения	44	39	38	38	46
– цилиндрического сопла	–	–	20	20	–
Длина, мм:					
– докритической части	18	15	15	15	17,5
– закритической части	57	64	65	65	79
Угол наклона к вертикали, градус	15	20	20л/0ц	20л/0ц	15 – 20
Расход кислорода, м ³ /мин	350 – 360	360 – 380	380 – 425	380 – 420	360 – 380
II. Верхний ярус цилиндрических сопел (ц)					
Количество сопел, шт.	12	12	8	8	6
Диаметр сопла, мм	7	7	6,5	9	9
Угол наклона к вертикали, градус	30	30	30	45	30
Расход кислорода, м ³ /мин	27 – 32	27 – 32	20 – 23	25 – 35	64 – 86
Расстояние сопел верхнего яруса от торца фурмы, м	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5

си из агрегата при отсутствии промежуточного скачивания шлака; принятый режим присадок шлакообразующих материалов обеспечивал по окончании продувки содержание в конечном шлаке 3,9 – 4,5 % MgO, который после выпуска из конвертера железоуглеродистого полупродукта (0,07 – 0,10 % C) подвергался раздувке азотно-порошковыми (сырой доломит) струями с целью нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера [14];

- по окончании продувки на наружной трубе (диаметр 273×8 мм) двухъярусной фурмы выше верхнего соплового блока наблюдалось образование шлаковой настыви, которая обычно самопроизвольно разрушалась к следующей плавке в результате подъема и опускания фурмы (рис. 2, б); под верхним 12-ти сопловым блоком в зоне истечения дополнительных кислородных струй ствол фурмы (диаметр трубы 219×8 мм) на участке 0,5 – 1,5 м всегда был чистым от настывей (рис. 2, а – з), в то же время над наконечником на стволе фурмы зафиксировано формирование металлошлаковой настыви в зависимости от условий, определяющих ход шлакообразования и формирование вспененной шлакометаллической эмульсии, или «сворачивание» шлака с возникновением интенсивных выносов соответственно;
- применение 5-ти сопловой нижней головки положительно отражается на ходе продувки с точ-

ки зрения ускорения шлакообразования, так как обеспечивается более «мягкий» характер воздействия кислородных струй на ванну на большей по размеру площади из-за увеличения угла наклона 5-ти сопел к вертикали фурмы ($\alpha = 20^\circ$) в сравнении с 4-х сопловым наконечником ($\alpha = 15^\circ$); использование двухъярусной фурмы с 5-ти сопловым наконечником также обеспечивает снижение настывлеобразования на стволе фурмы (рис. 2, з), в то же время для предотвращения возникновения выбросов в ходе продувки, а также снижения окисленности металла и шлака на окончательной стадии операции приходится работать при более низком рабочем положении фурмы, что отрицательно сказывается на стойкости наконечников.

Опытно-промышленное опробование двухъярусных фурм, применяемых как для продувки конвертерной ванны, так и для раздувки конечного шлака с целью ошлакования футеровки, в условиях работы 160-т конвертеров ПАО «Енакиевский металлургический завод» [13] показало:

- при продувке ванны кислородом с расходом 400 – 460 м³/мин и расположением фурмы на начальной (2,5 – 2,0 м) и рабочей (1,3 – 1,1 м) высоте над уровнем металлической ванны, с присадкой извести, магниезильных материалов (ФМБУЖ) и угля (АМ) на протяжении 4 – 5 мин в полости конвертера формировалась вспененная

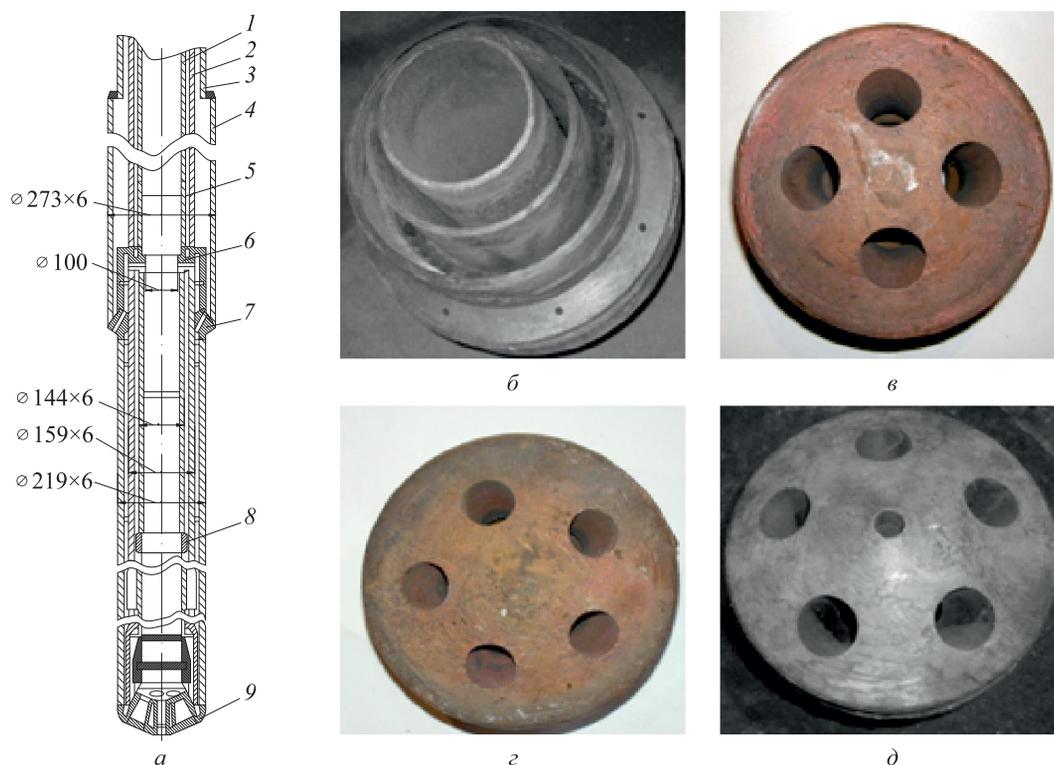


Рис. 1. Конструкция ствола двухъярусной фурмы (а), вид верхнего соплового блока (б) и нижних 4-х (с), 5-ти (д) и 6-ти (е) сопловых наконечников:

1, 2 и 3 – внутренняя, промежуточная и наружная трубы верхней части ствола фурмы соответственно; 4 – наружная труба средней части ствола фурмы; 5 – разъемный компенсатор; 6 – распределитель; 7 – верхний сопловый блок; 8 – металлошланговый компенсатор; 9 – нижний наконечник

Fig. 1. The trunk design of a two-level lance (a), the view of the upper nozzle block (b) and the bottom four- (c), five- (d) and six- (e) nozzle tips: 1, 2 and 3 – inner, intermediate and outer tubes of the upper part of the lance trunk respectively; 4 – the outer tube of the middle part of the lance trunk; 5 – split compensator; 6 – valve; 7 – the upper nozzle block; 8 – metal-hose compensator; 9 – the lower tip

- шлакометаллическая эмульсия с приближением ее уровня к горловине конвертера; в дальнейшем отмечался спокойный ход продувки без возникновения значительных выбросов и с отсутствием промежуточного скачивания шлака;
- принятый режим присадок обычной и доломитизированной извести, магнезиальных шлакообразующих материалов (ФМБУЖ) обеспечивает в ходе продувки формирование конечного конвертерного шлака, содержащего 7 – 9 % MgO, пригодного для нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера;
- по окончании продувки на стволе двухъярусной фурмы выше верхнего соплового блока наблюдалось образование шлаковой настыви, которая в преобладающем числе случаев также самопроизвольно разрушалась к следующей плавке; под верхним сопловым блоком в зоне истечения дополнительных кислородных струй ствол фурмы на участке 500 – 700 мм всегда был чистым от настывей, в то же время над головкой фурмы формировалась металлошлаковая настывь, размеры которой изменялись от плавки к плавке в зависимости от условий шлакообразования;

- нанесение шлакового гарнисажа на футеровку конвертера с использованием двухъярусной фурмы происходило без особых осложнений;
- в случае использования двухъярусной фурмы для охлаждения перегретых плавков путем продувки азотом с расходом 400 – 450 м³/мин как правило зафиксировалось покрытие имеющейся шлаковой настыви после раздувки шлака металлошлаковой, что не способствовало ее самопроизвольному разрушению и, очевидно, являлось результатом вынужденных случаев ремонтов фурмы;
- при применении варианта двухъярусной фурмы (угол наклона цилиндрических сопел верхнего яруса 30°) были зафиксированы случаи, когда шлаковая настывь в форме своеобразного «чулка» сползала по стволу наружной трубы (диаметр 273×8 мм) и перед началом продувки располагалась ниже уровня выходных сечений цилиндрических сопел верхнего яруса; в этом случае на начальном этапе продувки происходило отражение кислородных струй от внутренней поверхности настыви с направлением их на ствол фурмы и образованием своеобразных вымоин в траек-

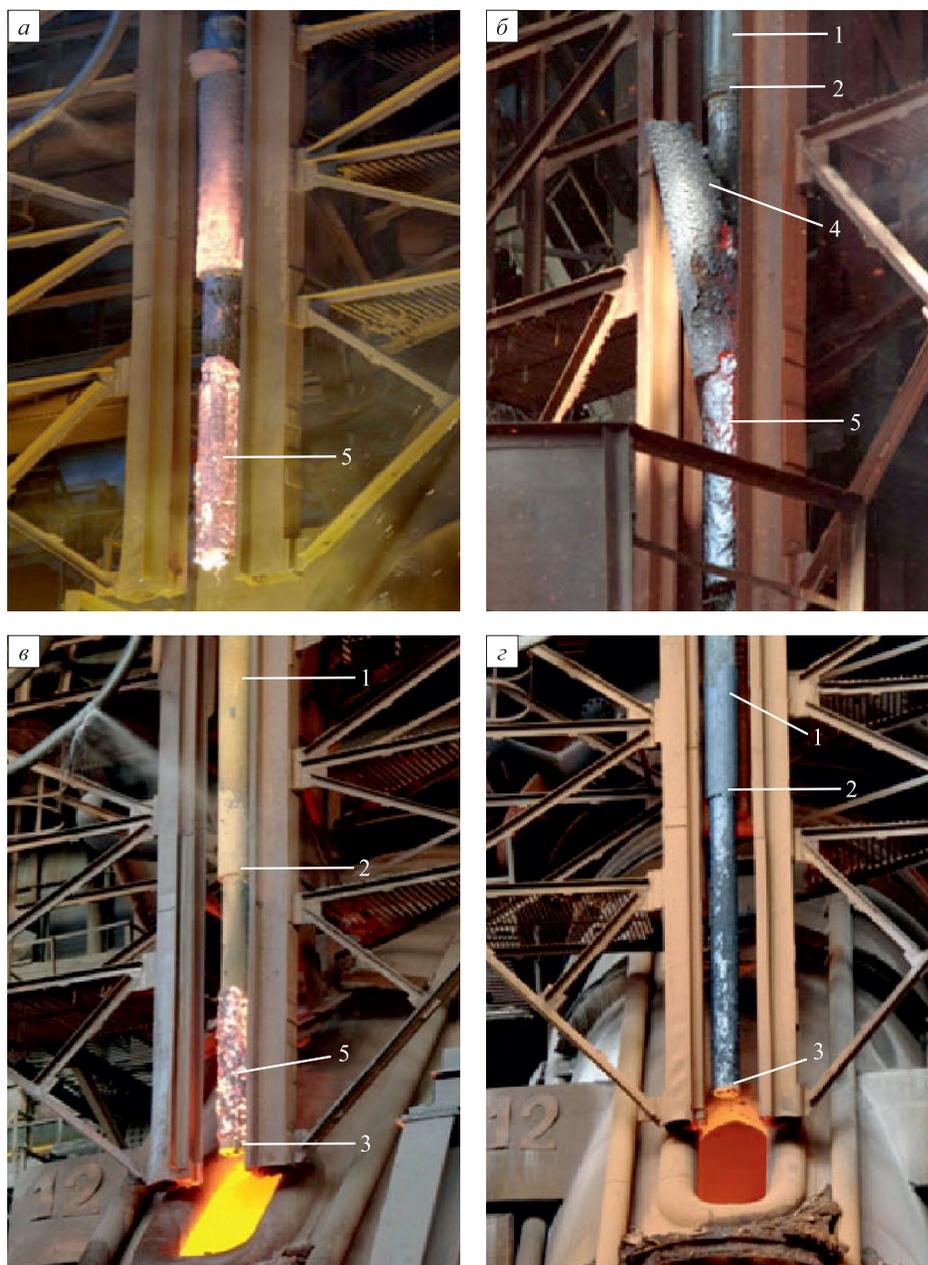


Рис. 2. Вид образующихся настывлей на стволе двухъярусной фурмы «АрселорМиттал Кривой Рог» с 4-х (а, в) и 5-ти сопловым (б, г) нижним наконечником:

1 – двухъярусная фурма; 2 – верхний сопловый блок; 3 – нижний наконечник; 4 – разрушающаяся шлаковая настывль; 5 – металлошлаковая настывль

Fig. 2. The view of the forming scull on the trunk of a two-level lance of «ArselorMittal Krivoi Rog» with four- (a, в) and five-nozzle (б, г) bottom tip:

1 – a two-level lance; 2 – the upper nozzle block; 3 – the lower tip; 4 – destroying slag scull; 5 – metal-slag scull

тории действия цилиндрических сопел (рис. 3); избежать образования вымоин на стволе фурмы под верхним сопловым блоком удалось путем увеличения угла наклона цилиндрических сопел блока к вертикали фурмы с 30 до 45° и повышения расхода дополнительного кислорода через них до 7 % от общего 400 – 460 м³/мин за счет увеличения диаметра сопел с 6,5 до 9 мм.

Основным результатом проведенных опытно-промышленных кампаний плавок следует считать уста-

новленный факт предотвращения интенсивного заметалливания ствола фурмы и горловины конвертера, что является существенным резервом в повышении производительности агрегатов и выходе жидкой стали за счет снижения настывлеобразования и простоев по причине удаления настывлей.

К недостаткам опробованных конструкций фурм следует отнести используемую систему компенсации температурных расширений с помощью металлошлангового компенсатора (рис. 1, позиция 8). Эта проблема

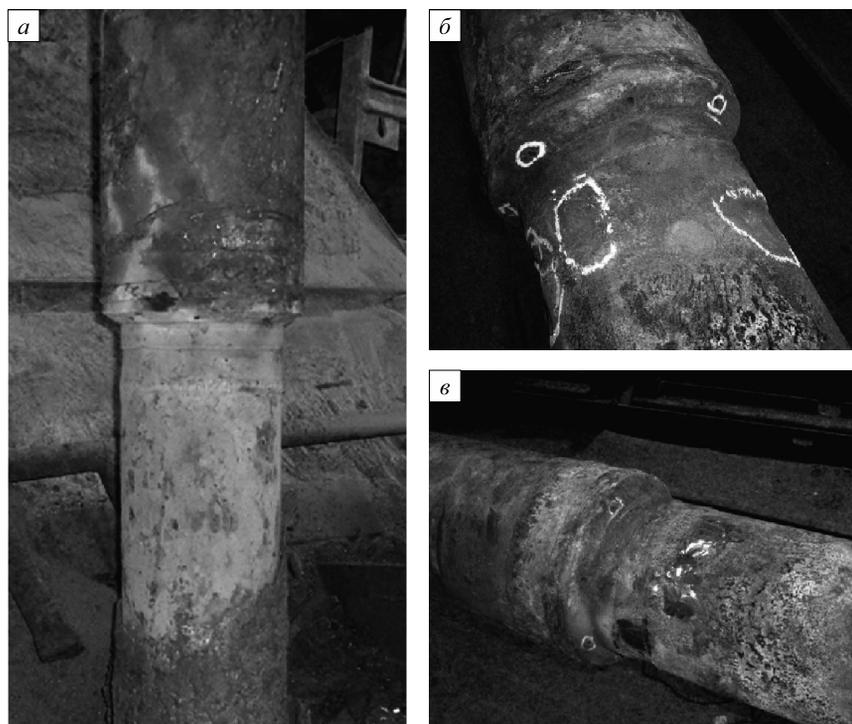


Рис. 3. Вид верхнего 8-ми соплового блока двухъярусной фурмы над фурменным окном (а) конвертера и с вымоинами на наружной трубе (б) и после ремонта (в) на фурменном участке

Fig. 3. The view of the upper eight- nozzle block of a two-level lance above the lance hole (a) of the convertor and with the gullies on the outside tube (б) and after the repair (в) of the lance section

решается без особых осложнений с переходом на современную систему компенсации в виде скользящих сальниковых уплотнений с резиновыми кольцами. Такое решение позволит существенно уменьшить объем работ по обслуживанию кислородных фурм и исключить использование дорогостоящих металлошланговых компенсаторов.

Важным представляется установленный факт, что при существующем состоянии газоотводящих трактов и газоочисток в конвертерных цехах с использованием двухъярусных фурм можно повысить на 160-т конвертерах интенсивность продувки до 500 м³/мин, так как подача дополнительного кислорода на дожигание отходящих газов сопровождается уменьшением объемного количества последних на единицу вдуваемого кислорода.

Вместе с тем необходимо отметить, что наибольший эффект, очевидно, будет достигнут при использовании конструкций двухъярусных фурм с двумя регулируемые потоками технологических газов, так как в этом случае появляются дополнительные управляющие воздействия на ход продувки в результате регулируемой подачи дополнительного кислорода и возможной замены последнего на азот в требуемые периоды операции [15].

Математическое моделирование. Существующие квазитрехмерная и трехмерные математические модели не позволяют моделировать продувку с помощью двухъярусной фурмы с неравномерным по высоте и углу расположением сопел. Этого недостатка лишена

представленная математическая модель сопряженных гидродинамических и массопереносных процессов в объеме металлургического конвертера.

В основу модели положены следующие исходные предположения:

A – в отношении геометрии расчетной области:

- форма реакционной зоны, которая образуется при взаимодействии струи одного сопла с металлом, имеет вид параболоида, следовательно, форма реакционной зоны от многосопловой фурмы несимметричная;
- уровень металла и шлака в конвертере, а также форма реакционной зоны не изменяются с течением времени;

B – в отношении гидродинамики среды:

- среда в целом полагается эффективно сжимаемой за счет наличия источников газовой фазы и ее ненулевой диффузионной скорости движения;
- поверхность шлака ровная, на ней отсутствуют волны и брызги;
- граница сопряжения металлической и газошлаковой зон является плоскостью и не меняется с течением времени;
- присутствуют внешние силовые воздействия в газошлаковой зоне (подъемная сила газа).

Сделанные допущения позволяют динамику движения многофазной среды описать следующей системой уравнений [16]:

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t} = -(\vec{V}\vec{\nabla})\vec{V} + v'\Delta\vec{V} - \vec{\nabla}\tilde{p} - \alpha\vec{g}; \quad (1)$$

$$\vec{\nabla}\vec{V} = \Phi; \quad (2)$$

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t} = -\vec{\nabla}(\alpha\vec{V}) + \Phi_\alpha, \quad (3)$$

где \vec{V} – барицентрическая скорость движения расплава стали или шлака; α – концентрация газовой фазы в объеме; \tilde{p} – динамическая составляющая давления, нормированная на плотность расплава; v' – эффективный коэффициент кинематической вязкости среды; $\Phi = \Phi_\alpha - \vec{\nabla}(\alpha\vec{W})$ – источник дивергенции поля скоростей; $\Phi_\alpha = \psi_\alpha - \alpha\zeta\rho_0\vec{g}\vec{V}_\alpha$ – эффективный объемный источник концентрации газовой фазы; ψ_α – объемный источник концентрации газовой фазы, отличный от нуля в зоне контакта вдуваемого кислорода с металлом (на границе реакционной зоны) и шлаком в зоне формирования барботажного режима в местах установки сопел верхнего ряда; $\vec{V}_\alpha = \vec{W} + \vec{V}$ – скорость движения газовой фазы; $\vec{W} = \vec{V}_\alpha - \vec{V}$ – диффузионная скорость движения газовой фазы; \vec{g} – вектор ускорения свободного падения.

Система уравнений (1) – (3) дополняется граничными условиями. На твердых границах для скоростей принимаются условия непротекания и частичного прилипания:

$$\vec{V}_\perp|_S = 0, \quad \vec{V}_\parallel|_S = 0,$$

где S – секущая плоскость.

На границе металлической и шлаковой фаз для скоростей принимаются условия непротекания и частичной передачи импульса:

$$\vec{V}_\perp|_S = 0, \quad \vec{V}_\parallel|_{S-\delta} = K_V \vec{V}_\parallel|_{S+\delta},$$

где K_V – коэффициент передачи импульса (в расчетах принимались значения от 0,2 до 1,0); δ – расчетный слой.

На оси симметрии конвертера для скоростей принимаются условия непротекания и свободного скольжения:

$$\vec{V}_\perp|_S = 0, \quad \vec{n}\vec{\nabla}\vec{V}_\parallel|_S = 0,$$

где \vec{n} – единичный вектор нормали к поверхности.

Применяя к системе уравнений (1) – (3) метод расщепления по физическим факторам для несолоноидального движения газожидкостных сред [17], получаем следующую схему расщепления:

$$I \quad \vec{V} = \vec{V}^n + \tau R(\vec{V}^n, \alpha^n); \quad (4)$$

$$\alpha^{n+1,0} = \alpha^n, \quad p^{m+1,0} = p^m, \quad \vec{V}^{n+1,0} = \vec{V}^n; \quad (5)$$

$$II \quad \alpha^{n+1,k+1} = \alpha^n + \tau \left[-\vec{\nabla}(\alpha^{n+1,k} \vec{V}^{n+1,k}) + \Phi(\vec{V}^{n+1,k}, \alpha^{n+1,k}) \right]; \quad (6)$$

$$p^{m+1,k+1} = p^{m+1,k} + \omega \left[\Delta p^{m+1,k} - \frac{\vec{\nabla}\vec{V} - \Phi(\vec{V}^{n+1,k}, \alpha^{n+1,k})}{\tau} \right]; \quad (7)$$

$$\vec{V}^{n+1,k+1} = \vec{V}^n - \tau \vec{\nabla} p^{m+1,k+1}, \quad (8)$$

где $R(\vec{V}, \alpha) = -(\vec{V}\vec{\nabla})\vec{V} - \vec{\nabla}p' + v_e\Delta\vec{V} - \alpha\vec{g}$; τ – шаг по времени; первый верхний индекс – номер временного слоя, второй верхний индекс – номер итерации; ω – эволюционный параметр, обеспечивающий сходимость эволюционного процесса.

Эффекты турбулентности описываются трехпараметрической алгебраической моделью, которая включает в себя изотропную составляющую эффективной вязкости, учитывает перенос вихрей вдоль потока и условия зарождения вихрей (модель Л. Прандтля):

$$v_e = v_0 + \frac{\Delta}{Re_\Delta} V + l^2 \left| \frac{\partial \vec{V}}{\partial y} \right|;$$

здесь v_0 – изотропная составляющая эффективной вязкости; Δ – характерный линейный размер ячейки расчетной сетки; Re_Δ – сеточное число Рейнольдса; V – модуль скорости в ячейке; \vec{V} – скорость в ячейке; l – длина перемешивания; y – расстояние, измеряемое перпендикулярно потоку.

Уравнения предложенной математической модели были записаны в цилиндрических координатах и аппроксимировались конечными разностями на шахматной сетке. Полученные алгебраические уравнения решались методом простой итерации. Расчетная область показана на рис. 4.

Разработанное для реализации представленной математической модели программное обеспечение позволило провести серию численных экспериментов с разными значениями определяющих параметров.

На рис. 5 представлены результаты расчетов по разработанной модели для случая продувки ванны 160-т конвертера с 5-ю соплами Лавалья в нижнем наконечнике, расположенными под углом 20° к вертикали, с расходом кислорода 380 м³/мин, и 8-ю цилиндрическими соплами в верхнем ряду, расположенными под углом 30° к вертикали, с расходом кислорода 30 и 50 м³/мин. Результаты представлены на половине осевого сечения конвертера с нанесенным разбиением на области (фурма, стенка, металлическая фаза, шлаковая фаза) и с градиентной заливкой, с помощью которой представлена концентрация газовой фазы. Стрелки указывают направление проекции на рассматриваемую плоскость барицентрической скорости движения среды. Радиус и высота на рис. 5 исчисляются в ячейках расчетной области.

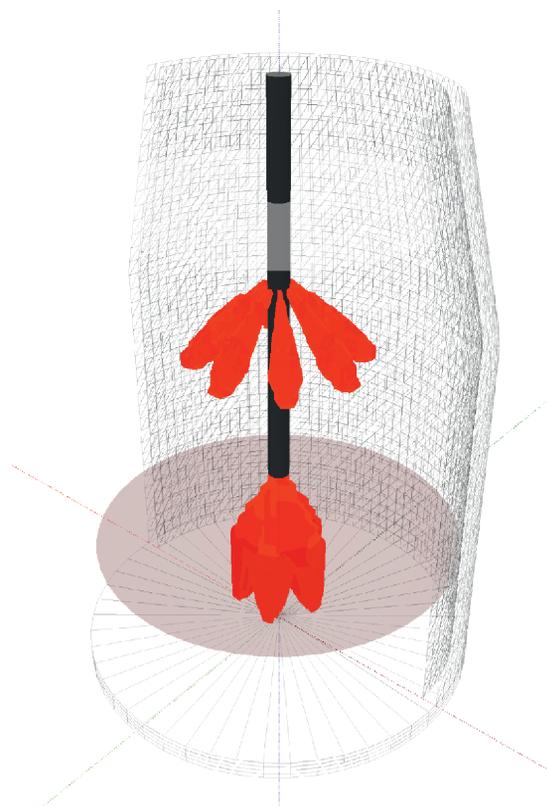


Рис. 4. Расчетная область с иллюстрацией расположения фурмы и газовых струй в полости конвертера

Fig. 4. Rated operating conditions with the example of the lance and gas jet dispositions in the cavity of the converter

Приведенные данные позволяют составить представление о характере движения как металлической, так и газошлаковой фаз в конвертере при продувке с использованием двухъярусной фурмы и свидетельствуют о качественной адекватности разработанной математической модели с учетом имеющихся в распоряжении авторов данных высокотемпературного моделирования гидрогазодинамических процессов в рабочем пространстве конвертера и производственных плавков. В дальнейшем с использованием имеющихся экспериментальных данных планируется обеспечение количественной адекватности разработанной модели путем уточнения соответствующих параметров модели, а также проведение с ее помощью численных исследований изучаемого процесса.

Выводы. Исследованы особенности формирования металлошлаковых настывлей на стволе предложенных конструкций двухъярусных фурм с разделенным кислородным потоком при верхней продувке ванны 160-т конвертеров. Установлен факт предотвращения интенсивного заметалливания ствола фурмы и горловины конвертера, что является существенным резервом в повышении производительности агрегатов и выхода жидкой стали за счет снижения настывлеобразования и простоев по причине удаления настывлей. Предложена математическая модель динамики многофазной среды в конвертере при продувке его через двухъярусную фурму, качественно правильно описывающая рассматриваемый процесс и позволяющая изучать закономерности циркуляционных потоков в газошлаковой

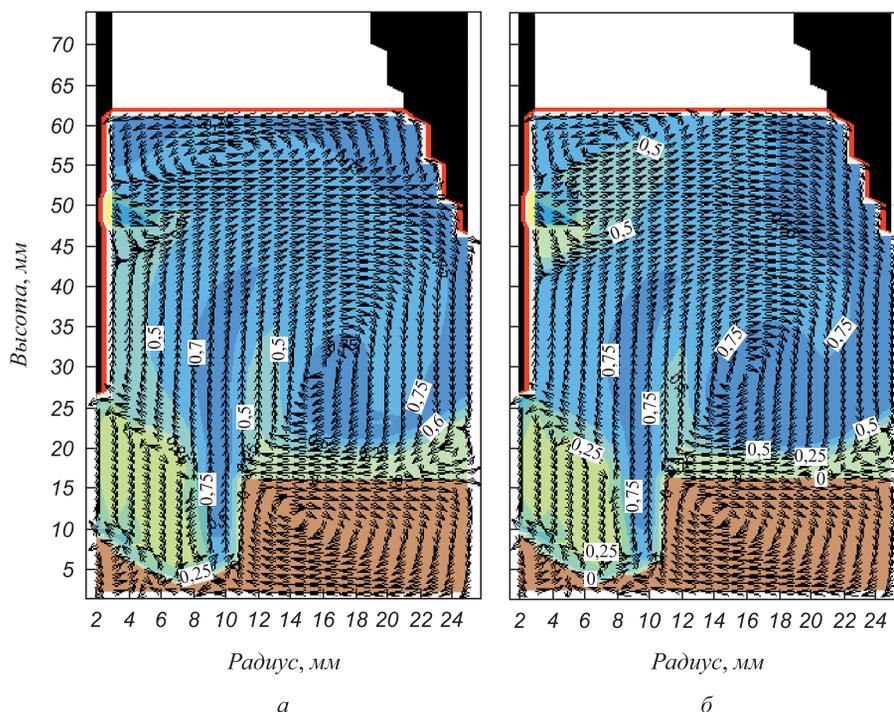


Рис. 5. Результаты расчетов при расходе кислорода через верхний ряд сопел 30 м³/мин (а) и 50 м³/мин (б) (цифрами обозначены объемные изоконцентрации газа)

Fig. 5. Calculation data at oxygen discharge through the upper row of nozzles: 30 m³/min (a) and 50 m³/min (б) (the figures denote the bulk gas isoconcentration)

и металлической фазе кислородного конвертера при разных технологических параметрах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Баптизманский В.И., Куликов В.О., Китаев А.Т. и др. Работа 130-т конвертеров, оборудованных двухъярусными фурмами // Экспресс-информация ЦНИИ и ТЭИ ЧМ. 1974. Серия 6. Вып. 3. С. 1 – 14.
2. Кудрина А.П., Никифоров Б.В., Китаев А.Т. и др. Служба футеровки 130-т конвертеров при продувке металла кислородом через двухъярусную фурму // Огнеупоры. 1974. № 1. С. 27 – 32.
3. Rymarchyk N. Post combustion lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) operations // Steelmaking Conference Proceedings. 1998. P. 445 – 449.
4. Чернятевич А.Г. Современное состояние и направления совершенствования конструкций дутьевых устройств для кислородно-конвертерных процессов // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2002. № 7. С. 20 – 23.
5. Чернятевич А.Г., Ганзер Л.А., Айзатулов Р.С. и др. Комбинированная продувка в конвертерах с использованием двухконтурной фурмы // Черная металлургия: Бюл. НТИ. 1988. № 7. С. 48 – 50.
6. Stone R.P., Neith D., Koester S. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation // AIS Tech 2009 Proceedings. 2009. № 1. P. 737 – 747.
7. Величко А.Г., Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н. Новые направления в использовании двухъярусных фурм для продувки конвертерной ванны // Теория и практика металлургии. 2011. № 5 – 6 (2). С. 12 – 18.
8. Самохвалов С.Е., Сокол А.Н. Квазитрехмерная математическая модель гидродинамических процессов в полости конвертера // Математичне моделювання. 2008. № 2 (19). С. 67 – 70.
9. Сокол А.Н. Математическое моделирование гидродинамических процессов в полости конвертера во время верхней продувки в трехмерной постановке // Вестник Херсонского национального технического университета. 2010. № 3 (39). С. 448 – 454.
10. Чернятевич А.Г., Айзатулов Р.С., Протопопов Е.В. и др. Комбинированная продувка с подачей нейтрального газа сверху и через днище конвертера // Сталь. 1989. № 5. С. 20 – 23.
11. Чернятевич А.Г., Айзатулов Р.С., Учитель Л.М. и др. Повышение эффективности комбинированной продувки ванны 160-т конвертеров // Бюл. ЦНИИ и ТЭИ ЧМ. 1989. № 12. С. 48, 49.
12. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Чернятевич И.В. Разработка конструкции двухъярусной фурмы и режима продувки ванны 160-т конвертеров ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с ее использованием // Теория и практика металлургии. 2012. № 5 – 6. С. 76 – 85.
13. Чернятевич А.Г., Коваленко А.Г., Сущенко А.В. Разработка и совершенствование конструкции двухъярусной фурмы для 160-т конвертеров ПАО «ЕМЗ» // Теория и практика металлургии. 2014. № 3 – 6. С. 20 – 28.
14. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Протопопов Е.В. и др. Освоение технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера путем раздувки шлака перемещающимися газопорошковыми струями // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 15 – 20.
15. Фейлер С.В., Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г. Совершенствование технологии комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом и нейтральным газом // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 4. С. 43 – 45.
16. Самохвалов С.Е., Сокол А.М. Математичне моделювання переносних процесів в конвертері. – Дніпродзержинськ: изд. ДДТУ, 2013. – 99 с.
17. Самохвалов С.Е. Метод расщепления по физическим факторам для несоленоидального движения газожидкостных сред // Инженерно-физический журнал. 1998. № 3. С. 454 – 459.

Поступила 24 февраля 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 4, pp. 248–257.

FORMATION PECULIARITIES OF METALL-SLAG SKULLS ON TWO-LEVEL OXYGEN LANCES AT BLOWING OF CONVERTER BATH

Protopopov E.V.¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Rector
Chernyatevich A.G.², Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of physicochemical problems of steel metallurgy
Feiler S.V.¹, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Ferrous Metallurgy” (feiler@rdtc.ru)
Vakul’chuk V.V.², Junior Researcher of the Chair of physicochemical problems of steel metallurgy
Sokol A.N.³, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair “Applied Mathematics”

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

² Institute of Ferrous Metallurgy named after Nekrasov Z.I., Ukrainian National Academy (1, Academica Starodubova sqrg, Dnepropetrovsk, 49050, Ukraine)

³ Dneprodzerzhinsk State Technical University (2, Dneprostrorovskaya str., Dneprodzerzhinsk, Dnepropetrovsk Region, 51918, Ukraine)

Abstract. The paper considers technological options of converter melting when using two-level lances of different design. The formation peculiarities of metal and slag scaffold on the surface of two-level oxygen lances at top bath blowing of 160-ton converters, depending on the

blowing progress with different levels of foamed slag-metal emulsion formation in the working space of the aggregate are reported. An adjoined three-dimensional mathematical model of hydrodynamic and mass-transferring processes in the slag and metal converter phases is proposed; it can be used for the study of circulation process regularities in the converter cavity at different positions of two-level lance, nozzle number in the upper and lower levels, nozzle angles of inclination, the oxygen consumption through the nozzle and other process parameters. Numerical simulation of metal blowing in a 160-ton converter with the use of two-level lance with five Laval nozzles in the bottom tip and eight nozzles in the top row was carried out. These data form an idea of the nature of the metal and gas and slag phase in the converter.

Keywords: converter, the top oxygen blowing, two-level lance, bath fluid and gas dynamics, mathematical model.

REFERENCES

1. Baptizmanskii V.I., Kulikov V.O., Kitaev A.T. etc. The work of a 130-tonne convertor, equipped with two-level lances. *Ekspress-informatsiya TsNII i TEI ChM*. 1974. Series 6. Issue. 3, pp. 1–14. (In Russ.).
2. Kudrina A.P., Nikiforov B.V., Kitaev A.T. etc. Tuyere service of 130-tonne convertors when blowing metal with oxygen through a two-level lance. *Ogneupory*. 1974, no. 1, pp. 27–32. (In Russ.).

3. Rymarchyk N. Post combustion lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) operations. *Steelmaking Conference Proceedings*. 1998, pp. 445–449.
4. Chernyatevich A.G. Modern conditions and the improvement tendency of the blast device design for oxygen-converter processes. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2002, no. 7, pp. 20–23. (In Russ.).
5. Chernyatevich A.G., Ganzer L.A., Aizatulov R.S., Uchitel' L.M., Protopopov E.V., Ermolaev A.I. Combined blowing in converters with the use of a two-level lance. *Chernaya metallurgiya: Byul. NTI*. 1988, no. 7, pp. 48–50. (In Russ.).
6. Stone R.P., Neith D., Koester S. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation. *AIS Tech 2009 Proceedings*. 2009, no. 1, pp. 737–747.
7. Velichko A.G., Chernyatevich A.G., Sigarev E.N. New tendency in the use of two-level lances for blowing of converter baths. *Teoriya i praktika metallurgii*. 2011, no. 5–6 (2), pp. 12–18. (In Russ.).
8. Samokhvalov S.E., Sokol A.N. A quasi-three-dimensional mathematical model of hydrodynamic processes in the cavity of a converter. *Matematichne modelyuvannya*. 2008, no. 2 (19), pp. 67–70. (In Russ.).
9. Sokol A.N. Mathematical modeling of hydrodynamic processes in the cavity of a converter during the upper blowing in a three-dimensional production. *Vestnik Khersonskogo natsional'nogo tekhnicheskogo universiteta*. 2010, no. 3 (39), pp. 448–454. (In Russ.).
10. Chernyatevich A.G., Aizatulov R.S., Protopopov E.V., Uchitel' L.M., Ganzer, L.A., Kabanov I.V. Combined metal blowing with inert gas delivery from above and through converter bottom. *Steel in the USSR*. 1989, vol. 19, no. 5, pp. 202–204.
11. Chernyatevich A.G., Aizatulov R.S., Uchitel' L.M. etc. Effectiveness increase of a bath combined blowing of a 160-tonne converter. *Byulleten' TsNII i TEI ChM*. 1989, no. 12, pp. 48–49. (In Russ.).
12. Chernyatevich A.G., Sigarev E.N., Chernyatevich I.V. Design development of a two-level lance and a blowing mode of the bath of 160-tonne converters of JSC «ArselorMittal Krivoy Rog» with its use. *Teoriya i praktika metallurgii*. 2012, no. 5–6, pp. 76–85. (In Russ.).
13. Chernyatevich A.G., Kovalenko A.G., Sushchenko A.V. Design development and improvement of a two-level lance for 160-tonne converters of JSC «EMZ». *Teoriya i praktika metallurgii*. 2014, no. 3–6, pp. 20–28. (In Russ.).
14. Chernyatevich A.G., Sigarev E.N., Protopopov E.V., Sheremet V.A., Chernyatevich I.V., Chubin K.I. Technology development of the slag lining application on the converter refractory lining by slag blowing with moving gas-powder jets. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 2, pp. 15–20. (In Russ.).
15. Feiler S.V., Protopopov E.V., Chernyatevich A.G. The improved technology of combined blowing of a converter bath with oxygen and indifferent gas. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 4, pp. 43–50. (In Russ.).
16. Samokhvalov S.E., Sokol A.M. *Matematichne modelyuvannya perenosnikh protsesiv v konverteri* [Mathematical modeling of the portable processes in a converter]. Dniprodzerzhinsk: DDTU, 2013. 99 p. (In Ukr.).
17. Samokhvalov S.E. Splitting method according to physical factors for the non-solenoidal movement of a gas-liquid medium. *Inzhenerno-fizicheskii zhurnal*. 1998, no. 3, pp. 454–459. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibSIU according to the state task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, project 2556.

Received February 24, 2015

УДК 621.791:624

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА НОВЫХ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩИХ ДОБАВОК ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ*

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

литейного и сварочного производства (kozyrev_na@mts.sibsiu.ru)

Крюков Р.Е., аспирант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства

Роор А.В., магистрант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства

Бащенко Л.П., к.т.н., ведущий редактор журнала «Известия вузов. Черная металлургия»

Липатова У.И., студент кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства

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

Аннотация. Проведены экспериментальные исследования влияния введения углеродфторсодержащей добавки, содержащей 14,01 – 22,72 % Al; 13 – 22,04 % F; 13,16 – 21,34 % C; 8,27 – 13,4 % Na; 0,09 – 0,14 % K; 0,66 – 1,09 % Ca; 26,11 – 42,35 % SiO₂; 1,15 – 1,86 % FeO; 0,07 – 0,12 % MnO; 0,001 – 0,1 % MgO; 1,47 – 2,38 % S; 0,03 – 0,05 % P, в окислительные флюсы АН-348, АН-60, АН-67 при сварке стали 09Г2С и в алюминатно-основной флюс ОК Flux 10.71 при сварке стали 10ХСНД. В ходе проведения экспериментов показано, что с точки зрения исключения образования в металле сварного шва неметаллических включений оптимальным является использование углерода в качестве раскислителя, так как образующиеся с его участием газообразные соединения СО и СО₂ легко удаляются и не загрязняют металл шва неметаллическими включениями. Показано, что углеродфторсодержащая добавка в составе флюсов положительно влияет на качество сварного шва. Установлено, что при введении исследуемой добавки в количестве 4 – 6 % в вышеперечисленные флюсы снижается общее содержание кислорода в металле шва. При использовании предлагаемой добавки увеличиваются комплекс требуемых механических свойств и ударная вязкость при отрицательных температурах за счет уменьшения загрязненности металла сварного шва оксидными неметаллическими включениями, при этом концентрация углерода в сварных швах остается на уровне концентрации основного металла.

Ключевые слова: сварочный флюс, углеродфторсодержащая добавка, металл сварного шва.

При использовании некоторых марок флюсов не всегда обеспечивается требуемый уровень механических свойств, в частности, ударной вязкости при пониженных температурах в связи с образованием в металле сварного шва большого количества неметаллических включений. Содержание последних в свою очередь зависит от количества общего кислорода во флюсах. Существующие в настоящее время флюсы для сварки низколегированных сталей дают повышенное содержание общего кислорода и, следовательно, повышенное количество неметаллических включений в металле шва. В настоящее время снижение содержания неметаллических включений в металле сварных швов при автоматической сварке под флюсом достигается применением слабоокислительных флюсов. Однако такие флюсы имеют неудовлетворительные сварочно-технологические свойства и редко применяются при сварке низколегированных сталей. В случае использования окислительных флюсов металл шва насыщается кислородом за счет кремне- и марганцевосстановительных процессов [1 – 8].

В связи с этим проведены работы по использованию углеродфторсодержащих добавок в качестве присадок

во флюсы [9, 10]. За основу таких добавок были взяты отходы металлургического производства в виде пыли следующего химического состава: 25 – 30 % Al₂O₃; 30 – 50 % Na₃AlF₆; 25 – 35 % CF_x (1 ≥ x > 0).

Добавку к флюсу готовили следующим образом: смешивали углеродфторсодержащий компонент с жидким стеклом, после чего осуществляли сушку, охлаждение и дробление. Затем добавку перемешивали с флюсом в специальном смесителе в определенном, строго заданном соотношении. Для исследования были взяты плавные флюсы марок АН-348, АН-60, АН-67 для сварки стали 09Г2С и алюминатно-основной флюс Flux ОК 10.71 для сварки стали 10ХСНД. Рассматривались как базовые варианты этих флюсов, так и их смеси с добавлением керамического флюса-добавки (ФД-УФС) в различном процентном соотношении.

Эксперименты проводились на образцах толщиной 16 мм размером 200×500 мм. Сварку стыковых швов без разделки кромок проводили с двух сторон, как при сварке полотнищ стенок резервуаров на стенде для рулонирования. В качестве присадочного металла использовали проволоку Св-08ГА диам. 5 мм.

Сварку образцов под флюсами проводили при одинаковых режимах: сварочном токе $I_{св} = 650$ А, напряжении на дуге $U_{д} = 34$ В, скорости сварки $V_{св} = 25$ м/ч

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

с одной стороны и $I_{\text{св}} = 680 \text{ А}$, $U_{\text{д}} = 34 \text{ В}$, $V_{\text{св}} = 25 \text{ м/ч}$ – с другой. Из сваренных пластин были вырезаны образцы и выполнены исследования: рентгеноспектральный анализ состава металла швов; металлографические исследования сварных швов; определение содержания общего кислорода в металле шва, механических свойств, твердости сварных соединений и ударной вязкости швов при температурах $20 \text{ }^\circ\text{С}$, $-40 \text{ }^\circ\text{С}$ и $-70 \text{ }^\circ\text{С}$ согласно требованиям Государственных стандартов и нормативных документов для резервуарных и мостовых металлоконструкций.

Определение химического состава металла сварных швов на содержание углерода, серы и фосфора проводили химическими методами по ГОСТ 12344 – 2003, ГОСТ 12345 – 2001, ГОСТ 12347 – 77 соответственно. Содержание легирующих элементов в металле шва, оксидов кальция, кремния, магния, алюминия, марганца, железа, калия, натрия и фтористых соединений во флюсах с добавками и в полученных после сварки шлаках определяли на рентгенофлуорисцентном спектрометре XRF-1800 фирмы SHIMADZU.

Опыты показали, что при использовании углеродфторсодержащей добавки в количестве до 6 % обеспечивается концентрация углерода в металле шва, соответствующая таковой в исходном металле (рис. 1), при этом снижается общее содержание кислорода в металле сварного шва (рис. 2).

Определение содержания кислорода методом восстановительного плавления на газоанализаторе фирмы «LECO» TC-600 показало, что массовая доля газа с повышением количества добавки во флюсе уменьшалась, а проведенный фракционный газовый анализ показал, что в зависимости от окисленности и основности шлаковой системы происходит перераспределение кислорода в неметаллических включениях. Распределение

кислорода в силикатах, алюминатах, алюмосиликатах, по-видимому, связано с основностью полученного шлака и ассимиляцией неметаллических включений шлаком в зависимости от его получаемой вязкости. Наибольшее количество алюминатов и алюмосиликатов, неблагоприятно влияющих на физико-химические свойства сварного соединения, содержалось при сварке под флюсом АН-60 и Flux ОК 10.71; при введении добавки наблюдалось снижение количества этих соединений. Во флюсах АН-348 и АН-67 изменения были незначительны.

Металлографические исследования полированных микрошлифов сварных соединений проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле при 100 и 500-кратных увеличениях. Микроструктуру металла выявляли травлением в 4 %-ом растворе HNO_3 в этиловом спирте. Структура основного металла всех проб состоит из зерен феррита и пластинчатого перлита (4 – 5 мкм). Заметного отличия структуры металла швов, выполненных под разными флюсами, не обнаружено. В образцах, сваренных под флюсами с углеродфторсодержащими добавками, наблюдалось снижение уровня загрязненности неметаллическими включениями, что связано с уменьшением общего содержания кислорода.

Изучение механических свойств (предела текучести, прочности, относительного удлинения и ударной вязкости при отрицательных температурах) на образцах из стали 09Г2С, вырезанных по ГОСТ 6996 – 66, показало, что уровень свойств значительно выше требуемых ГОСТ 31385 – 2008 и возрастает с увеличением углеродфторсодержащей добавки; такая же тенденция сохраняется и для образцов из стали 10ХСНД по ГОСТ 6713 – 91. Особо следует отметить увеличение ударной вязкости при отрицательных температурах

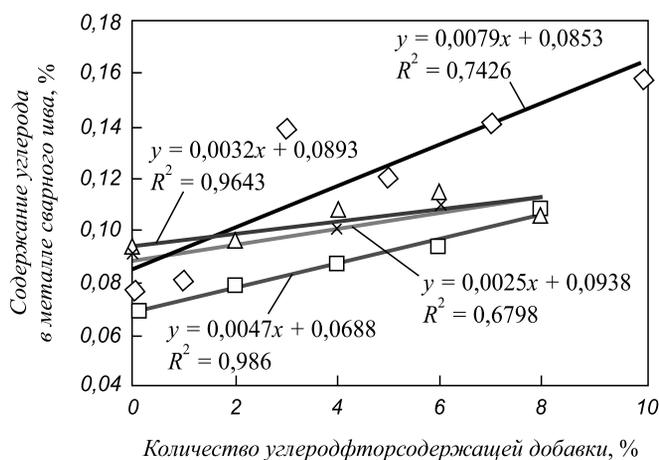


Рис. 1. Влияние углеродфторсодержащей добавки на содержание углерода в металле сварного шва, выполненного при использовании флюсов АН-348 (◇), АН-60 (□), АН-67(△), Flux ОК 10.71 (×)

Fig. 1. Impact of carbon-fluorine-containing additive on the carbon content in metal of welding joint, produced with the use of: АН-348 (◇), АН-60 (□), АН-67(△), Flux ОК 10.71 (×) fluxes

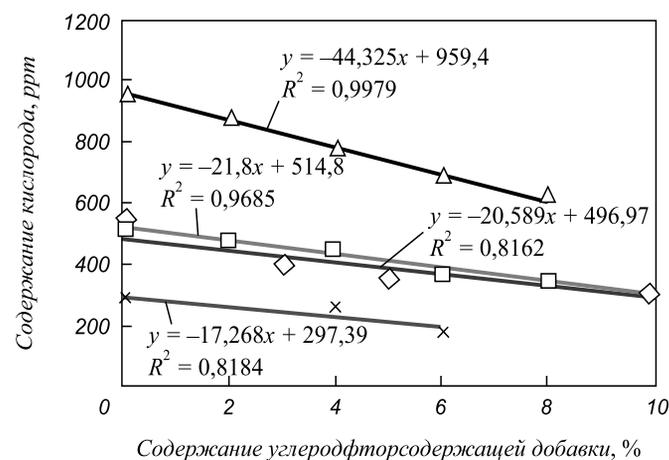


Рис. 2. Изменение содержания общего кислорода во флюсах АН-348(◇), АН-60(△), АН-67 (□) и Flux ОК 10.71 (×) в зависимости от введения углеродфторсодержащей добавки

Fig. 2. Content changes of the total oxygen in АН-348(◇), АН-60(△), АН-67 (□) and Flux ОК 10.71 (×) fluxes depending on the introduction of a carbon-fluorine-containing additive

образцов при использовании всех исследованных флюсов. Ниже приведены механические свойства металла сварного шва при сварке под различными флюсами:

Добавка ФД-УФС, %	Ударная вязкость, Дж/см ² , не менее	
	KCU _{-40 °C}	KCV _{-20 °C}
	Флюс АН-348	
2	100	30
4	102	30
6	104	30
	Флюс АН-60	
2	80	35
4	82	40
6	84	43
	Флюс АН-67	
2	130	40
4	132	41
6	134	42

Примечание. Использовалась сварочная проволока Св-08ГА.

Для оценки влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс на выделение вредных веществ в атмосферу был проведен отбор проб воздуха рабочей зоны (см. таблицу) с применением аспиратора «М-822» при атмосферном давлении 750 мм рт. ст. и температуре 18,5 °С. Определение содержания оксида и диоксида углерода, гидрофторида, оксида и диоксида азота, водорода, кислорода, азота осуществляли с помощью фотометра КФК-3 и хроматографа Кристалл 5000.2.

По результатам исследования воздуха рабочей зоны согласно гигиеническим нормативам 2.2.5.1313 – 03 «Предельно допустимые концентрации (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны» и Р 2.2.2006 – 05

во время сварки под флюсом АН-348 с введением ФД-УФС в количестве 6 % зафиксировано повышение содержания оксида углерода с 3,06 до 3,53 мг/м³, содержание оксида азота, диоксида азота и гидрофторида осталось на прежнем уровне – менее 1,0 и 0,05 мг/м³ соответственно. При этом уровень ПДК ни в одном из определенных соединений превышен не был. Повышение содержания оксида углерода в воздухе рабочей зоны, по-видимому, связано с его выделением из сварочной ванны за счет упомянутого выше механизма.

Выводы. При введении разработанной углеродфторсодержащей добавки во флюсы АН-348, АН-60, АН-67 и Flux ОК 10.71 снижается газонасыщенность металла сварного шва, уменьшается его загрязненность оксидными неметаллическими включениями, повышается комплекс требуемых механических свойств и ударной вязкости (особенно при отрицательных температурах), при этом концентрации вредных веществ при сварке существенно не изменяются и не превышают допустимых норм. В условиях ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» на вновь введенном участке основана технология производства флюс-добавки по технологическим условиям, обеспечивающим получение гарантированных высоких механических свойств металла сварного шва.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Грабин В.Ф. Металловедение сварки плавлением. – Киев: Наукова думка, 1982. – 416 с.
2. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2-х томах. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Конышев Б.П., Курланов С.А., Потапов Н.Н. и др. Под общ. ред. Н.Н. Потапова. – М.: Машиностроение, 1989. – 544 с.
3. Подгаецкий В.В., Люборец И.И. Сварочные флюсы. – Киев: Техника, 1984. – 166 с.
4. Теория сварочных процессов: Учебник для вузов / А.В. Коновалов, А.С. Куркин, Э.Л. Макаров, В.М. Неровный, Б.Ф. Якушин; Под ред. В.М. Неровного. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 752 с.

Состав воздуха рабочей зоны при сварке под флюсом АН-348 с использованием и без использования углеродфторсодержащей добавки

Содержание	Метод испытания, обозначение и номер нормативного документа	Содержание соединений по результатам испытания при сварке под флюсом		ПДК, мг/м ³
		АН-348	АН-348 + 6 % ФД-УФС	
NO, мг/м ³	МУК, 4.1.2473-09	< 1,0	< 1,0	5,0
NO ₂ , мг/м ³	МУК, 4.1.2473-09	< 1,0	< 1,0	2,0
НFO, мг/м ³	МУК, 4.1.1342-03	<0,05	<0,05	0,5
CO, мг/м ³	ПНД Ф, 13.1:2:3.27-99	3,06 ± 0,70	3,53 ± 0,81	20,0
CO ₂ , % (об.)	ПНД Ф, 13.1:2.22-98	<0,3	< 0,3	–
CH ₄ , мг/м ³	ПНД Ф, 13.1:2:3.25-99	1,21 ± 0,28	1,01 ± 0,23	7000,0
H ₂ , % (об.)	ПНД Ф, 13.1:2.22-98	< 0,1	< 0,1	–
O ₂ , % (об.)	ПНД Ф, 13.1:2.22-98	20,48	20,71	–
N ₂ , % (об.)	ПНД Ф, 13.1:2.22-98	77,47	77,47	–

Примечание. МУК – методические указания, ПНД Ф – природоохранный нормативный документ федеральный.

5. Потапов Н.Н., Феклистов С.И., Волобуев Ю.С. Методика выбора плавящихся флюсов при сварке перлитно-ферритных сталей // Сварочное производство. 2008. № 3. С. 8 – 11.
6. Кузьменко В.Г., Токарев В.С., Галинич В.И., Сокольский В.Э., Казимиров В.П. Выбор составов сварочных флюсов с учетом структурных характеристик их расплавов // Автоматическая сварка. 2002. № 10. С. 24 – 29.
7. Головкин, В.В., Потапов Н.Н. Особенности агломерированных (керамических) флюсов при сварке // Сварочное производство. 2001. № 5. С. 3 – 7.
8. Размышляев А.Д., Миронова М.В. Эффективность процесса проплавления основного металла при дуговой наплавке проволокой под флюсом // Сварочное производство. 2011. № 7. С. 3 – 8.
9. Козырев Н. А., Игушев В. Ф., Крюков Р. Е., Роор А. В., Ковальский И. Н. Разработка добавок для сварочных флюсов при сварке низколегированных сталей // Сварочное производство. 2013. № 5. С. 9 – 12.
10. Пат. 2484936 РФ. Керамический флюс-добавка / Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун. Оpubл. 20.06.2013. Бюл. № 6.

Поступила 28 ноября 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 4, pp. 258–261.

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF NEW CARBON-FLUORINE-CONTAINING ADDITIVES FOR WELDING FLUXES

Kozyrev N.A., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Materials, foundry and welding production”

(kozyrev_na@mts.sibsiu.ru)

Kryukov R.E., Postgraduate of the Chair “Materials, foundry and welding production”

Roor A.V., undergraduate of the Chair “Materials, foundry and welding production”

Bashchenko L.P., Cand. Sci. (Eng.), Senior Editor of journal “Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya”

Lipatova U.I., student of the Chair “Materials, foundry and welding production”

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

Abstract. Experimental study of the effect of the introduction of carbon-fluorine additives containing 14,01 – 22,72 % Al; 13 – 22,04 % F; 13,16 – 21,34 % C; 8,27 – 13,4 % Na; 0,09 – 0,14 % K; 0,66 – 1,09 % Ca; 26,11 – 42,35 % SiO₂; 1,15 – 1,86 % FeO; 0,07 – 0,12 % MnO; 0,001 – 0,1 % MgO; 1,47 – 2,38 % S; 0,03 – 0,05 % P into oxidative fluxes AN-348, AN-60, AN-67 when welding of steel 09G2S and aluminate-base OK Flux 10.71 flux at welding of steel 10HSND has been carried out. In the experiments it has been shown that from the point of view of the exclusion of formation in the weld of non-metallic inclusions, it is optimal to use carbon as a deoxidizer, as formed with the participation of gaseous carbon compounds (CO and CO₂) are easily removed and do not contaminate the weld metal with non-metallic inclusions. The studies have shown that the carbon-fluorine-containing additive in the composition of the fluxes has a positive effect on the quality of the weld. It has been found out that when using the analyzed additives in the amount of 4 - 6% in the data fluxes the overall oxygen content in the weld reduces. Fractional gas analysis revealed that the largest number of aluminates and silicates adversely affect the physico-chemical properties of welded joints, contained in the submerged-arc welding of AN-60 and OK Flux 10.71, with the introduction of additives the reduction of these compounds has been observed, while in AN-348 and AN-67 fluxes changes have been insignificant. When using the proposed additives the required mechanical properties, as well as impact strength at low temperatures by reducing contamination of the weld with oxide non-metallic inclusions increase, and the concentration of carbon in the weld remains at the level of the base metal.

Keywords: welding flux, carbon-fluorine-containing additive, metal of joint weld.

REFERENCES

1. Grabin V.F. *Metallovedenie svarki plavlenniem* [Metallography of welding by melting]. Kiev: Naukova dumka, 1982. 416 p. (In Russ.).
2. Konishchev B.P., Kurlanov S.A., Potapov N.N. etc. *Svarochnye materialy dlya dugovoi svarki: Spravochnoe posobie v 2-kh tomakh. T. 1. Zashchitnye gazy i svarochnye fhyusy* [Welding materials for arc welding: Reference book in 2 volumes. Vol. 1. Protective gases and welding fluxes]. Potapov N.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 544 p. (In Russ.).
3. Podgaetskii V.V., Lyuborets I.I. *Svarochnye fhyusy* [Welding fluxes]. Kiev: Tekhnika, 1984. 166 p. (In Russ.).
4. Konovalov A.V., Kurkin A.S., Makarov E.L., Nerovnyi V.M., Yakushin B.F. *Teoriya svarochnykh protsessov: Uchebnik dlya vuzov* [Theory of welding processes: Textbook for higher educational institutions]. Nerovnyi V.M. ed. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Bauman, 2007. 752 p. (In Russ.).
5. Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic-ferritic steels. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 10, pp. 800–803.
6. Kuz'menko V.G., Tokarev V.S., Galinich V.I., Sokol'skii V.E., Kazimirov V.P. Choice of welding flux compositions according to the structural characteristics of their melts. *Avtomaticheskaya svarka*. 2002, no. 10, p. 24–29. (In Russ.).
7. Golovko, V.V., Potapov N.N. Peculiarities of agglomerated (ceramic) fluxes when welding. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2010, no. 6, pp. 29–34. (In Russ.).
8. Razmyshlyayev A.D., Mironova M.V. Melting efficiency of the main metal at arc welding with wire under flux. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2011, no. 7, pp. 3–8. (In Russ.).
9. Kozyrev N.A., Iguшев V.F., Kryukov R.E., Roor A.V., Koval'skii I.N. Development of additives for welding fluxes at welding of low-alloy steels. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2013, no. 5, p. 9–12. (In Russ.).
10. Kozyrev N.A., Iguшев V.F., Kryukov R.E., Goldun Z.V. *Keramicheskii fhyus-dobavka* [Ceramic flux-additive]. Patent RF 2484936, *Byul. Izobretenii*, no. 6. 2013. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed in SibGIU within the project of the State task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation no. 11.1531.2014 / K.

Received November 28, 2013

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ*

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, д.ф.-м.н, профессор, главный научный сотрудник

Громов В.Е.³, д.ф.-м.н, профессор, заведующий кафедрой физики

им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Перегудов О.А.¹, инженер

Морозов К.В.⁴, инженер

Юрьев А.Б.⁴, д.т.н., профессор, управляющий директор

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет «НИ ТПУ»

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

² Институт сильноточной электроники СО РАН

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

³ Сибирский государственный индустриальный университет

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

⁴ ОАО «ЕВРАЗ – объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

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

Аннотация. Методами современного физического материаловедения выявлены закономерности преобразования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхностного слоя (глубиной до 10 мм) рельсов в процессе длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто). Построены профили микротвердости, выявлен факт снижения прочностных характеристик поверхности катания рельса после эксплуатации на железной дороге. Эксплуатация рельсов приводит к формированию многослойной структуры. Показано, что поверхностный слой толщиной примерно 20 мкм имеет многофазную субмикро- и нанокристаллическую структуру, содержит микропоры и микротрещины. Структура слоя, расположенного на расстоянии 2 мм от поверхности катания, по морфологическому признаку подобна структуре стали до эксплуатации и представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита. Отмечена повышенная плотность изгибных экстинкционных контуров на глубине 2 мм от поверхности катания. Показано, что максимальная амплитуда полей напряжений формируется на межфазной границе глобулярная частица – матрица.

Ключевые слова: рельсы, эксплуатация, излом, структура, фазовый состав, микротвердость, поля напряжений, поверхность катания.

Увеличение грузонапряженности и интенсивности движения на современных магистралях приводят к раннему выходу рельсов из строя из-за контактно-усталостных повреждений. До 15 % всех рельсов, снимаемых в порядке одиночной замены, имеют недопустимые значения износа или смятия [1]. Помимо чисто практического интереса проблема повреждаемости рельсов является предметом самого пристального внимания ученых-металловедов и металлофизиков [2]. Уже при сравнительно небольшой (100 – 500 млн. т брутто) нагрузке в поверхностных слоях рельсов формируются структурно-фазовые состояния, кардинально отличающиеся от тех, которые образуются при обычной интенсивной пластической деформации [3 – 8]: пластины цементита либо изогнуты, либо разрушены, на межфаз-

ных границах отмечается крайне высокая плотность дислокаций, отмечается растворение цементита и образование аустенита. Явление деформационно-индуцированного распада цементита, очень стабильного в обычных условиях, свидетельствует о нарушении фазового равновесия и заставляет с пристальным вниманием относиться к поведению структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры при мегапластических деформациях [6 – 8].

Целью настоящей работы является анализ деформационного преобразования структуры рельсов, обусловленного длительной эксплуатацией на железной дороге.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсов, свойства и элементный состав которых регламентируется ГОСТ Р 51685 – 2000. Образцы рельсовой стали были вырезаны из изделия в исходном состоянии и после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто). Анализу подвергали структурно-фазовое состояние поверхности и приповерхностного слоя зоны катания рельса по центральной оси. Структуру металла исследовали методами

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

металлографии (метод поперечных травленных шлифов, травление осуществляли в 4 %-ом спиртовом растворе азотной кислоты), сканирующей (фрактография изломов) и просвечивающей электронной дифракционной (метод тонких фольг) микроскопии. Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом непосредственно на поверхности катания, на расстояниях 2 и 10 мм от поверхности катания. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 2 Н.

Визуальный осмотр нетравленных шлифов выявил в образцах рельсовой стали после наработки 1000 млн. т брутто на поверхности катания сглаженную блестящую полосу наката, свидетельствующую об эксплуатации рельсов.

Распределение микротвердости металла рельсов после наработки 1000 млн. т брутто по сечению головки в поперечном направлении от поверхности катания представлено на рис. 1. Можно отметить двукратное снижение твердости в приповерхностном слое толщиной примерно 2 мм по отношению к слою стали, расположенному на расстоянии примерно 10 мм. Последнее указывает на деградацию структуры материала при эксплуатации.

Микроструктура стали после травления шлифов представляет сорбит закалки с обрывками ферритной сетки. По месту интенсивной пластической деформации с поверхности выявлены белые участки наклепанного металла толщиной не более 30 мкм. По мере удаления от поверхности дисперсность перлита незначительно уменьшается, а доля ферритной составляющей снижается. Величина действительного зерна стали не зависит от расстояния до поверхности катания и оценивается в соответствии с ГОСТ 5639 – 82 преимущественно номером 9 – 10.

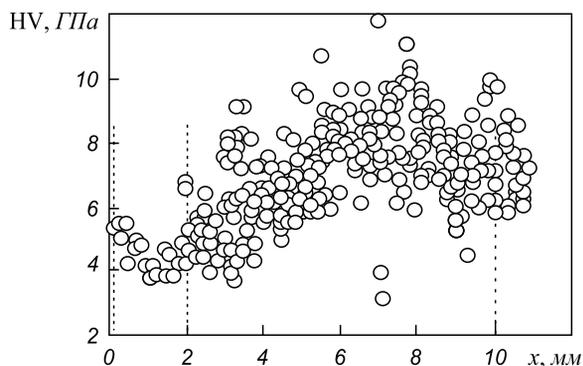


Рис. 1. Зависимость микротвердости HV от расстояния x от поверхности катания рельса (вертикальными штриховыми линиями указаны места расположения пластинок, использованных для исследования структуры методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг)

Fig. 1. Dependence of microhardness HV on the distance x from the rolling surface of rail (the vertical dashed lines indicate the plate location area, used for the structure research by the methods of transmission electron microscopy of fine foils)

Структуру поверхности разрушения стали анализировали на образцах рельсовой стали, разрушенных при ударном нагружении. Образцы для ударных испытаний были вырезаны из средней части головки рельсов таким образом, что верхняя плоскость образца (плоскость над концентратором напряжения) являлась поверхностью катания. На полученных таким образом изломах отчетливо выявляется поверхностный слой толщиной 200 – 300 мкм (рис. 2). При больших увеличениях этот слой разбивается на два подслоя: подслой, примыкающий к поверхности катания (поверхностный подслой) толщиной до 20 мкм, и переходный подслой.

Поверхностный подслой характеризуется наличием большого количества микротрещин, микропор и выбоин. Размеры микропор изменяются в пределах 1 – 2 мкм. Судя по рельефу излома, поверхностный подслой при ударном разрушении стали в свою очередь расслаивается на некоторое количество подслоев.

Структура переходного подслоя весьма неоднородна. На сколе выявляются фасетки излома, размеры которых могут достигать 10 мкм. Наряду с этим выявляются области, фасетки излома которых изменяются в пределах 0,2 – 1,0 мкм.

Преимущественный размер фасеток излома основного объема стали составляет 4 – 5 мкм. Однако выявляются участки, излом которых является гораздо более грубым (размер фасеток 10 мкм и более), а также области, размер фасеток которых менее микрометра.

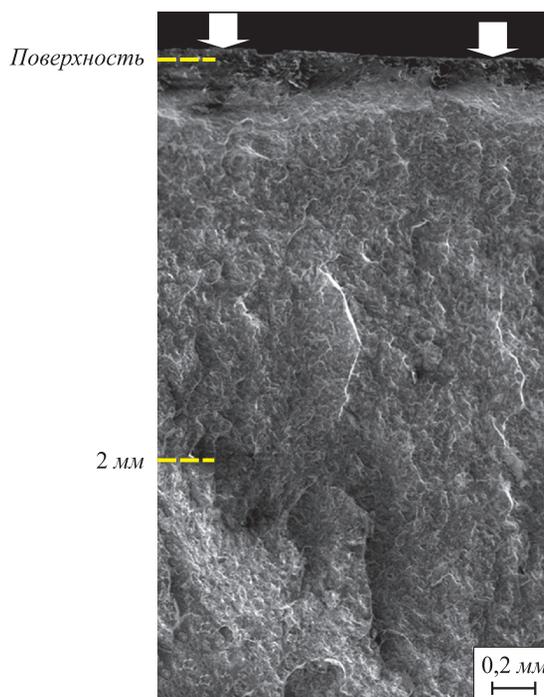


Рис. 2. Структура излома зоны катания рельса после эксплуатации (стрелками указана поверхность катания, штриховыми линиями обозначены места вырезки фольг)

Fig. 2. Failure pattern of the roll zone of the rail after the operation (the pointers indicate the roll surface, the dashed lines indicate the places of the foil cutting)

Следует отметить, что пограничный слой, отделяющий поверхностный слой от основного объема образца, в отдельных случаях содержит трещины, расположенные параллельно поверхности катания. Формирование излома приводит к отслаиванию поверхностного слоя от основного объема образца.

Таким образом, анализ поверхности ударного излома образцов стали, вырезанных параллельно поверхности катания, выявил формирование в процессе эксплуатации рельса поверхностного слоя, характеризующегося высоким уровнем дефектности. Эти результаты хорошо согласуются с данными, полученными при определении градиента микротвердости материала. Отмечено, что микротвердость поверхностного слоя значительно ниже микротвердости объема материала рельса.

Более детально морфологию структуры и фазового состава исследуемых рельсов анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Установлено, что структура рельсов перед эксплуатацией, как и в работе [9], представлена зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы (зерна феррито-карбидной смеси) и зернами структурно свободного феррита, не содержащими в объеме частиц карбидной фазы. Основной структурной составляющей стали являются зерна пластинчатого перлита.

В зернах структурно свободного феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций; в зернах перлита (а именно, в пластинах феррита) – сетчатая дислокационная субструктура.

После эксплуатации структура стали существенно образом изменяется в слое, примыкающем к поверхности катания. Во-первых, выявляется фрагментация пластин цементита перлитных колоний. Во-вторых, пластины цементита разрезаются на отдельные разориентированные частицы, на что указывает квазикольцевое расположение рефлексов цементита на микроэлектроннограммах, полученных с таких пластин (рис. 3, *a – в*). Размеры частиц изменяются в пределах 30 – 40 нм. В-третьих, выявляются частицы цементита в объеме зерен феррита и в объеме ферритных пластин перлитных колоний (рис. 3, *г – е*). Эти факты могут указывать на протекание при эксплуатации двух конкурирующих процессов: 1 – процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); 2 – процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита. Другие возможные механизмы пре-

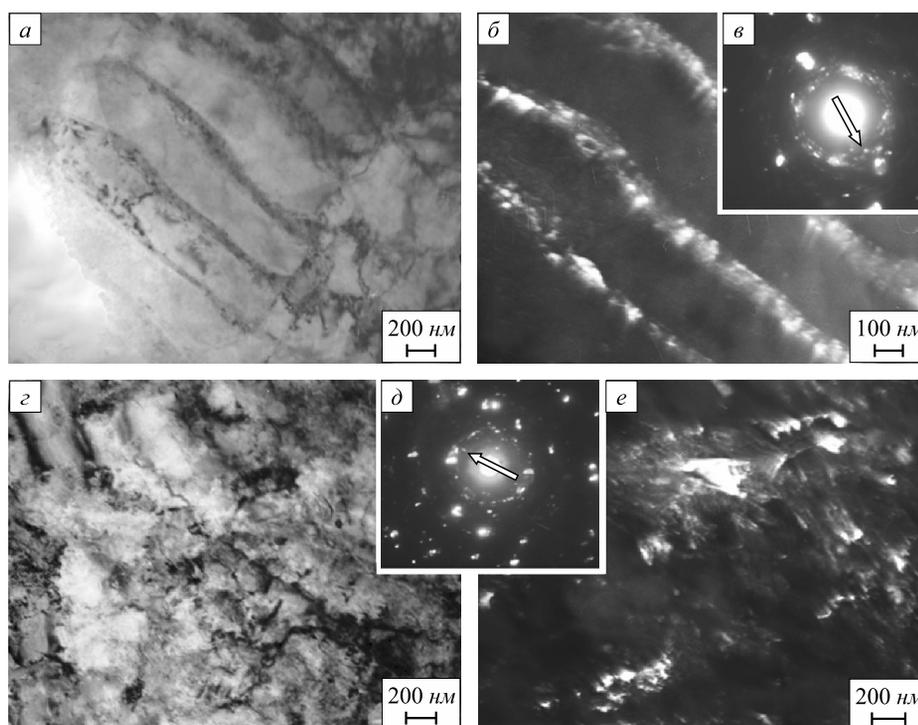


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя рельсовой стали, примыкающего к поверхности катания: *a, г* – светлое поле; *б* и *е* – темное поле, полученное в рефлексе $[031]Fe_3C$ и $[211]Fe_3C$; *в, д* – микроэлектроннограммы (стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля)

Fig. 3. Electron microscopic image of the layer structure of rail steel, adjoining the roll surface: *a, г* – bright field; *б* and *е* – dark field, received in the reflection $[031]Fe_3C$ and $[211]Fe_3C$; *в, д* – micro-electron-diffraction patterns (the pointers indicate reflections, in which dark fields are recieved)

образования карбидной подсистемы в рельсовой стали проанализированы в работах [3 – 8].

Структура слоя рельсовой стали, расположенного на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности катания после эксплуатации подобна структуре объема материала и структуре стали перед эксплуатацией. Основным морфологическим типом являются зерна пластинчатого перлита, в малом количестве присутствуют зерна структурно свободного феррита и зерна феррито-карбидной смеси. Отличительной особенностью материала слоя, расположенного на расстоянии 2 мм от поверхности катания, является большое количество изгибных экстинкционных контуров, что свидетельствует о наличии внутренних полей напряжений в данном слое стали (рис. 4). Мощностью изгибного экстинкционного контура (внутренние поля напряжений, сгенерировавшие данный контур) характеризуется его поперечными размерами: чем меньше поперечные размеры контура, тем выше амплитуда внутренних полей напряжений [10 – 12]. Используя данную характеристику, можно отметить, что поля напряжений максимальной амплитуды формируются границей раздела частица–матрица (рис. 4, а).

Выводы. Построены профили микротвердости и выявлен факт снижения прочностных характеристик поверхности катания рельса после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто). Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования фазового состава, дефектной субструктуры рельсов по центральной оси на глубину до 10 мм. Эксплуатация рельсов приводит к формированию многослойной структуры. Поверхностный слой толщиной до 20 мкм характеризуется наличием микропор и микротрещин, имеет многофазную нано- и субмикрористаллическую структуру. Структура слоя, расположенного на расстоянии 2 мм от поверхности катания, по морфологическому признаку подобна структуре стали до эксплуатации и представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита. Особенностью этого слоя является повышенная (по сравнению со структурой исходного состояния) плотность изгибных экстинкционных контуров, что указывает на формирование в процессе эксплуатации в слое внутренних полей напряжений. Источниками полей напряжений максимальной амплитуды являются границы раздела частица – матрица.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шур Е.А. Повреждение рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 192 с.
2. Sheinman E. Wear of rails. A review of the American press // Journal of Friction and Wear. 2012. Vol. 33. № 4. P. 308 – 314.

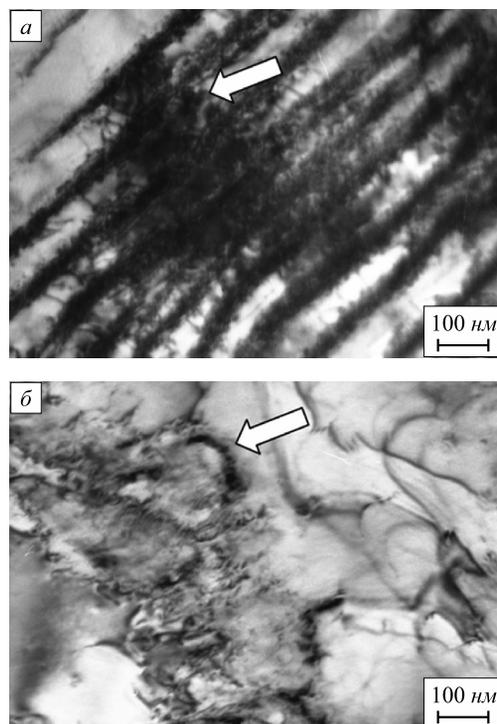


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение изгибных экстинкционных контуров (указаны стрелками) в слое, расположенном на глубине 2 мм

Fig. 4. Electron microscopic image of bend extinction contours (indicated with the pointers) in the layer, situated on the depth of 2 mm

3. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels // Steel tech. 2008. Vol. 3. № 1. P. 19 – 23.
4. Ivaniljuk V.G., Maclaren I., Sauvage X. etc. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite // Acta Mater. 2006. Vol. 54. P. 1659 – 1669.
5. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva L. etc. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion // Mater. Sci. and Eng. A. 2013. Vol. 581. P. 81 – 89.
6. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. 2003. Vol. 345. P. 81 – 89.
7. Li Y.J., Chai P., Bochers C. etc. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. 2011. Vol. 59. P. 3965 – 3977.
8. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. Vol. 45. P. 1469 – 1472.
9. Микроструктура закаленных рельсов / В.Е. Громов, А.Б. Юрьев, К.В. Морозов, Ю.Ф. Иванов. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2014. – 213 с.
10. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
11. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Изв. вуз. Физика. 1982. № 8. С. 3 – 14.
12. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.

Поступила 5 марта 2015 г.

EVOLUTION OF RAIL STRUCTURE-PHASE STATES AT CONTINUOUS SERVICE

Ivanov Yu.F.^{1,2}, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Research associate*

Gromov V.E.³, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Physics named after V.M. Finkel'*

(gromov@physics.sibsiu.ru)

Peregudov O.A.¹, *Engineer*

Morozov K.V.⁴, *Engineer*

Yur'ev A.B.⁴, *Dr. Sci. (Tech.), Managing Director, Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel'*

¹ National Research Tomsk Polytechnic University (30, Lenina ave., Tomsk, 634036, Russia)

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

³ Siberian State Industrial University (42, Kirova str. Kemerovo region, Novokuznetsk, 654007, Russia)

⁴ JSC "EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant" (16, Kosmicheskoe route, Kemerovo region, Novokuznetsk, 654043, Russia)

Abstract. The regularities of structure-phase states and defect substructure transformations of the rail surface layer with the 10 mm depth under continuous service (the passed tonnage of 1000 million ton of gross weight) have been revealed by the methods of modern physical material science. The microhardness profiles have been constructed and the reduction of the strength characteristics of the rolling surface after the rail operation on the railroad has been revealed. Operation of the rails leads to the formation of the multilayer structure. It has been shown that the surface layer with the ~20 μm depth has a multiphase submicro- and nanocrystal structure and contains micropores and microcracks. The layer structure located at a distance of 2 mm from the rolling surface is morphologically similar to that of the steel before the operation and it is presented predominantly by perlite grains of lamellar morphology, grains of ferrite-carbide mixture and structurally free ferrite grains. The increased density of bend extinction contours at the depth of 2 mm from the rolling surface have been noted and it has been shown that maximum amplitude of stress fields is formed at the interphase globular particle-matrix density.

Keywords: rails, operation, fracture, structure, phase composition, microhardness, stress fields, rolling surface.

REFERENCES

1. Shur E.A. *Povrezhdenie rel'sov* [Rail damage]. Moscow: Intekst, 2012. 192 p. (In Russ.).

2. Sheinman E. Wear of rails. A review of the American press. *Journal of Friction and Wear*. 2012, Vol. 33, no. 4, pp. 308–314.
3. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the Surface Layers of Railway Rails and Wheels. *Steel tech.* 2008, Vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
4. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite. *Acta Mater.* 2006, Vol. 54, pp. 1659–1669.
5. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion. *Mater. Sci. and Eng. A*. 2013, Vol. 581, pp. 81–89.
6. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Mater. Sci. and Eng. A*. 2003, Vol. 345, pp. 81–89.
7. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Mater.* 2011, Vol. 59, pp. 3965–3977.
8. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Mater.* 2001, Vol. 45, pp. 1469–1472.
9. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. *Mikrostruktura zakalennykh rel'sov* [Microstructure of hardened rails]. Novokuznetsk: Inter-Kuzbass, 2014. 213 p. (In Russ.).
10. Hirsh P., Hovi R., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. The Electron Microscopy of Thin Crystals. Butterworths, 1965. 549 p. (Russ. ed.: Hirsh P., Hovi R., Nicholson R. etc. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968. 574 p.).
11. Koneva N.A., Kozlov E.V. Nature of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1982, Vol. 25, no. 8, pp. 681–691.
12. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I., Tsellermaer V.Ya., Ivanov Yu.F., Ignatenko L.N., Popova N.V., Chinokalov V.Ya., Poltoratskii L.M., Zakirov D.M. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and die forging]. Moscow: Nedra, 1997. 293 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The investigation was supported by the grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists PhDs MK-4166.2015.2 and doctors MD-2920.2015.8, RFBR under research projects ofi_m no. 13-02-12009, 15-08-03411, 14-08-00506a, State task of the Ministry of Education no. 2708 and 3.1496.2014 / K for the execution of research work.

Received March 5, 2015

УДК 548.73:539.211

ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ ИОНАМИ КРЕМНИЯ*

Мейснер С.Н.^{1,2}, к.т.н., младший научный сотрудник
Мейснер Л.Л.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (l1m@ispms.tsc.ru)
Лотков А.И.¹, д.ф.-м.н., профессор, заместитель директора по научной работе
Твердохлебова А.В.¹, аспирант

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(634021, Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

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

Аннотация. Методами дифракции обратнорассеянных электронов проведено изучение закономерностей изменения микроструктуры приповерхностных слоев никелида титана после воздействий на них среднеэнергетическими потоками ионов кремния. После обработки поверхности образцов никелида титана TiNi среднеэнергетическими пучками ионов кремния наблюдается изменение и фрагментация зеренной структуры приповерхностного слоя исследуемого материала. Установлено, что характерными особенностями слоя с фрагментированной структурой являются: присутствие в нем мартенситной фазы B19'; высокая концентрация межфазных и внутрифазовых границ раздела; линейные размеры фрагментов превышают 1 мкм; измельчение структуры слоя под облученной поверхностью неоднородно и зависит от кристаллографической ориентации исходного зерна (в одном зерне внутренняя структура фрагментируется почти на 1/3 от его объема, а в соседнем зерне не наблюдается каких-либо заметных структурных изменений). Фрагментацию наиболее интенсивно испытывали те зерна, кристаллографическая ориентация которых относительно направления воздействия оказалась близка к направлению $\langle 111 \rangle$. Проведен анализ угловых разориентаций фрагментов относительно исходной кристаллографической ориентации B2 структуры.

Ключевые слова: никелид титана TiNi, дифракция обратнорассеянных электронов, ионная имплантация, кремний, модификация поверхности, фрагментация.

Сплавы на основе никелида титана характеризуются ярко выраженной анизотропией упруго-пластических свойств [1]. Это проявляется как в характере мартенситных превращений этих сплавов в условиях действия внешних полей упругих напряжений, так и в особенностях и механизмах пластической деформации.

Одним из эффективных способов улучшения физико-химических и механических свойств металлических материалов (в том числе повышения усталостной долговечности и коррозионной устойчивости) является модификация их приповерхностных слоев потоками ионов различных энергий [2, 3]. Ионно-пучковая обработка обеспечивает изменение химического состава в приповерхностном слое материала путем его легирования химическими элементами, источником которых является ионный пучок. Наряду с этим, ионно-пучковые воздействия приводят к измельчению или фрагментации его микроструктуры под облучаемой поверхностью. Если ионные пучки являются высокоэнергетическими (энергия ионов $E \geq 1 \div 3$ МэВ), то глубина фрагментированного слоя может достигать десятков

микрометров. Считается, что при использовании среднеэнергетических ионных пучков ($E < 1$ МэВ) глубина слоя с фрагментированной структурой не превышает 1–2 мкм, тогда как толщина модифицированного слоя, в котором происходят изменения дефектной подсистемы, может составлять более сотни микрометров. Учитывая сказанное, можно ожидать, что при воздействии пучками ионов кремния со средними энергиями ($E \sim 60$ кэВ) на поверхности никелида титана будут происходить изменения микроструктуры на глубину, значительно превышающую не только длину проективного пробега иона в металлическом материале, но даже превышающую средний размер зерна.

Известно, что при пластической деформации поликристаллов первопричиной фрагментации являются мощные упругие напряжения на межзеренных границах и стыках [4–6]. Существует мнение [7], что высокоэнергетические воздействия потоками заряженных частиц (ионов, электронов) на поверхность металлов и сплавов можно рассматривать как интенсивные упругопластические воздействия, локализованные в приповерхностном слое под облучаемой поверхностью. Проведенные исследования показали, что в приповерхностных слоях сплавов на основе никелида титана формируются новые композитные слои с высокоэнергетической комбинированной субмикро- и нано-

* Работа выполнена по проекту СО РАН № III.23.2.1.

Авторы выражают искреннюю благодарность заведующему лабораторией материаловедения покрытий и нанотехнологий, д.т.н. В.П. Сергееву за содействие в проведении ионно-пучковой обработки образцов для исследования.

кристаллической структурой. Механизмы деформации структуры в объеме сплава с мартенситными превращениями обсуждаются в ряде работ [1, 8], однако почти нет исследований эффектов фрагментации зеренной структуры в приповерхностных слоях, а также экспериментальных фактов, подтверждающих феномен фрагментации структуры приповерхностных слоев никелида титана под воздействием потоков заряженных частиц. Ситуация осложняется тем, что в таких сплавах возможна реализация сразу нескольких конкурирующих каналов релаксации и отклика на внешнее воздействие – фазовое превращение или структурная (мартенситная) перестройка исходной атомно-кристаллической структуры в полях упругих напряжений, индуцированных облучением, и пластическая деформация продуктов фазового превращения. Вместе с тем перспективность таких видов воздействия подтверждается значительным увеличением прочности, коррозионной стойкости, биосовместимости сплавов на основе никелида титана с ионно-модифицированными поверхностными слоями, которые установлены авторами настоящей работы ранее.

Целью работы является изучение закономерностей изменения микроструктуры приповерхностных слоев никелида титана после воздействий на них среднеэнергетическими потоками ионов кремния.

Образцы для исследований вырезали из прутка сплава на основе никелида титана в виде плоских пластин размерами $1,6 \times 10 \times 15$ мм. Исходные поверхности всех образцов перед облучением подготавливали единообразно: 1 – химическое травление в растворе кислот (3 части HNO_3 + 1 часть HF); 2 – механическая шлифовка до «зеркального блеска» на шлифовальном станке Saphir 550 (ATM GMBH, Германия); 3 – электролитическая полировка в растворе кислот (3 части CH_3COOH + 1 часть HClO_4).

Ионную модификацию поверхностей образцов проводили на ионном имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных однокомпонентных пучков ионов кремния в условиях безмасляной откачки и высокого (примерно 10^{-4} Па) вакуума в режиме высокодозной ионной имплантации [2, 3]. Для выявления эффектов, связанных с изменением микроструктуры под облучаемой поверхностью (в том числе с фрагментацией исходной зеренной структуры), использовали обработку пучками ионов кремния с флюенсом $D = 5 \times 10^{17}$ см $^{-2}$ при среднем ускоряющем напряжении 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Температура образцов в процессе ионной имплантации не превышала 373 – 424 К.

Исследования изменения микроструктуры приповерхностного слоя сплава никелида титана TiNi после ионной имплантации кремнием проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss «LEO EVO 50» с использованием метода анализа дифракции отраженных электронов HKL EBSD (Oxford Instruments, Великобритания). Детальное изучение особенностей ми-

кроструктуры на поверхности проводили с шагом сканирования 1 мкм на плоскостях π_{\perp} (поперечный шлиф) и π_{\parallel} (продольный шлиф), относительно направления воздействия пучками ионов кремния.

Исходная микроструктура сплава никелида титана TiNi представляет собой смесь из крупных и мелких зерен основной фазы B2 со средними размерами зерен 70 – 100 и 20 – 50 мкм соответственно и мелкодисперсных включений фазы Ti_2Ni (ГЦК-структура типа $E9_3$) со средним размером частиц 0,5 – 3,0 мкм. Анализ микроструктуры образца никелида титана TiNi под облученной поверхностью (на плоскости π_{\parallel}) был проведен методом дифракции обратнорассеянных электронов. Для этого с шагом $\Delta h = 1$ мкм были получены несколько типов карт реконструкции микроструктуры в этой области: угловой разориентации зерен, разориентации внутриверенной и субзеренной структуры в углах Эйлера и в представлении Родригеса-Франка (рис. 1). Из анализа данных об угловой разориентации фрагментов зерен B2 в эйлеровом пространстве и после перехода из этой системы координат (связанной с ориентацией образца в пространстве) в кристаллографическую систему координат (связанную с ориентацией структуры фазы B2 в пространстве) было обнаружено, что в пространстве кристалла фрагментация осуществляется преимущественно в тех зернах, в которых исходная ориентация плотноупакованных плоскостей типа (110) близка к направлению воздействия пучком (рис. 1, 3, таблица; позиции *a*, *b*, *в* таблицы соответствуют схемам разворотов отдельных фрагментов (*a*, *b*, *в*) на рис. 3). Обнаружено, что глубина зоны фрагментации не превышает 30 % от линейного размера зерна, а размер отдельных фрагментов изменяется в пределах 5 – 15 мкм.

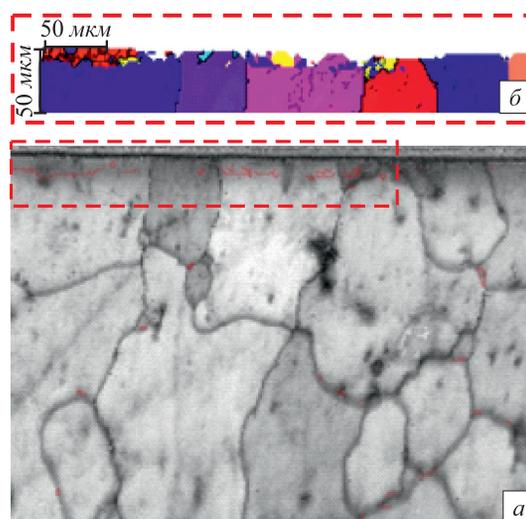


Рис. 1. Карта качества картин Кикучи (*a*) и участок под облученной поверхностью карты угловой разориентации зеренно-субзеренной структуры (*b*)

Fig. 1. Quality performance chart of Kikuchi patterns (*a*) and the area under the irradiated surface of the chart of angular misorientation of grain-subgrain structure (*b*)

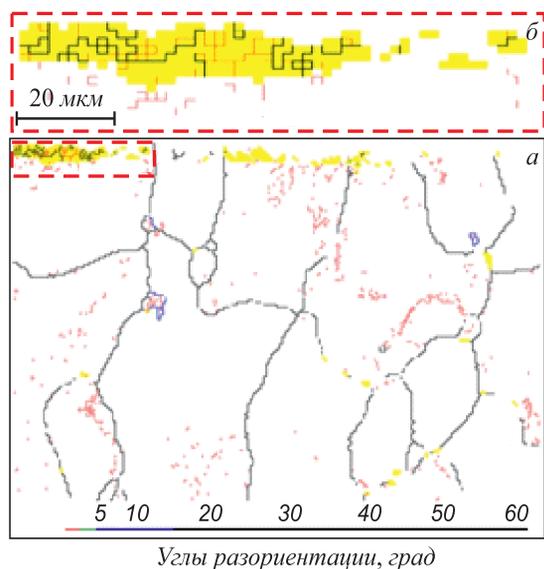


Рис. 2. Фрагментация микроструктуры под ионно-модифицированной (ионы кремния) поверхностью образца никелида титана: а – карта распределения внутренних границ раздела (малоугловых, большеугловых, межзеренных, межфазных); б – фрагмент этой области

Fig. 2. Microstructure fragmentation under ion-modified (silicon ions) titanium nickelide sample surface: а – the distribution chart of internal interfaces (low-angle, large-angle, intergrain, interphase); б – fragment of this sphere

Анализ карт соответствия картин Кикучи показал, что если для индирования дифракционных картин использовать единственный эталон структуры – структуру В2, то в некоторых зернах под облученной поверхностью в зоне фрагментации структура не идентифицируется. Полной идентификации структуры удалось достичь при использовании данных о моноклинной структуре типа В19' с параметрами работы [9]. Оказалось, что в этом случае после облучения ионными пучками фаза В19' наблюдается только в двух приповерхностных зернах. Следует отметить, что незначительное количество фазы В19' наблюдается и в отдельных локальных объемах материала, преимущественно около границ зерен фазы В2.

Угловая разориентация фрагментов зерен В2

	а	б	в
$\varphi_1; \varphi; \varphi_2$	142,9; 53,5; 43,2	83,1; 26,9; 268,5	110,1; 146,3; 267,4
\bar{z}	[1,00 1,06 1,08]	[-0,82 -0,02 1,62]	[-1,00 -0,04 -1,51]
$\bar{\eta}$	[-29,05 -34,44 -89,27]	[4,50 95,51 -29,28]	[-19,65 97,94 4,60]
$\theta_{\bar{\eta}}$	174,55	28,15	146,70
$[111]\Lambda\bar{z}$	1,91	75,70	144,57
$\bar{\eta}\Lambda\bar{z}$	26,78	72,97	87,36

Примечание: $\varphi_1; \varphi; \varphi_2$ – углы Эйлера; \bar{z} – координаты оси z в системе координат, привязанной к фрагменту; $\bar{\eta}$ – ось вращения (направление, неизменяющееся при переходе от внешней системы координат к системе координат, привязанной к фрагменту); $\theta_{\bar{\eta}}$ – угол поворота вокруг оси вращения $\bar{\eta}$; $[111]\Lambda\bar{z}$ – угол между направлением воздействия (\bar{z}) и направлением [111] фрагмента; $\bar{\eta}\Lambda\bar{z}$ – угол между направлением воздействия и осью вращения фрагмента.

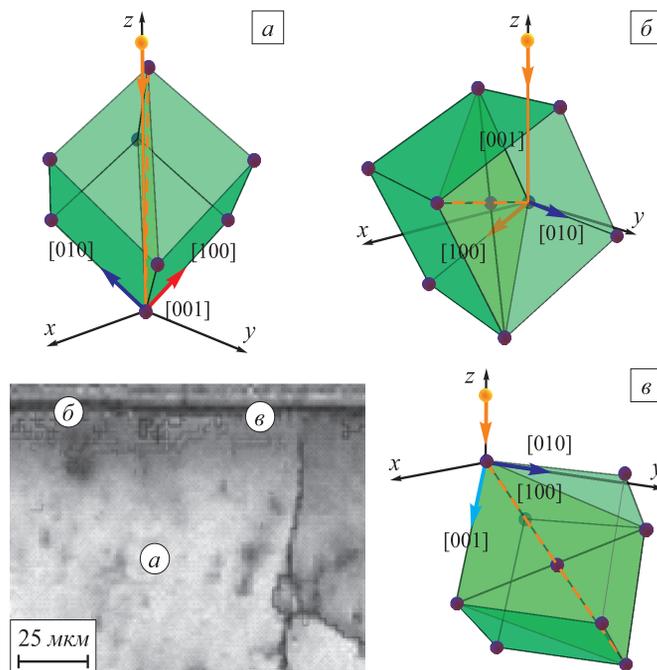


Рис. 3. Кристаллографические ориентации фрагментов структуры внутри одного исходного зерна фазы В2 (базис {100, 010, 001}) относительно внешней системы координат {x, y, z}, связанной с положением образца в объеме, удаленном от ионно-модифицированной поверхности (а) и в двух различных областях в приповерхностной области под облученной поверхностью (б, в) (образец никелида титана с ионно-модифицированной поверхностью (ионы кремния))

Fig. 3. The crystallographic orientations of the fragments within one original grain of B2 phase (basis {100, 010, 001}) relative to the outer coordinate system {x, y, z}, associated with the sample position in the volume, remote from the ion-modified surface (a) and in two different regions in the surface part under the irradiated surface (б, в) (a titanium nickelide sample with the ion-modified surface (silicon ions))

Одним из признаков фрагментации зеренной структуры является наличие в приповерхностном слое высокой концентрации границ (как большеугловых, так и малоугловых) по сравнению с их количеством в более удаленных от облученной поверхности областях (рис. 2). Предварительные результаты показали, что в приповерхностной области, где образовалась фаза В19'

(на рис. 2 показана желтым цветом), наряду с малоугловыми границами, характерными для пластинчатой структуры мартенсита В19' (показаны красными тонкими линиями), присутствуют и границы с углами разориентации более 15° (показаны черными линиями), более характерные для фазы В2. Другими словами, зеренная структура приповерхностного слоя после облучения ионными пучками фрагментировалась путем образования смеси из межфазных и межзеренных, малоугловых и большеугловых границ, что является признаком формирования рекристаллизованного структурного состояния в этой области.

Образование фрагментированных областей в отдельных зернах под облученной поверхностью никелида титана обусловлено рядом возможных причин. Во-первых, известно и экспериментально показано [2, 10, 11], что высокоэнергетические воздействия с использованием потоков заряженных частиц на материалы аналогичны ударно-волновым механическим воздействиям. Структура материала в зоне воздействия формируется вследствие наличия в этой зоне высокой концентрации радиационных дефектов структуры (вакансии, атомы внедрения, комплексы точечных и дислокационных дефектов и др.) и их движения в полях упругих напряжений, индуцированных облучением. В конечном итоге, все это должно приводить к измельчению или фрагментации исходной зеренной структуры с образованием высокоугловых межзеренных границ.

Во-вторых, в сплавах на основе никелида титана релаксация упругих напряжений, вызванных внешними воздействиями, может осуществляться путем фазового превращения мартенситного типа (термоупругого). Этот механизм релаксации упругих напряжений конкурирует с механизмами пластической деформации и, при определенных условиях, может оказаться приоритетным. Это, в свою очередь, будет приводить к перестройке атомной структуры из исходной В2 в мартенситную В19' фазу и обратно неоднородно во всем объеме материала, а только в областях с высокой концентрацией упругих напряжений. Поскольку, как правило, в этих областях имеет место и высокая концентрация дефектов кристаллического строения, то после образования фазы с мартенситной структурой может оказаться затрудненным обратное превращение в высокотемпературную фазу. Возможно, именно это является причиной обнаруженной в зоне фрагментации зеренной структуры фазы с мартенситной структурой, которая не наблюдалась в образцах никелида титана TiNi до их обработки ионными пучками.

И, наконец, в-третьих, благодаря крупнозернистой структуре исходного материала образцов никелида титана TiNi удалось выявить очень важный эффект зависимости интенсивности фрагментации от ориентации зерна, когда в одном зерне внутренняя структура фрагментируется почти на 1/3 от его объема, а в соседнем зерне не наблюдается каких-либо заметных

структурных изменений. Как отмечалось выше, исходная (в фазе В2) кристаллографическая ориентация семейств плотноупакованных плоскостей $\{111\}$, $\{112\}$ в зерне с фрагментированной субструктурой совпадала с направлением воздействия пучком, что могло, в свою очередь, привести к приоритетной активации соответствующих систем скольжения и к началу процесса пластической деформации в данном зерне раньше или одновременно с мартенситным превращением.

Выводы. Изучение механизмов фрагментации В2 структуры после ионно-пучковой обработки ионами кремния поверхности поликристаллов никелида титана методами дифракции обратнорассеянных электронов показали, что после облучения поверхности образцов никелида титана TiNi с поверхностным слоем, модифицированным среднеэнергетическими пучками ионов кремния, наблюдается изменение и фрагментация зеренной структуры приповерхностного слоя исследуемого сплава. Характерными особенностями приповерхностного слоя с новообразованной субструктурой является присутствие в нем мартенситной фазы В19', высокая концентрация межфазных и внутрифазовых границ раздела, а также то, что линейные размеры фрагментов превышают 1 мкм. Измельчение зеренной структуры слоя под облученной поверхностью неоднородно и зависит от кристаллографической ориентации исходного зерна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пушин В.Г., Лотков А.И., Колобов Ю.Р. и др. О природе аномально высокой пластичности высокопрочных сплавов никелида титана с эффектами памяти формы. Исходная структура и механические свойства // ФММ. 2008. Т. 106. № 5. С. 537 – 547.
2. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. – М.: Металлургия, 1990. – 216 с.
3. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк и др. – М.: изд. МГУ, 2005. – 640 с.
4. Gleiter H. Nanocrystalline Materials // Progress Mater. Sci. 1989. Vol. 33. P. 223 – 315.
5. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Изв. вуз. Физика. 1991. № 3. С. 56 – 70.
6. Siegel R.W. Mechanical properties of ultrafine-grained materials. – In book: Proc. of the NATO ASI “Mechanical Properties and Deformation Behaviour of Materials Having Ultra-Fine Microstructures” Eds. M. Nastasi, D.M. Parkin, H. Gleiter. – Dordrecht-Boston-London: Kluwer Head. Publ, 1993. Vol. E233. P. 509 – 530.
7. Коротчаев А.Д., Тюменцев А.Н., Третьяк М.В. и др. Особенности морфологии и дефектной субструктуры поверхностного слоя сплава Ni₃Al после обработки мощным ионным пучком // ФММ. 2000. Т. 89. № 1. С. 54 – 61.
8. Нанотехнологии поверхности. Формирование неравновесных состояний методами электронно-ионно-плазменных технологий / А.И. Лотков, С.Г. Псахье, А.Г. Князева и др.; отв. ред. Н.З. Ляхов, С.Г. Псахье. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2008. – 276 с.
9. Biihrer W., Gotthardt R., Kulik A. etc. Powder neutron diffraction study of nickel-titanium martensite // J. Phys. F. Met. Phys. 1983. Vol. 13. L77 – L81.
10. Фазовые превращения при облучении / Под ред. В.Ф. Нолфи; пер. с англ. М.Е. Резницкого, В.М. Устинщикова, А.Б. Цепелева;

под ред. Л.Н. Быстрова. – Челябинск: Metallurgy, Челябинское отделение, 1989. – 312 с.

Известия Академии наук. Серия физическая. 1996. Т. 60. № 4. С. 210 – 212.

11. Тетельбаум Д.И., Сорвина В.П., Курильчик Е.В. и др. О механизме эффекта дальнего действия при облучении твердых тел //

Поступила 20 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 4, pp. 267–271.

REFINEMENT OF THE STRUCTURE OF THE TITANIUM NICKELIDE NEAR-SURFACE LAYERS AFTER SILICON ION MODIFICATION

Meisner S.N.^{1,2}, *Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher*

Meisner L.L.^{1,2}, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher* (l1m@ispms.tsc.ru)

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

*Tverdokhlebova A.V.*¹, *Postgraduate*

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

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

Abstract. Changes in the microstructure of the surface layer of NiTi after pulse impacts on the alloy surface by medium energy silicon ion beams were investigated by the electron backscattered diffraction method. It was found that the surface layer was characterized by the presence of the martensitic phase B19' within the fragmentation grain structure with the high concentration of phase and interphase boundaries, the linear fragment sizes exceeding 1 micron; grain fragmentation was inhomogeneous and depends on the crystallographic orientation of the initial grain. Internal structure of the one grain was fragmented by almost 1/3 of its volume, and in the other grain any significant structural changes was not observed. The most heavily fragmented structure was observed in grains, which crystallographic orientation was close to the direction <111>, relative to the impact direction. The angles misorientation of the fragments was analyzed relative to the original crystallographic orientation B2 structure.

Keywords: nickel titanium, electron backscatter diffraction, ion implantation, silicon, surface modification, microstructure fragmentation.

REFERENCES

1. Pushin V.G., Lotkov A.I., Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Dudarev E.F., Kuranova N.N., Dyupin A.P., Gunderov D.V., Bakach G.P. On the nature of anomalously high plasticity of high-strength titanium nickelide alloys with shape-memory effects: I. Initial structure and mechanical properties. *Physics of Metals and Metallography*. 2008, Vol. 106, no. 5, pp. 520–530.
2. Komarov F.F. *Ionnaya implantatsiya v metally* [Ion implantation into metals]. Moscow: Metallurgiya, 1990. 216 p. (In Russ.).
3. Kadyrzhanov K.K., Komarov F.F., Pogrebnyak A.D., Rusakov V.S., Turkebaev T.E. *Ionno-luchevaya i ionno-plazmennaya modifikatsiya*

ya materialov [Ion-beam and ion-plasma modification of materials]. Moscow: izd. MGU, 2005. 640 p. (In Russ.).

4. Gleiter H. Nanocrystalline Materials. *Progress Mater. Sci.* 1989, Vol. 33, pp. 223–315.
5. Koneva N.A., Kozlov E.V. Laws of substructural hardening. *Izv. vuz. Fizika*. 1991, no. 3, pp. 56–70. (In Russ.).
6. Siegel R.W. Mechanical proper ties of ultrafine-grained materials. In: *Proc. of the NATO ASI "Mechanical Properties and Deformation Behaviour of Materials Having Ultra-Fine Microstructures"*. Nastasi M., Parkin D.M., Gleiter H. Eds. Dordrecht-Boston-London: Kluwer Head. Publ, 1993, Vol. E233, pp. 509–530.
7. Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Tret'yak M.V., Pinzhin Yu.P., Remnev G.E., Shchipakin D.A. Surface morphology and defect substructure of the surface layer of Ni₃Al treated by a high-power ion beam. *Fizika metallov i metalovedenie*. 2000, Vol. 89, no. 1, pp. 54–61. (In Russ.).
8. *Nanoinzheneriya poverkhnosti. Formirovanie neravnovesnykh sostoyanii v poverkhnostnykh sloyakh materialov metodami elektronno-ionno-plazmennyykh tekhnologii* [Nanoengineering of surface. Formation of non-equilibrium states in the surface layers of materials by means of electron-ion-plasma technologies]. Lyakhov N.Z., Psakh'e S.G. eds.; RAN SO, In-t fiziki prochnosti i materialovedeniya. Novosibirsk: izd. SO RAN. 2008. 276 p. (In Russ.).
9. Biihrer W., Gotthardt R., Kulik A., Mercier O., Staub F. Powder neutron diffraction study of nickel-titanium martensite. *J. Phys. F. Met. Phys.* 1983, Vol. 13, L77–L81.
10. Phase transformations during irradiation. Nolfi Frank V. ed. Elsevier Science Ltd, 1983, 374 p. (Russ.ed.: *Fazovye prevrashcheniya pri obluchenii*. Nolfi V.F. ed. Chelyabinsk: Metallurgiya, Chelyabinskoe otdelenie, 1989. 312 p.).
11. Tetel'baum D.I., Sorvina V. P., Kuril'chik E.V., Shcherbakova I.A., Semin Yu.A., Sidorova A.I. About a mechanism of a long-range effect on irradiation of solids. *Izvestiya Akademii nauk. Seriya fizicheskaya*. 1996, Vol. 60, no. 4, pp. 210–212. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed under the project of SB RAS no. III.23.2.1.

The authors express their sincere gratitude to the head of the Material Coatings and Nanotechnology laboratory, Dr. Sci. (Eng.) Sergeev V.P. for the assistance in carrying out the ion-beam processing of samples for research.

Received January 20, 2014

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ*

Багмутов В.П., д.т.н., профессор кафедры сопротивления материалов (sopromat@vstu.ru)

Водопьянов В.И., к.т.н., доцент кафедры сопротивления материалов

Денисевич Д.С., аспирант кафедры сопротивления материалов

Захаров И.Н., д.т.н., заведующий кафедрой сопротивления материалов

Захарова Е.Б., инженер кафедры сопротивления материалов

Волгоградский государственный технический университет
(400005, Россия, Волгоград, пр. Ленина, 28)

Аннотация. Предложена комплексная технология поверхностного упрочнения титановых сплавов, основанная на сочетании поверхностного легирования бором и углеродом, электромеханической обработки (ЭМО) и безабразивной финишной ультразвуковой обработки (БУФО). Представлены результаты исследования микротвердости и особенностей структурно-фазового состояния поверхностного слоя титанового псевдо- α -сплава типа 5В после различных комбинаций обработок (ЭМО, БУФО, поверхностное легирование). Показано, что для различных схем упрочнения достигается повышение микротвердости поверхности обработанного материала до 30 – 40 %. При этом наибольший эффект наблюдается при использовании в ходе обработок ЭМО + БУФО в качестве обмазки мелкодисперсного порошка литейного графита в комбинации с органическим связующим. Увеличение микротвердости обеспечивается упрочнением за счет интенсивной пластической деформации металла, измельчением зерна (с 50 до 1 мкм) при фазовых превращениях, а также формированием мелкодисперсных упрочняющих боридов и карбидов титана (содержание которых в поверхностном слое достигает 1,88 и 0,46 % соответственно).

Ключевые слова: комбинированные технологии, интенсивное температурно-силовое воздействие, поверхностное упрочнение, электромеханическая обработка, ультразвуковая обработка, фазовые превращения, субмикроструктурная структура, микротвердость, титановый сплав.

Перспективным направлением развития систем легирования и модифицирования структуры и свойств титановых сплавов является их упрочнение за счет третьей фазы на основе химических соединений [1 – 5]. Эти соединения должны быть термодинамически стабильными и обладать низким коэффициентом диффузии. Данным требованиям наиболее полно отвечают бор и углерод, которые в ходе химических реакций могут образовывать с титаном химические соединения (карбиды, бориды) [6, 7]. Упрочняющие частицы могут доставляться в поверхностный слой в виде готовых соединений или формироваться в основном металле [8, 9].

В настоящей работе приводятся результаты исследования металлографической структуры, состава и свойств поверхностного слоя титановых сплавов, упрочненных комбинацией электромеханической обработки (ЭМО) [10, 11] и поверхностного ультразвукового легирования (УЗЛ), заключающегося в нанесении легирующих элементов (в виде обмазки) на поверхность детали и последующей безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО) [12, 13].

В качестве источника легирующего элемента использовали мелкодисперсный порошок литейного графита и порошок аморфного бора в различных соотношениях в комбинации с органическим связующим; полученную смесь наносили тонким слоем на поверхность детали перед обработкой.

Технологии ЭМО и БУФО реализованы на типовом токарном станке, перенастройку метода осуществляли путем смены инструментального приспособления в резцедержателе.

Электромеханическую обработку проводили по режимам [10 – 12]: плотность тока $j = 400 \text{ А/мм}^2$; скорость обработки $v = 0,61 \text{ м/мин}$; подача $S = 0,4 \text{ мм/об}$; деформирующее усилие $F = 1200 \text{ Н}$; электрод-инструмент – конические ролики из твердого сплава ВК6С diam. 60 мм, угол заточки 5° , ленточка контакта 0,5 – 0,7 мм.

Режимы БУФО при УЗЛ: частота колебаний излучателя 22 кГц; скорость обработки $v = 4,71 \text{ м/мин}$; подача $S = 0,07 \text{ мм/об}$; деформирующее усилие $F = 100 \text{ Н}$ [12].

Использовали цилиндрические образцы diam. 15 мм и длиной 150 мм из титанового псевдо- α -сплава 5В. При помощи рассматриваемых технологий на поверхности образца создавали участки, обработанные по каждому из методов: 1 – ЭМО, 2 – БУФО, 3 – ЭМО + БУФО, 4 – УЗЛ + ЭМО, 5 – участок исходного (необработанного) материала. На каждом из участков вырезали по-

* Исследование выполнено в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России № 2014/16, а также при финансовой поддержке РФФИ по проектам № 14-08-00837 а, № 14-01-97028р_поволжье_а.

перечные шлифы для изучения структуры и микротвердости материала по глубине поверхностного слоя. Параметры шероховатости определяли с внешней обработанной поверхности образцов. Исследование микроструктуры образцов, упрочненных по указанной схеме, проводили после каждого из этапов комбинированной обработки.

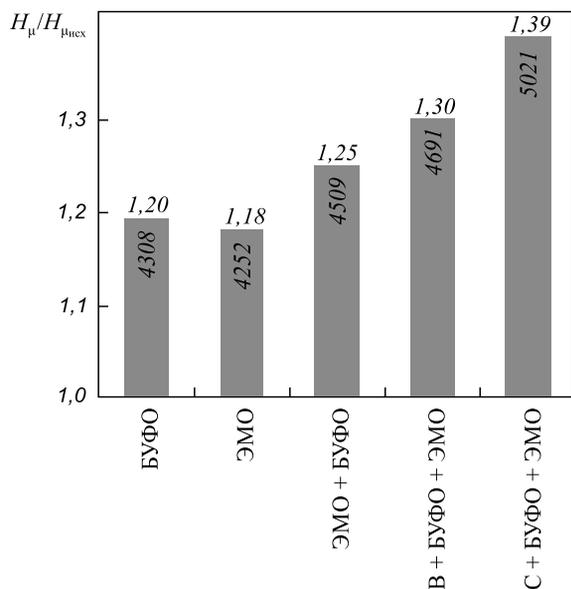


Рис. 1. Относительное изменение средней микротвердости поверхностного слоя образцов титанового сплава 5В после обработок БУФО, ЭМО, комбинированной (ЭМО + БУФО), поверхностного легирования бором и БУФО + ЭМО, поверхностного легирования углеродом и БУФО + ЭМО

Fig. 1. The relative changes of the average microhardness of the surface layer of 5V titanium alloy samples after treatments by NUF, EMT, combined (EMT + NUF), surface alloying with boron and NUF + EMT, surface alloying with carbon and NUF + EMT (UA – ultrasonic alloying; NUF – non-abrasive finishing; EMT – electromechanical treatment)

При исследовании использовали следующее оборудование: двухлучевой электронный сканирующий микроскоп Versa 3D, микротвердомер ПМТ-3М.

На рис. 1 показано изменение микротвердости поверхностного слоя титановых образцов после ультразвуковой, электрохимической и комбинированных обработок в относительных (к исходной микротвердости неупрочненного металла $H_{\mu_{исх}} = 3600$ МПа) и абсолютных единицах. Деформационное и термомеханическое воздействие в ходе БУФО и ЭМО приводит к некоторому росту поверхностной микротвердости на 15 – 20 %. Увеличение микротвердости титана после ЭМО не превышает 20 – 25 % от исходной. Проведенная после ЭМО обработка БУФО дополнительно повышает микротвердость не более чем на 5 – 10 % для титановых образцов по сравнению с твердостью после ЭМО. После УЗЛ бором и углеродом и последующей ЭМО на поверхности титановых образцов формируется упрочненный слой с повышенной микротвердостью, превышающей исходную на 30 – 40 % (для комбинации легирования бором + БУФО + ЭМО на 30 % и для комбинации легирования углеродом + БУФО + ЭМО на 39 %).

На основании результатов электронной сканирующей микроскопии исследуемых образцов выделены характерные области поверхностного слоя титанового сплава типа 5В после комбинированного упрочнения по схеме УЗЛ + ЭМО (рис. 2):

- поверхностный слой толщиной около 50 мкм с ультрадисперсной структурой (рис. 2, а, зона 1), в котором зерна имеют форму глобул размером до 1 мкм и распределены по направлению движения деформирующего инструмента при обработке (рис. 2, б);
- промежуточный слой (на глубине от 50 до 100 – 150 мкм) с пластинчатой структурой (рис. 2, а, зона 2), ориентированной (также как

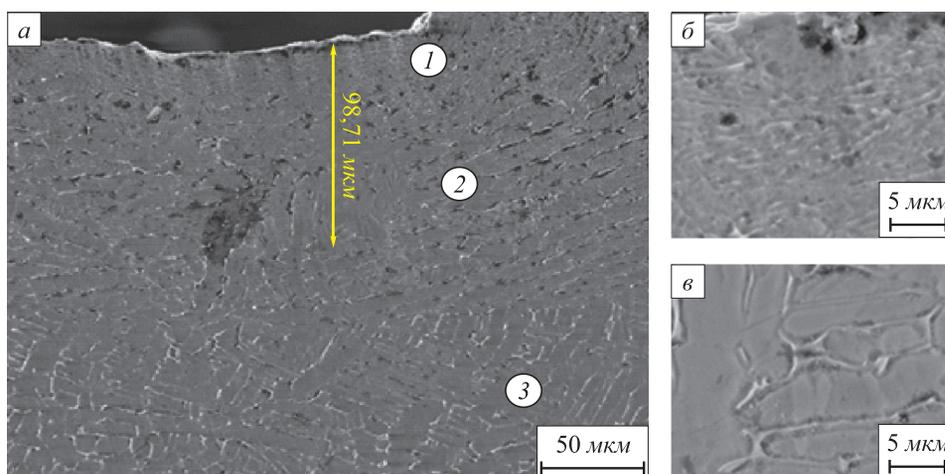


Рис. 2. Микрофотографии характерных зон титанового сплава 5В после комбинированного упрочнения УЗЛ + ЭМО: а – общий вид; б и в – зоны 1 и 2

Fig. 2. Micrographs of characteristic zones of 5V titanium alloy after combined hardening by UA + EMT: а – general view; б and в – area 1 and 2

и в зоне 1) вдоль направления обработки и размером зерен 5 – 20 мкм (рис. 2, в);

- исходная структура (рис. 2, а, зона 3) с размером пластинок до 50 мкм.

Результаты исследования электронно-зондовым методом элементного состава титанового сплава типа 5В после ЭМО и после комбинации УЗЛ + ЭМО приведены в таблице.

После обработки УЗЛ + ЭМО наблюдается увеличение концентрации бора в тонком приповерхностном слое (рис. 2, а, зона 1) до $0,46 \pm 0,13$ % и концентрации углерода до $1,88 \pm 0,17$ % (см. таблицу), что значительно выше растворимости этих элементов в α -твердом растворе титана, которая составляет для бора менее 0,05 %, для углерода – около 0,1 % [14]. Это косвенным образом указывает на присутствие боридов титана TiB и свободных карбидов в структуре материала, которые, однако, не обнаруживаются металлографическим способом при использованных увеличениях (рис. 2, б). В зоне 2 на глубине до 150 мкм также отмечается повышенное содержание углерода ($0,80 \pm 0,08$ %) и бора ($0,31 \pm 0,12$ %). В зоне 3 концентрация элементов соответствует исходной (см. таблицу).

Также выявляется наличие в составе обработанного металла азота (от 2,73 до 3,45 %) и на некоторой глубине от поверхности в зоне 2 (рис. 2, а) кислорода – до 1,25 %. Вероятно, это происходит вследствие насыщения данными элементами из воздуха, влияние которых на механические свойства требует дополнительных исследований.

Рассмотрим особенности влияния различных технологических воздействий и их комбинаций на структуру и микротвердость титанового псевдо- α -сплава типа 5В.

Поверхностная пластическая деформация при ультразвуковом воздействии приводит к повышению микротвердости поверхности до 20 %.

В ходе ЭМО основной эффект упрочнения титанового сплава достигается за счет формирования α' -фазы и интенсивной пластической деформации при высокоскоростном электронагреве. Однако невысокая разница удельных объемов образующихся фаз (α , β , α'), а также быстро протекающие процессы отжига не приводят к

существенному увеличению твердости (которое также не превышает 20 – 25 %).

Комбинирование технологий ЭМО + БУФО позволяет повысить микротвердость не более чем на 5 – 10 % в связи с исчерпанием деформационных механизмов упрочнения.

Формирование в поверхностном слое ультрадисперсных боридов и карбидов титана при поверхностном легировании в сочетании с БУФО + ЭМО приводит к дополнительному повышению микротвердости поверхностного слоя на 10 – 20 %.

Во всех перечисленных случаях структура упрочненной поверхности характеризуется высокой степенью дисперсности. Размер зерен снижается по сравнению с исходным (50 мкм): в зоне термосилового воздействия после ЭМО и после ЭМО + БУФО до 5 – 10 мкм, в упрочненном ЭМО + БУФО легированном слое до 1 мкм.

Предложенная последовательность технологических операций (обмазка – УЗЛ – ЭМО) сопровождается следующими характерными этапами формирования структуры: накопление свободных частиц бора и углерода в дефектах поверхностного слоя в ходе УЗЛ; образование ультрадисперсных боридов и карбидов в ходе ЭМО на стадии нагрева одновременно с $\alpha \rightarrow \beta$ -фазовым переходом; формирование измельченной глобулярной структуры на стадии охлаждения в процессе $\beta \rightarrow \alpha$ (α')-превращения.

В процессе УЗЛ происходит активизация диффузионных процессов в ходе пластической деформации, результатом которых является переход легирующих элементов в поверхностный слой металла на глубину воздействия. Последующий электронагрев приводит к выделению свободных карбидов и боридов, которые при охлаждении служат дополнительными центрами кристаллизации, увеличивая количество зародышей α (α')-зерен. Полученные модификаторы распределены достаточно равномерно в силу скоротечности процессов нагрева и охлаждения, а также слабой диффузионной подвижности, что способствует формированию однородной глобулярной структуры. При этом выраженная вытянутая текстура зерен соответствует на-

Элементный состав сплава

Элемент	Содержание, %, элемента				
	Исходный для ЭМО	Исходный для УЗЛ	После ЭМО	После УЗЛ + ЭМО	
				зона 1	зона 2
Ti	$92,24 \pm 1,23$	$93,67 \pm 1,19$	$89,43 \pm 1,17$	$88,23 \pm 1,11$	$88,74 \pm 1,11$
Al	$4,89 \pm 0,31$	$6,18 \pm 0,38$	$5,14 \pm 0,32$	$5,49 \pm 0,34$	$5,45 \pm 0,34$
Mo	$2,34 \pm 0,08$	$0,15 \pm 0,01$	$1,82 \pm 0,05$	$0,48 \pm 0,02$	$0,43 \pm 0,01$
C	$0,53 \pm 0,06$	0	$0,88 \pm 0,09$	$1,88 \pm 0,17$	$0,80 \pm 0,08$
B	0	0	0	$0,46 \pm 0,13$	$0,31 \pm 0,12$
N	0	0	$2,73 \pm 0,22$	$3,46 \pm 0,27$	$3,02 \pm 0,22$
O	0	0	0	0	$1,25 \pm 0,18$

правлению максимальных сдвиговых деформаций при движении инструмента при ультразвуковой и электро-механической обработках.

Кроме того, как показано в работе [12], ультразвуковое воздействие приводит к повышению качества поверхности за счет выглаживания микронеровностей. На неупрочненной поверхности достигается снижение среднего отклонения профиля до четырех раз, на упрочненной ЭМО – до семи раз.

Выводы. Повышение микротвердости поверхностного слоя титанового сплава составляет 30 % для комбинации легирование бором + БУФО + ЭМО и 39 % для комбинации легирование углеродом + БУФО + ЭМО по сравнению с исходной и обеспечивается интенсивной пластической деформацией металла и протекающими фазовыми превращениями в ходе ЭМО, а также присутствием в структуре поверхностного слоя мелкодисперсных упрочняющих карбидов и боридов титана. При металлографическом исследовании образцов из титанового сплава 5В после комбинированной обработки установлено существенное (с 50 до 1 мкм) измельчение зерна. Модификация тонкого поверхностного слоя происходит в результате насыщения углеродом и бором после УЗЛ (до 1,88 и 0,46 % соответственно) с возникновением дополнительных центров зарождения кристаллов и стабилизацией ультрадисперсных боридов и карбидов титана при высокоскоростном электронагреве в ходе ЭМО. Разработан комбинированный метод обработки, заключающийся в нанесении легирующих элементов в виде обмазки на поверхность детали; ультразвуковой обработке подготовленной поверхности с накоплением свободных частиц бора и углерода в дефектах поверхностного слоя; в электро-механической обработке. Наибольшее увеличение микротвердости получено при использовании в качестве обмазки мелкодисперсного порошка литейного графита в комбинации с органическим связующим.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Noli F., Misaelides P., Riviere J.-P. Enhancement of the corrosion resistance of a Ti-Based alloy by ion-beam deposition methods

- // Nucl. Instr. and Meth. In Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2009. Vol. 267. P. 1670.
2. Гусева М.И., Мартыненко Ю.В., Смыслов А.М. Глубокая модификация титанового сплава ионной имплантацией // *Металлы*. 2000. № 3. С. 108 – 112.
 3. Gokul Lakshmi S., Tamilselvi S., Rajendran N., Arivuoli D. Effect of N + ion implantation on the corrosion behavior of Ti-6Al-7Nb and Ti-5Al-2Nb-1Ta orthopaedic alloys in Hanks solution // *J. of applied electrochemistry*. 2004. Vol. 34. № 3. P. 271 – 276.
 4. Шаркеев Ю.П., Кукареко В.А., Ерошенко А.Ю. и др. Ионная имплантация как метод повышения циклической долговечности титана в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях // *Перспективные материалы*. 2011. № 12. С. 136 – 142.
 5. Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. и др. Формирование нанокompозитных слоев на поверхности титана VT1-0 при электровзрывном науглероживании и электронно-пучковой обработке // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2012. № 6. С. 67 – 70.
 6. Петровская Т.С. Комплексная обработка поверхности титана // *Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении*. 2009. Т. 11. № 3. С. 71 – 73.
 7. Панин А.В., Казаченок М.С., Шугуров А.Р. и др. Ультразвуковая обработка наводороженного технического титана VT1-0 // *Тяжелое машиностроение*. 2010. № 2. С. 36 – 39.
 8. Башенко Л.П., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А. Модификация структуры поверхностных слоев титана VT1-0 при электровзрывном карбоборировании и электронно-пучковой обработке // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2013. № 3. С. 68 – 70.
 9. Бровер Г.И., Бровер А.В., Дьяченко Л.Д. Некоторые особенности структуры и свойств поверхностных слоев титана после лазерных закалки и легирования // *Изв. вуз. Цветная металлургия*. 2005. № 6. С. 51 – 55.
 10. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В.П. Багмутов, С.Н. Паршев, Н.Г. Дудкина, И.Н. Захаров. – Новосибирск: Наука, 2003. – 318 с.
 11. Багмутов В.П., Водопьянов В.И., Захаров И.Н., Горунев А.И. Влияние интенсивной термосиловой обработки на структуру и свойства титановых псевдо- α -сплавов в условиях ЭМО // *Металлы*. 2013. № 5. С. 93 – 97.
 12. Багмутов В.П., Захаров И.Н., Горунев А.И. и др. Комбинированное поверхностное упрочнение стальных и титановых сплавов на основе электромеханической и ультразвуковой обработок // *Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении*. 2013. Т. 7. № 6 (109). С. 68 – 71.
 13. Холопов Ю.В., Зинченко А.Г., Савиных А.А. Безабразивная ультразвуковая финишная обработка металлов. – Л.: ЛДНТП, 1988. – 18 с.
 14. Цвиккер У. Титан и его сплавы / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.

Поступила 16 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 4, pp. 272–276.

STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF TITANIUM ALLOYS AFTER ELECTROMECHANICAL TREATMENT AND ULTRASONIC SURFACE ALLOYING

Bagmutov V.P., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair strength of materials (sopromat@vstu.ru)

Vodop'yanov V.I., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair strength of materials

Denisevich D.S., Postgraduate of the Chair strength of materials

Zakharov I.N., Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair strength of materials

Zakharova E.B., Engineer of the Chair strength of materials

Volgograd State Technical University (28, Lenina ave., Volgograd, 400005, Russia)

Abstract. The authors proposed the complex technology of surface hardening of titanium alloys based on a combination of surface alloying with boron and carbon, electromechanical treatment (EMT) and non-abra-

sive ultrasonic finishing (NUF). The results of the study of microhardness and features of the structural-phase state of the surface layer of 5V titanium pseudo- α -type alloy were presented after various combinations of treatments (EMT, NUF, surface alloying). It was shown that for a variety of schemes hardening was achieved by increasing the surface microhardness of the treated material to 30 – 40 %. The greatest effect can be observed when using alloying agent during EMT + NUF (graphite cast powder in combination with an organic binder). Increase in microhardness was provided due to the hardening by severe plastic deformation of the metal, grain size refinement (from 50 to 1 μm) during phase transitions, as well as the formation of fine reinforcing borides and carbides of titanium (whose content in the surface layer increased up to 1.88 and 0.46 %, respectively).

Keywords: combined technologies, intensive temperature-force effect, surface hardening, electro-mechanical treatment, ultrasonic treatment, phase transformations, submicrocrystalline structure, microhardness, titanium alloy.

REFERENCES

- Noli F., Misaelides P., Riviere J.-P. Enhancement of the corrosion resistance of a Ti-based alloy by ion-beam deposition methods. Nucl. Instr. and Meth. In: *Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2009, Vol. 267, pp. 1670.
- Guseva M.I., Martynenko Yu.V., Smyslov A.M. Deep modification of titanium alloy by ionic implantation. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2000, no. 3, pp. 114–119.
- Gokul Lakshmi S., Tamilselvi S., Rajendran N., Arivuoli D. Effect of N + ionimplantation on the corrosion behavior of Ti-6Al-7Nb and Ti-5Al-2Nb-1Ta orthopaedic alloys in Hanks solution. *J. of applied electrochemistry*. 2004, Vol. 34, no. 3, pp. 271–276.
- Sharkeev Yu.P., Kukareko V.A., Eroshenko A.Yu., Kuchina A.S., Belyi A.V., Bataev V.A., Smirnov A.I., Veselov S.V. Ion implantation as an increase method of titanium fatigue life in large-grained and ultrafine-grained states. *Perspektivnye materialy*. 2011, no. 12, pp. 136–142. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Soskova N.A., Raikov S.V. Formation of nanocomposite layers on the surface of VT1-0 titanium at electroexplosive carburization and electron-beam treatment. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 6, pp. 67–70. (In Russ.).
- Petrovskaya T.S. Integrated processing of titanium surface. *Izvestiya VolgGTU. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii*. 2009, Vol. 11, no. 3, pp. 71–73. (In Russ.).
- Panin A.V., Kazachenok M.S., Shugurov A.R., Chernov I.P., Lider A.M., Kretova O.M. Ultrasonic processing of hydrotreated technical BT1-0 titanium. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2010, no. 2, pp. 36–39. (In Russ.).
- Bashchenko L.P., Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A. Modification of the titanium VT1-0 surface layers structure after electroexplosive carboboronizing and electron-beam treatment. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 3, pp. 68–70. (In Russ.).
- Brover G.I., Brover A.V., D'yachenko L.D. Some peculiarities of structure and properties of surface layers of titanium after laser hardening and alloying. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2005, no. 6, pp. 51–55. (In Russ.).
- Bagmutov V.P., Parshev S.N., Dudkina N.G., Zakharov I.N. *Elektromekhanicheskaya obrabotka: tekhnologicheskie i fizicheskie osnovy, svoystva, realizatsiya* [Electromechanical processing: technological and physical bases, properties, realization]. Novosibirsk: Nauka, 2003. 318 p. (In Russ.).
- Bagmutov V.P., Vodop'yanov V.I., Zakharov I.N., Gorunov A.I., Denisevich D.S. Effect of intense thermomechanical treatment on the structure and properties of titanium pseudo- α alloys during electromechanical treatment. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2013, no. 5, pp. 712–715.
- Bagmutov V.P., Zakharov I.N., Gorunov A.I., Zakharova E.B., Denisevich D.S., Kosogorov A.V. Composite surface hardening of steel and titanium alloys on the bases of electromechanical and ultrasonic processing. *Izvestiya VolgGTU. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii*. 2013, Vol. 7, no. 6 (109), pp. 68–71. (In Russ.).
- Kholopov Yu.V., Zinchenko A.G., Savinykh A.A. *Bezabrazivnaya ul'trazvukovaya finishnaya obrabotka metallov* [Nonabrasive ultrasonic final metal processing]. Leningrad: LDNTP, 1988. 18 p. (In Russ.).
- Zwicker Ulrich. Titan und Titan-Legierungen. Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York 1974. (Russ.ed.: Zwicker U. *Titan i ego splavy*. Moscow: Metallurgiya, 1979. 512 p.)

Acknowledgements. The study was performed in the framework of the state task of the Ministry of Education and Science no. 2014/16, and with the financial support of Russian Foundation for basic research under project no. 14-08-00837 and no. 14-01-97028 Povolgie.

Received January 16, 2014

УДК 669.184.001.57

О НЕПАРАМЕТРИЧЕСКОЙ ИДЕНТИФИКАЦИИ И ДУАЛЬНОМ УПРАВЛЕНИИ ДИНАМИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ

Банникова А.В.¹, аспирант
Корнет М.Е.², соискатель (maria4business@mail.ru)

¹ Сибирский Федеральный Университет
(660041, Россия, г. Красноярск, пр. Свободный, 79)

² Сибирский государственный аэрокосмический университет им. академика М.Ф. Решетнева
(660014, Россия, г. Красноярск, пр. им. газеты «Красноярский рабочий», 31)

Аннотация. Рассмотрена проблема моделирования дискретно-непрерывного динамического процесса при отсутствии данных о текущих управляющих воздействиях, поставлена задача идентификации. Предложена непараметрическая модель динамического объекта и проанализированы результаты вычислительного эксперимента моделирования при неполной информации об управляющих воздействиях. Для учета в модели неконтролируемых входных воздействий предложена двухконтурная система управления динамическим объектом. Внутренний контур управления включает управляющее устройство, которое реализует типовой закон регулирования. Внешний контур включает непараметрический регулятор, несущий в себе черты обучаемости и дуализма. Описан непараметрический алгоритм дуального управления и проанализирован его двойственный характер. Приведен сравнительный анализ численного исследования алгоритма управления динамическим объектом, реализованного в двухконтурной системе и в системе управления с типовым ПИ-регулятором.

Ключевые слова: дискретно-непрерывный динамический процесс, непараметрическая идентификация, непараметрический регулятор, непараметрическое дуальное управление.

Проблемы идентификации и управления сложными промышленными объектами традиционно имеют высокую практическую значимость. Зачастую исследователю приходится решать эти задачи в условиях малой априорной информации об исследуемом процессе. Одной из характерных ситуаций является недостаток текущей информации из-за отсутствия соответствующих средств контроля.

Целью настоящей работы является рассмотрение и численное исследование непараметрических алгоритмов идентификации и управления применительно к динамическим процессам.

Непараметрическая идентификация в условиях неполной текущей информации. При изучении дискретно-непрерывных технологических процессов исследователь сталкивается с неполной информацией о текущих входных данных, которые могут существенно отличаться от реальности. В частности, может возникнуть ситуация, когда процесс управляется человеком-оператором. В процессе работы оператор вносит коррекции по ходу технологического процесса на основании имеющегося опыта и технологической карты. Во многих случаях значения управляющих воздействий (то есть действий оператора) из-за недостатка средств контроля остаются неизвестными. Это накладывает свой отпечаток при моделировании и обуславливает проблему построения модели при недостатке текущей информации [1].

Пусть объект описывается уравнением

$$x_t = f(x_{t-1}, x_{t-2}, \dots, x_{t-k}, u_t, \mu_t),$$

где $f(\cdot)$ – неизвестная функция; k определяется на основании имеющейся априорной информации.

Блок-схема рассматриваемого динамического процесса представлена на рис. 1, где x_t – выходная переменная процесса; u_t – входное управляемое воздействие; μ_t – вектор входных неуправляемых воздействий; (t) – непрерывное время; индекс t – дискретное время; \bar{u}_t – неизвестное входное воздействие; Δu_t – входное воздействие, поступающее на вход системы от оператора, остающееся неизвестным из-за недостатка средств контроля; x_t^* – задающее воздействие; \hat{x}_t – выход модели объекта; УУ – устройство управления; блок Н – выполняет роль сумматора входных воздействий u_t и Δu_t ; h_t^x , h_t^u , h_t^{μ} – случайные помехи измерений, соответствующие переменным процесса с нулевыми математическими ожиданиями и ограниченной дисперсией; $\xi(t)$ – векторная случайная помеха; Δt – интервал времени, через который осуществляется контроль переменных.

Таким образом, имеется выборка «входных-выходных» переменных $\{x_i, \mu_i, u_i, i = 1, s\}$, где s – объем выборки (индекс h у переменных объекта из соображения простоты опущен). Задача идентификации состоит в построении модели объекта на основе выборки $\{x_i, \mu_i, u_i, i = 1, s\}$. Синтез непараметрической модели

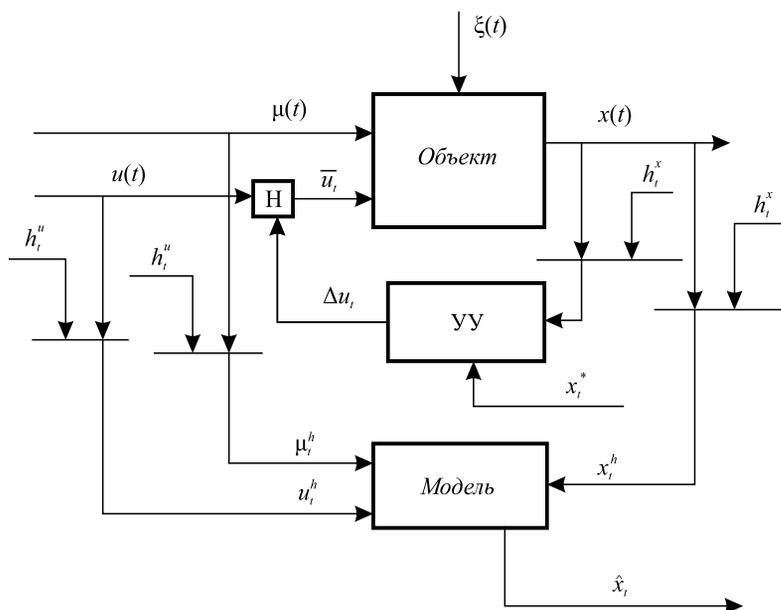


Рис. 1. Блок-схема моделирования динамического процесса

Fig. 1. The flowchart of the dynamic process modeling

описан в работе [2]. Непараметрическая модель подобного объекта для случая $k = 2$ может быть принята в следующем виде [3]:

$$\hat{x}_i(u, \mu) = \left[\sum_{i=1}^s x_i \Phi \left(\frac{u_s - u_i}{c_s^u} \right) \Phi \left(\frac{x_{s-1} - x_{i-1}}{c_s^x} \right) \times \right. \\ \times \Phi \left(\frac{x_{s-2} - x_{i-2}}{c_s^x} \right) \Phi \left(\frac{\mu_s - \mu_i}{c_s^\mu} \right) \left. \right] \left/ \left[\sum_{i=1}^s \Phi \left(\frac{u_s - u_i}{c_s^u} \right) \times \right. \right. \\ \left. \left. \times \Phi \left(\frac{x_{s-1} - x_{i-1}}{c_s^x} \right) \Phi \left(\frac{x_{s-2} - x_{i-2}}{c_s^x} \right) \Phi \left(\frac{\mu_s - \mu_i}{c_s^\mu} \right) \right],$$

где $\Phi(\cdot)$ – ядерная колоколообразная функция; c_s – коэффициент размытости ядра (значения $\Phi(\cdot)$ и c_s удовлетворяют условиям работы [3]).

Для оценки непараметрической модели использована квадратичная ошибка $R_s = s^{-1} \sum_{i=1}^s (x_i - x_i^s)^2$, где x_i –

измеренное значение выходной переменной; x_i^s – полученная оценка; R_s – относительная ошибка; $W_s = R_s/D_s$; D_s – дисперсия выхода объекта.

Численное исследование непараметрического алгоритма идентификации. Рассмотрим следующий вычислительный эксперимент. Для имитации реального объекта принято уравнение вида $x(t) = 0,1x(t-1) + 0,2x(t-2) + 3u(t) + \mu_1(t) + \mu_2(t) + 2\mu_3(t)$. Входное воздействие примем в виде $u(t) = 2 + 2\sin(0,2t)$. После прохождения канала Н значение \bar{u}_i определим следующим образом: $\bar{u}_i = 2 + 1,8\sin(1,8t)$. Неуправляемые входные воздействия возьмем в виде $\mu_1(t) = 0,5\cos(0,5t)$, $\mu_2(t) = 0,35\cos(0,4t)$, $\mu_3(t) = 0,2\cos(0,6t)$. Примем $\Delta t = 0,2$, $s = 150$, помехи отсутствуют. Результаты моделирования

приведены на рис. 2 в случае, когда действия оператора по корректировке входного управляемого воздействия не фиксируются ($R_s = 1,54$, $W_s = 0,36$) (а) и в случае ситуации, когда действия оператора известны ($R_s = 0,16$, $W_s = 0,03$) (б). В первом случае модель динамического объекта оказалась более грубой, чем во втором.

Непараметрическое дуальное управление динамическим процессом. В настоящее время при управлении динамическими процессами в черной металлургии часто используют стандартные типовые законы регулирования (П, ПИ, ПИД) [4]. Функции управления, как было отмечено ранее, может выполнять человек-оператор. Следует отметить, что качество регулирования в ряде случаев оказывается недостаточно эффективным. Для повышения эффективности управления в рассмотренную блок-схему (рис. 1) предлагается добавить внешний контур управления (рис. 3), где НР – непараметрический регулятор; x_i^* – задающее воздействие для непараметрического регулятора, x_i^{**} – задающее воздействие для УУ.

Примечательно, что контур управления, включающий в себя управляющее устройство, сохранен, но добавлен внешний контур управления, включающий в себя непараметрический регулятор [5]. Управляющее устройство реализует какой-либо типовой закон регулирования [6, 7]. Непараметрический регулятор несет в себе черты обучаемости и дуализма, он позволяет улучшить качество управления объекта за счет учета неуправляемой входной переменной μ .

Непараметрический алгоритм дуального управления [8, 9] имеет вид

$$u_{s+1} = u_s^* + \Delta u_{s+1},$$

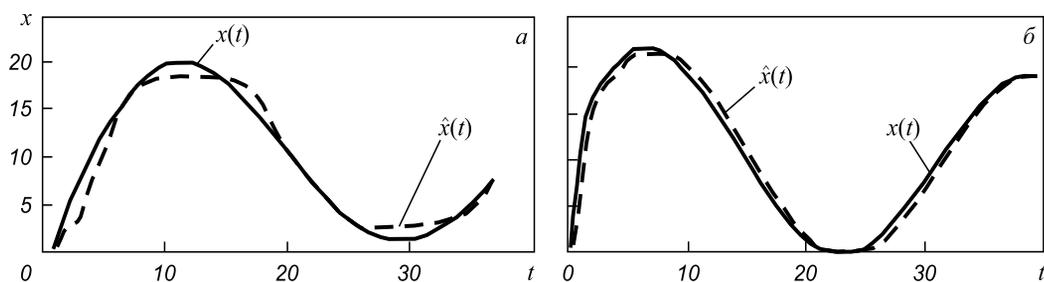


Рис. 2. Результаты моделирования объекта

Fig. 2. Results of the object modelling

где

$$u_s^* = \left[\sum_{i=1}^s u_i \Phi \left(\frac{x^* - x_i}{c_s} \right) \Phi \left(\frac{x_{s-1} - x_{i-1}}{c_s} \right) \Phi \left(\frac{x_{s-2} - x_{i-2}}{c_s} \right) \times \right. \\ \left. \times \Phi \left(\frac{\mu_s - \mu_i}{c_s} \right) \right] \left/ \left[\sum_{i=1}^s \Phi \left(\frac{x^* - x_i}{c_s} \right) \Phi \left(\frac{x_{s-1} - x_{i-1}}{c_s} \right) \times \right. \right. \\ \left. \left. \times \Phi \left(\frac{x_{s-2} - x_{i-2}}{c_s} \right) \Phi \left(\frac{\mu_s - \mu_i}{c_s} \right) \right],$$

сосредоточены «знания» об объекте; $\Delta u_{s+1} = \varepsilon(x_{s+1}^* - x_s)$ – «изучающие» поисковые шаги; x^* – задающее воздействие.

Проанализируем характер дуализма рассмотренного алгоритма. На начальной стадии управления из-за недостатка информации основная роль принадлежит слагаемому Δu_{s+1} . По мере процесса обучения (накопления информации) все возрастающую роль при формировании управляющего воздействия начинает играть слагаемое u_s^* . Таким образом, в процессе дуального

управления объектом фигурируют как этап изучения объекта, так и этап приведения его к цели.

Численное исследование непараметрического алгоритма дуального управления. Приведем некоторые результаты вычислительного эксперимента. Пусть исследуемый объект является динамическим и описывается выражением: $x(t) = x(t-1) + 2x(t-2) + 3x(t-3) + u(t) + \mu_1(t) + \mu_2(t) + 2\mu_3(t)$ (входные воздействия описаны такие же, как в предыдущем вычислительном эксперименте). В качестве устройства управления выбран ПИ-регулятор. На рис. 4 представлена работа системы управления при ступенчатом задающем воздействии, когда на объект действует помеха 7 % (приняты следующие обозначения: $x(t)$ – выход объекта при двухконтурной схеме управления; $\bar{x}(t)$ – выход объекта при управлении ПИ-регулятором; $x^*(t)$ – задание).

Двухконтурная схема управления значительно качественнее справляется с задачей управления по сравнению с типовым регулятором. Необходимо также отметить, что предложенный алгоритм управления является наиболее устойчивым к помехе, и даже при достаточно

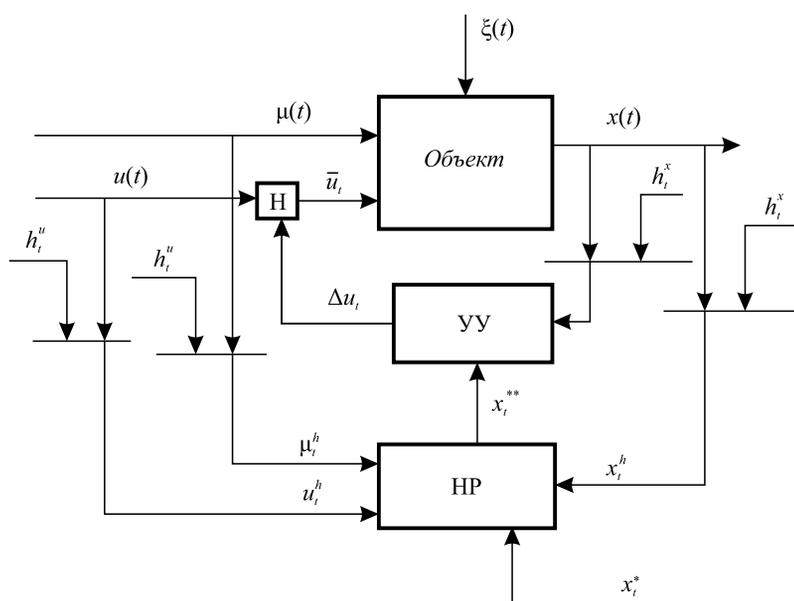


Рис. 3. Двухконтурная схема управления динамическим процессом

Fig. 3. The dual-circuit control scheme of the dynamic process

высоком (7 %) уровне позволяет получить удовлетворительный результат.

Непараметрическая идентификация на примере процесса выплавки стали. Для проведения кислородно-конвертерной плавки в рациональном режиме необходимо использование модели расчета основных параметров плавки. Трудности идентификации процесса, как правило, связаны с большим количеством взаимодействующих параметров и наличием трудно формализуемых факторов [10]. Кроме того, плавкой управляет машинист дистрибутора и из-за недостатка соответствующих средств контроля некоторые воздействия им не фиксируются. В рамках современных АСУ ТП плавкой реализованы математические модели тепловых и физико-химических процессов, протекающих в конвертере, в виде уравнений термодинамики, гидродинамики, массопереноса и т.д., а оптимизация процесса требует увеличения объема контролируемых и расчетных параметров процесса. Возможным решением является непараметрическая идентификация искомым зависимостей [1].

Контролируемыми управляемыми переменными кислородно-конвертерной плавки являются: u_1 – расход кислорода на продувку, м³; u_2 – расход кислорода на прогрев, м³; $u_3 - u_8$ – расход извести, электродного боя, флюса ФОМИ, флюса ФМ-1, агломерата офлюсованного, угля ССО, т; u_9 – продолжительность продувки, мин., u_{10} – расстояние между кислородной фурмой и уровнем ванны конвертера. В качестве контролируемых неуправляемых по ходу плавки переменных выступают μ_1 – расход чугуна, т; химический состав заливаемого чугуна, а именно $\mu_2 - \mu_5$ – содержания кремния, марганца, серы, фосфора, %; μ_6 – температура чугуна, °С; μ_7 – расход лома, т. К помехам $\xi(t)$, действующим на процесс, относят различные, как правило, неконтролируемые факторы. Векторная выходная переменная $x(t)$ характеризует параметры конечного продукта плавки, а именно, химический состав металла на повалке ($x_1 - x_4$ – содержание углерода, марганца, серы, фосфора, %), химический состав конечного шлака на повалке ($x_5 - x_{15}$ – содержания CaO, SiO₂, FeO, MgO, Al₂O₃, S, MnO, P₂O₅, TiO₂, V₂O₅), температуру металла на повалке, °С.

Для вычислительного эксперимента использовали выборку реальных данных плавки, проведенных в кислородно-конвертерном цехе № 2 «ЕВРАЗ – объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат». Выборка включала в себя следующие переменные: $u_1 - u_8, \mu_1 - \mu_7, x_1 - x_{15}$. Объем выборки $s = 35$. Для вычислительного эксперимента было построено четыре непараметрические модели вида:

$$x_s^l(u) = \frac{\sum_{i=1}^{35} x_i \prod_{j=1}^{15} \Phi(c_s^{-1}(u^j - u_i^j))}{\sum_{i=1}^{35} \prod_{j=1}^{15} \Phi(c_s^{-1}(u^j - u_i^j))},$$

где $l = \overline{1, 4}; s = 35$.

Полученные зависимости имеют нелинейный характер, хорошо согласуются с функциональными и физико-химическими представлениями о кислородно-конвертерном процессе выплавки стали.

Выводы. Рассмотрены адаптивные модели дискретно-непрерывных процессов в условиях непараметрической неопределенности. Приведены непараметрические алгоритмы управления для внешнего контура управления объектом. Некоторые фрагменты работы моделей и алгоритмов управления иллюстрируются вычислительными экспериментами. Применение непараметрического алгоритма во внешнем контуре управления позволяет улучшить ведение технологического процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Медведев А.В. Теория непараметрических систем. Моделирование // Вестник СибГАУ. 2010. № 4(30). С. 4 – 9.
2. Медведев А.В. Теория непараметрических систем. Общий подход // Вестник СибГАУ. 2008. № 2(20). С. 65 – 68.
3. Медведев А.В. Непараметрические системы адаптации. – Новосибирск: Наука, 1983. – 174 с.
4. Автоматическое управление металлургическими процессами / А.М. Беленький, В.Ф. Бердышев, О.М. Блинов, В.Ю. Каганов. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
5. Банникова А.В., Корнеева А.А., Корнет М.Е., Сергеева Н.А. О непараметрическом моделировании стохастическим объектом с памятью // Вестник СибГАУ. 2014. № 2(54). С. 6 – 11.

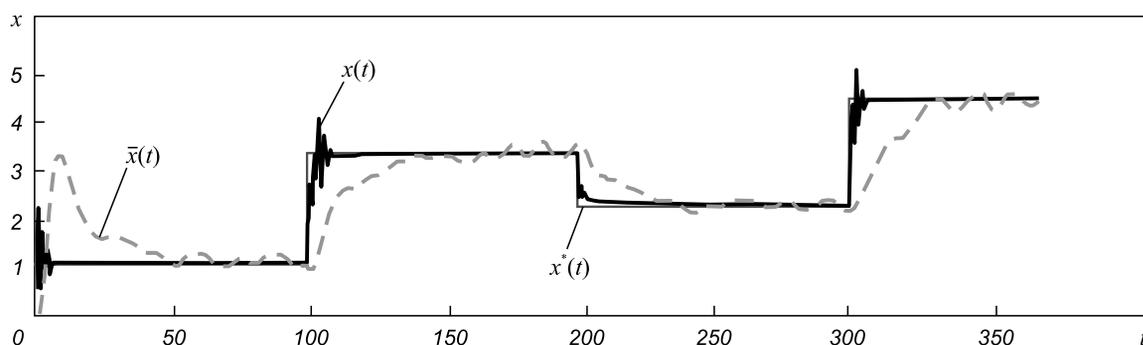


Рис. 4. Работа системы управления при помехе 7 %

Fig. 4. The work of the control system with interference of 7 %

6. Методы классической и современной теории автоматического управления. Статистическая динамика и идентификация систем автоматического управления / Под ред. К.А. Пупкова, Н.Д. Егупова. Т. 2. – М.: изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004.
7. Методы классической и современной теории автоматического управления. Синтез регуляторов систем автоматического управления / Под ред. К.А. Пупкова, Н.Д. Егупова. Т. 3. – М.: изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004.
8. Медведев А.В. Теория непараметрических систем. Управление I // Вестник СибГАУ. 2013. № 2(48). С. 57 – 63.
9. Медведев А.В. Теория непараметрических систем. Управление II // Вестник СибГАУ. 2013. № 3(49). С. 85 – 90.
10. Корнеева А.А., Корнет М.Е. Непараметрическое моделирование конвертерной плавки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 10. С. 24 – 28.

Поступила 30 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 4, pp. 277–281.

NONPARAMETRIC IDENTIFICATION AND DUAL CONTROL OF DYNAMIC PROCESSES

Bannikova A.V.¹, *Postgraduate*

Kornet M.E.², *Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.)*
(maria4business@mail.ru)

¹ **Siberian Federal University** (79, Svobodnyi ave., Krasnoyarsk, 660041, Russia)

² **Siberian State Aerospace University named after academician M.F. Reshetnev** (31, imeni gazety «Krasnoyarskii rabochii» ave., Krasnoyarsk, 660014, Russia)

Abstract. The problem of modelling of a discrete-continuous dynamic process with lack of current control values is discussed with the formulation of identification problem. A nonparametric model of dynamic object and nonparametric identification calculation results are given due to incomplete information about control actions. A dual scheme of dynamic object control system is submitted in order to include uncontrolled inputs. The internal control frame includes the unit with a typical control mode. The upper control frame involves a nonparametric regulator which has self-training and dual sense properties. A nonparametric algorithm of dual control is described and its dual nature is analyzed. Comparative calculation results of the dynamic object control system with dual scheme and with PI-controller are submitted.

Keywords: discrete and continuous dynamic process, nonparametric identification, nonparametric regulator, nonparametric dual control.

REFERENCES

1. Medvedev A.V. Theory of nonparametric systems. Modelling. *Vestnik SibGAU*. 2010, no. 4(30), pp. 4–9. (In Russ.).
2. Medvedev A.V. Theory of nonparametric systems. General approach. *Vestnik SibGAU*. 2008, no. 2(20), pp. 65–68. (In Russ.).
3. Medvedev A.V. *Neparametricheskie sistemy adaptatsii* [Nonparametric systems of adaptation]. Novosibirsk: Nauka, 1983. 174 p. (In Russ.).
4. Belen'kii A.M., Berdyshev V.F., Blinov O.M., Kaganov V.Yu. *Avtomaticheskoe upravlenie metallurgicheskimi protsessami* [Automatic control of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1989. 384 p. (In Russ.).
5. Bannikova A.V., Korneeva A.A., Kornet M.E., Sergeeva N.A. On a nonparametric modelling with the stochastic object with memory. *Vestnik SibGAU*. 2014, no. 2(54), pp. 6–11. (In Russ.).
6. *Metody klassicheskoi i sovremennoi teorii avtomaticheskogo upravleniya. Statisticheskaya dinamika i identifikatsiya sistem avtomaticheskogo upravleniya* [Methods of classical and modern theory of automatic control. Statistical dynamics and the identification of automatic control systems]. Pupkov K.A., Egupov N. D. eds. Vol. 2. Moscow: izd. MGTU im. Baumana N.E., 2004. (In Russ.).
7. *Metody klassicheskoi i sovremennoi teorii avtomaticheskogo upravleniya. Sintez regulyatorov sistem avtomaticheskogo upravleniya* [Methods of classical and modern theory of automatic control. Synthesis of regulators of automatic control systems]. Pupkov K.A., Egupov N.D. eds. Vol. 3. Moscow: izd. MGTU im. Baumana N.E., 2004. (In Russ.).
8. Medvedev A.V. Theory of nonparametric systems. Control I. *Vestnik SibGAU*. 2013, no. 2(48), pp. 57–63. (In Russ.).
9. Medvedev A.V. Theory of nonparametric systems. Control II. *Vestnik SibGAU*. 2013, no. 3(49), pp. 85–90. (In Russ.).
10. Korneeva A.A., Kornet M.E. Nonparametric modelling of converter melting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 10, pp. 24–28. (In Russ.).

Received December 30, 2014

К РАСЧЕТУ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ ПО ЛИНИЯМ ТОКА *

Александров А.А.¹, д.т.н., профессор кафедры
«Строительные конструкции» (omsk-aaa@rambler.ru)
Евстифеев В.В.¹, д.т.н., профессор кафедры «Автомобили,
конструкционные материалы и технологии»
Ковальчук А.И.², инженер-конструктор

¹ Сибирская автомобильно-дорожная академия
(644050, Россия, г. Омск, пр. Мира, 5)
² ОАО «Конструкторское бюро транспортного машиностроения»
(644020, Россия, г. Омск, Красный пер., 2)

Аннотация. Представлены формулы, упрощающие аналитический расчет процессов осесимметричной пластической деформации по линиям тока. Описана геометрическая особенность результатов оптимизационного решения задачи о выдавливании цилиндрической заготовки в конической матрице.

Ключевые слова: процесс деформации, линии тока, аналитический расчет.

На примере расчета процесса осесимметричной пластической деформации с применением разбивки заготовки на треугольные блоки с параллельными линиями тока [1] покажем один из приемов упрощения формул для вычисления скорости сдвиговой деформации η_{rz} и интенсивности скоростей деформации сдвига H , способствующий преодолению математических трудностей, которые могут возникнуть при решении такого типа задач [2].

Используем приведенные в работе [1] уравнения общего вида для радиальной и осевой составляющих скорости течения металла в i -м треугольном блоке, которые записываются следующим образом:

$$(V_r)_i = -(C_1)_i \left[(C_2)_i + \frac{z-z_i}{r} \right] \operatorname{tg} \lambda_i,$$

$$(V_z)_i = (C_1)_i \left[(C_2)_i + \frac{z-z_i}{r} \right],$$

где $(C_1)_i$ и $(C_2)_i$ – скоростной и безразмерный коэффициенты; r, z – координаты; z_i – расстояние от начала координат до вершины треугольника на оси z ; λ_i – угол между осью z и направлением скорости движения частиц металла в i -м блоке.

Определим радиальную, осевую и окружную скорости деформации:

$$(\xi_r)_i = (C_1)_i \frac{z-z_i}{r^2} \operatorname{tg} \lambda_i; \quad (\xi_z)_i = \frac{(C_1)_i}{r};$$

$$(\xi_\theta)_i = -\frac{(C_1)_i}{r} \left[(C_2)_i + \frac{(z-z_i)}{r} \right] \operatorname{tg} \lambda_i,$$

по которым, учитывая условие несжимаемости материала $(\xi_r + \xi_z + \xi_\theta = 0)$, найдем, что $(C_2)_i = \operatorname{ctg} \lambda_i$.

Запишем сдвиговую скорость деформации

$$(\eta_{rz})_i = \frac{\partial V_r}{\partial z} + \frac{\partial V_z}{\partial r} = \frac{-(C_1)_i}{r} \operatorname{tg} \lambda_i - (C_1)_i \frac{z-z_i}{r^2}.$$

Сравнивая правые части последнего выражение и уравнений радиальной и осевой скоростей деформации, можно видеть, что скорость сдвиговой деформации определяется следующим образом:

$$(\eta_{rz})_i = -(\xi_r \operatorname{ctg} \lambda_i + \xi_z \operatorname{tg} \lambda_i).$$

В этом случае известная формула для вычисления интенсивности скоростей деформации сдвига записывается так:

$$H_i = \sqrt{4(\xi_r^2 + \xi_r \xi_z + \xi_z^2) + (\xi_r \operatorname{ctg} \lambda_i + \xi_z \operatorname{tg} \lambda_i)^2}.$$

Применение формул такого вида дало возможность точно определить величину мощности на пластическую деформацию в треугольном блоке [3] и построить достаточно компактную аналитическую математическую модель процесса прямого выдавливания цилиндрической заготовки в конической матрице. Представленные уравнения позволили выявить, не отмечавшуюся ранее, геометрическую особенность оптимизационных результатов, полученных по условию минимума этой мощности, а, именно, что верши-

* Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания вузам РФ в сфере научной деятельности.

на треугольника, расположенная на оси симметрии, занимает положение, при котором очаг деформации становится равнобедренным, т.е. имеет равные длины границ с жесткими зонами.

Выводы. Приемы выражения скорости сдвиговой деформации через радиальную, осевую или окружную скорости деформации в расчетах процессов с четырехугольными в плане коническими блоками аналогичны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теорияковки и штамповки: 2-е изд., перераб. и доп. / Е.П. Унксов, У. Джонсон, В.Л. Колмогоров и др. – М.: Машиностроение, 1992. – 720 с.
2. Алюшин Ю.А. Расчет процессов пластического формоизменения по линиям тока. – Ростов-на-Дону: РИСХМ, 1979. – 81 с.
3. Ковальчук А.И., Александров А.А., Евстифеев В.В. К расчету силы прямого выдавливания в конической матрице по линиям тока // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 12. С. 52.

Поступила 28 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 4, pp. 282–283.

THE CALCULATION OF DEFORMATION PROCESSES ALONG THE STREAMLINES

*Aleksandrov A.A.*¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Building Constructions (omsk-aaa@rambler.ru)

*Evstifeev V.V.*¹, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Motor Vehicles, Construction Materials and Technologies”

*Koval’chuk A.I.*², Design Engineer

¹ Siberian Automobile and Highway Academy (5, Mira ave., Omsk, 644050, Russia)

² JSC “Design Bureau of Transport Machinery” (2, Krasnyi lane, Omsk, 644020, Russia)

Abstract. The paper presents formulas to simplify the analytical calculation of axial-symmetric plastic deformation processes along the streamlines and describes geometric singularity of the optimization solution results of the problem on extrusion of a cylindrical workpiece in a conical matrix.

Keywords: deformation process, streamlines, analytical calculation.

REFERENCES

1. Unksov E.P., Johnson W., Kolmogorov V.L. etc. *Teoriya kovki i shtampovki* [Forging and forming theory]. Moscow: Mashinostroyeniye, 1992. 720 p. (In Russ.).
2. Alyushin Yu.A. *Raschet protsessov plasticheskogo formoizmeneniya po liniyam toka* [The calculation of plastic deformation processes along the streamlines]. Rostov-on-Don: RISKhM, 1979. 81 p. (In Russ.).
3. Koval’chuk A.I., Aleksandrov A.A., Evstifeev V.V. Calculation of the strength of a direct extrusion in a conical matrix along the streamlines. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 12, pp. 52. (In Russ.).

Acknowledgements. This work was supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation within the framework of State order to the universities of the Russian Federation in the field of scientific activity.

Received October 28, 2014

УДК 669.188

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ МНОГОСЛОЙНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА*

Чуманов И.В., д.т.н, заведующий кафедрой общей металлургии
Матвеева М.А., аспирант кафедры общей металлургии (26mist26@mail.ru)

Южно-Уральский государственный университет (филиал в г. Златоусте)
(456200, Россия, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16)

Аннотация. Получение многослойной заготовки возможно с помощью применения электрошлаковой технологии, которая весьма вариативна и позволяет различными способами воздействовать на структуру получаемой отливки. По предлагаемой технологии формирование слоев нового состава осуществляли подачей, с заданной периодичностью, в жидкометаллическую ванну углеродосодержащего материала конкретной массы. Проведен ряд механических испытаний, в частности, – определение микротвердости полученного материала. Измерение микротвердости при металлографических исследованиях позволяет получить результаты, недостижимые при макроскопических механических испытаниях. Например, выявить картину изменения значения твердости в многослойной металлической композиции. Микротвердость материала с большим количеством присадки выше, чем с меньшей массой присадки-науглероживателя; на поперечных образцах микротвердость выше, чем на продольных; образцы, подвергнутые более глубокой степени деформации и термической обработке по режимам отжиг и отжиг + закалка, показывают микротвердость почти в 2 раза выше. Глубокая степень деформации приводит к размытию в структуре материала слоев и обозначает максимальную степень деформации материала, при котором сохраняется многослойная структура.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав, слоистая структура, микроструктура, макроструктура, микротвердость.

Булат – первый композиционный материал, в основу свойств которого заложен принцип соединения двух разнородных материалов – чистого железа и чугуна, чередование которых и придает композиции уникальные свойства [1–3]. Этот принцип (соединение разнородных материалов жидкофазным способом) и положен в основу получения целого класса металлических композиций.

В настоящей работе многослойный металлический материал был получен с помощью электрошлакового способа формирования заготовки [4]. Электрошлаковый переплав (ЭШП) весьма вариативен и позволяет решить задачу получения многослойного металлического материала с высокой сплошностью соединения слоев для последующего передела [5].

Формирование слоев нового состава осуществляли подачей с заданной периодичностью в жидкометаллическую ванну углеродосодержащего материала конкретной массой (табл. 1). С целью определения изменений, вызванных введением добавок, проведены механические испытания, исследования микро- и макроструктуры (рисунок) [6]. Для более полного выявления свойств материала проведен ряд испытаний для определения микротвердости полученной металлической композиции. Измерение микротвердости при металлографических исследованиях во многих случаях позволяет получить результаты, недостижимые при макроскопических механических испытаниях. Например, выявить картину изменения твердости в многослойной

металлической композиции. Благодаря малым размерам отпечатка можно измерять микротвердость отдельных фаз или даже отдельных зерен. Измерение микротвердости относится к микромеханическим испытаниям, которые были разработаны для металлографических исследований свойств отдельных структурных составляющих сплавов.

Измерение микротвердости осуществляли вдавливанием алмазной пирамидки под нагрузкой менее 2 Н [2]. Выбор участка для испытания микротвердости и определение размеров отпечатка производили под микроскопом, затем по специальным таблицам пересчитывали на так называемое число твердости – отношение нагрузки к площади поверхности отпечатка. Прибор для определения микротвердости обеспечивает возможность выбора участка микроструктуры, где будет произведено вдавливание.

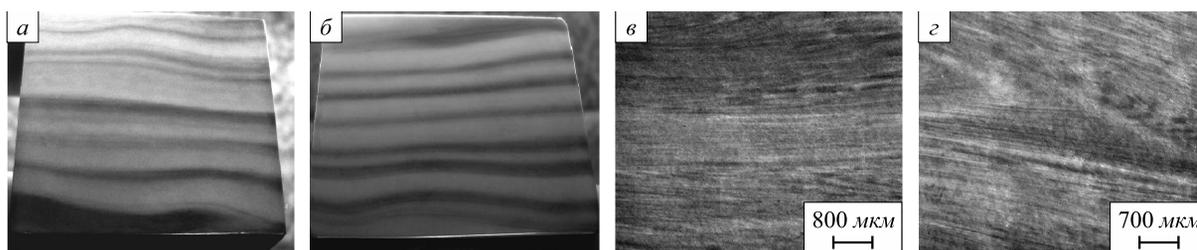
Испытаниям на микротвердость подвергался материал, полученный при ЭШП стали марки 30X13 с введением в плавильное пространство, по ходу переплава, присадки-науглероживателя. Химический состав, % (по массе), полученной многослойной композиции следующий: 0,6 – 1,3 С; 0,5 Si; 10,54 Cr; 0,25 Mn; 0,024 S; 0,039 P. Данные по технологии получения, маркировке образцов и полученным механическим свойствам многослойного металлического материала приведены в табл. 1.

Микротвердость многослойной металлической композиции определяли на платформе ООО «Тиксомет» (г. Санкт-Петербург) на микротвердомере Buehler Micromet 6040 с моторизацией и оснащенным программным обеспечением Thixomet, с использованием четырехгранной

* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования № 11.1470.2014/К, а также поддержана Минобрнауки по соглашению № 14.574.21.0122.

Маркировка, режимы деформации и термической обработки образцов (продольных - пр., поперечных - пп.) многослойной металлической композиции

Образца	Деформация	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	HRC	HB
Плавка 1, присадка 150 г						
1, пр.	Ковка на размер 35×35	Отпуск 250 °С	521	762	50	495
2, пп.						
5, пр.	Ковка с квадрата 35×35 на 15×15	Отжиг 950 °С	738	836	53	524
6, пп.						
7, пр.	Ковка с квадрата 35×35 на 15×15	Отжиг 950 °С, охлаждение с печью; закалка 1050 °С, охлаждение в масле, отпуск при 400 °С	1011	1043	62	625
8, пп.						
Плавка 2, присадка 200 г						
3, пр.	Ковка на размер 35×35	Отпуск 250 °С	1259	1287	65	677
4, пп.						



Макроструктура образцов 1 (а), 3(б), 5 (в), 7 (г)

The microstructure of the samples 1 (a), 3(б), 5(×10) (в), 7(×10) (г)

алмазной пирамидки при нагрузке 2 Н. Исследование вели в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6507-1 – 2007; данные о результатах испытания микротвердости представлены в табл. 2. Измерили микротвердость карбидной фазы – карбида хрома при нагрузке 0,2 Н; она составляет 1278 HV. Структура материала – перлит + карбиды. По литературным данным микротвердость для высокоуглеродистого пластинчатого перлита (для стали марки X12) – в пределах 275 – 365 HV, микротвердость мартенсита в закаленной стали – примерно 800 HV, микротвердость карбидов в закаленной стали – 900 – 1300 HV [7]. Полученные экспериментальные данные вполне соответствуют литературным с той поправкой, что высокие значения микротвердости перлита в образцах 5 – 8 наблюдаются не только в закаленном слое, но и по всему сечению образца.

Анализ полученных данных позволяет констатировать следующие факты. Микротвердость материала с большим количеством присадки выше, чем с меньшей массой присадки-науглероживателя, что логично объясняется большим количеством карбидной фазы. На поперечных образцах микротвердость выше, чем на продольных (причина кроется в особенностях режима деформации), происходила осадка слитка по высоте и, соответственно, большее уплотнение в этом направлении. Образцы, подвергнутые более глубокой степени деформации и термической обработке по режимам отжиг и отжиг + закалка, показывают микротвердость по-

чти в 2 раза выше. Также стоит отметить, что глубокая степень деформации (квадрат 15×15) приводит к размытию в структуре материала слоев (табл. 2). Перепады значений твердости в образцах 5, 6 – примерно 7 %, а в образцах 1 – 4 – около 15 %. Это значит, степень деформации на образцах 5, 6 приводит к «размытию» многослойной структуры и является уже нежелательной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Verhoven J.D. Pattern formation in wootz, damascus steel sword and blades // Indian Journal of History of Science. 2004. № 42 (4). P. 559 – 579.
- Sherby O.D., Damascus Steels and Ancient Black-smiths // Ultrahigh Carbon Steels. 1999. № 39. P. 637 – 648.
- Taleff E.M., Bramtt B.L., Syn C.K., Lesuer D.R., J.Wadsworth, Sherby O.D. Processing, structure and properties of a rolled ultrahigh-carbon-steel plate exhibiting a Damask Pattern // Materials Characterization. 2001. № 46. P. 11 – 18.
- Производство металлических слоистых композиционных материалов / А.Г. Кобелев, В.И. Лысак, В.Н. Чернышев, А.А. Быков. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.
- Патон Б.Е., Медовар Л.Б., Шевченко В.Е., Саенко В.Я. Электрошлаковые технологии в производстве биметаллических заготовок // Современная электрометаллургия. 2003. № 4. С. 8 – 11.
- Чуманов И.В., Чуманов В.И., Матвеева М.А. Особенности жидкофазного получения слоистого материала // Металлургия машиностроения. 2012. № 2. С. 10 – 12.
- Грачёв С.В., Базар В.Р., Богатов А.А. Физическое металловедение. – Екатеринбург: изд. УГТУ, 2001. – 534 с.

Поступила 25 февраля 2015 г.

Микротвердость многослойного металлического материала

Номер отпечатка	HV (2 Н) образца							
	1	2	3	4	5	6	7	8
1	352	375	357	361	693	751	746	757
2	357	375	362	365	741	745	739	726
3	361	376	357	365	703	727	733	746
4	357	375	359	356	706	722	749	732
5	366	365	355	357	738	745	753	743
6	374	368	354	377	722	729	727	744
7	363	370	371	372	737	756	570	746
8	383	370	363	374	731	730	767	736
...
20	370	377	349	402	–	–	–	–
...
35	381	374	363	366	–	–	–	–
Среднее значение	377	383	356	373	723	734	724	739
Стандартное отклонение	12,4	12,0	7,37	12,7	16,1	17,4	52,8	7,55
Доверительный интервал (95 %)	4,19	4,05	2,49	4,31	9,27	10,1	31,8	4,55
Относительная точность (%)	1,11	1,06	0,7	1,16	1,28	1,37	4,4	0,62

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 4, pp. 284–286.

DETERMINATION OF MICROHARDNESS MULTILAYER METAL MATERIAL OBTAINED BY ELECTROSLAG REMELTING

Chumanov I.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “General Metallurgy”

Matveeva M.A., Postgraduate of the Chair “General Metallurgy” (26mist26@mail.ru)

South Ural State University (Zlatoust branch) (16, Turgeneva str., Zlatoust, Chelyabinsk region, 456200, Russia)

Abstract. The multilayer preform production is possible with the use of electroslag technology that is highly variable and allows to varyify the influence ways to the structure of the resulting casting. According to the proposed technology the forming of layers with new composition was made by supply of carbonaceous material with specific weight into the liquid-metal bath at specified intervals. In order to determine the changes caused by the introduction of additives, a series of mechanical tests were conducted, in particular – the definition of microhardness of the resulting material. Metallographic studies of microhardness with yield results that are not possible in macroscopic mechanical tests. For example, it can be used to identify the pattern of change of hardness values in a multi-metal composition. Analysis of the data allows to conclude: microhardness of the material, with a lot of additives is higher than with a smaller mass-carburizers additives; on transverse specimens – microhardness is higher than longitudinal; samples were subjected to a deeper degree of deformation and heat treatment and annealing conditions for annealing hardening + microhardness results show values almost two times higher. Also worth mentioning - profound degree of deformation leads to a smearing of the material layers in the structure, and defines the maximum degree of deformation of the material in which the multilayer structure is preserved.

Keywords: electroslag remelting, layered structure, microstructure, macrostructure, microhardness.

REFERENCES

1. Verhoven J.D. Pattern formation in wootz, damascus steel sword and blades. *Indian Journal of History of Science*. 2004, no. 42 (4), pp. 559–579.
2. Sherby O.D. Damascus Steels and Ancient Black-smiths. *Ultrahigh Carbon Steels*. 1999, no. 39, pp. 637–648.
3. Taleff E.M., Bramtt B.L., Syn C.K., Lesuer D.R., J.Wadsworth, Sherby O.D. Processing, structure and properties of a rolled ultrahigh-carbon-steel plate exhibiting a Damask Pattern. *Materials Characterization*. 2001, no. 46, pp. 11–18.
4. Kobelev A.G., Lysak V.I., Chernyshev V.N., Bykov A.A. *Proizvodstvo metallicheskih sloistykh kompozitsionnykh materialov* [Production of metal layered composite materials]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2002. 496 p. (In Russ.).
5. Paton B.E., Medovar L.B., Shevchenko V.E., Saenko B.Ya. Electroslag technology in the production of bimetallic billets. *Sovremennaya elektrometallurgiya*. 2003, no. 4, pp. 8–11. (In Russ.).
6. Chumanov I.V., Chumanov V.I., Matveeva M.A. Features of the liquid-phase production of a laminate. *Metallurgiya mashinostroyeniya*. 2012, no. 2, pp. 10–12. (In Russ.).
7. Grachev S.V., Bazar V.R., Bogatov A.A. *Fizicheskoe metallovedenie* [Physical metallurgy]. Ekaterinburg: UGTU, 2001. 534 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed as part of the state task the Ministry of Education no. 11.1470.2014 / K with the support of the Ministry of Education under the agreement no. 14.574.21.0122.

Received February 25, 2015

К 60-ЛЕТИЮ ИВАНОВА ЮРИЯ ФЕДОРОВИЧА



23 июня 2015 года исполняется 60 лет Иванову Юрию Федоровичу – известному российскому металлофизику, нашему постоянному автору. После окончания Томского государственного университета Иванов Ю.Ф. активно занимался научной и педагогической деятельностью в Томском государственном архитектурно-строительном университете, Томском политехническом университете и Институте сильноточной электроники СО РАН, где прошел путь от аспиранта, ассистента до профессора и ведущего научного сотрудника.

Более 35 лет научные интересы Ю.Ф. Иванова связаны с выявлением закономерностей и механизмов структурных и фазовых превращений в металлах и сплавах, подвергнутых различным способам внешнего энергетического воздействия (электронные и ионные пучки, потоки плазмы). Цель этих исследований – разработка основ управления механическими, физико-химическими и электрофизическими свойствами материалов различного назначения путем целенаправленного модифицирования структурно-фазового состояния приповерхностных слоев деталей и изделий на различных стадиях их изготовления. В последние годы наиболее важные результаты получены при выявлении закономерностей и механизмов преобразования фазового состояния, дефектной субструктуры и служебных характеристик материалов конструкционного и инструментального назначения (легкие сплавы на основе титана и алюминия, стали, металлокерамики, керамики), подвергнутых обработке высокоинтенсивными электронными и ионными пучками.

Проведенный цикл исследований по применению высокоинтенсивных импульсных электронных пучков и низкотемпературной плазмы и реализованные новые эффективные электронно-ионно-плазменные технологии модификации поверхности материалов и изделий внедрены на ряде промышленных предприятий Томской и Кемеровской областей со значительным экономическим эффектом.

Иванов Ю.Ф. – известный специалист в области физики высокоэнергетических методов воздействия на твердые тела, автор и соавтор 31 монографии, 3 из которых изданы в Великобритании, более 700 научных работ, большинство из которых опубликованы в реферируемых журналах и трудах международных конференций, 6 авторских свидетельств и патентов. Индекс Хирша Ю.Ф. Иванова по системе Web of Science – 11, по системе РИНЦ – 24. Число статей, цитирующих его работы, в системе Web of Science – 35, в системе РИНЦ – 1007.

В 2013 г. совместно с учеными Сибирского государственного индустриального университета им. получено Диплом на открытие № 460 от 09.07.2013 г. «Явление увеличения усталостной долговечности сталей под воздействием низкоэнергетических сильноточных электронных пучков», выданный Международной академией авторов научных открытий и изобретений. В 2014 г. Ю.Ф. Иванов в составе коллектива стал лауреатом премии им. академика В.А. Коптюга, учрежденной в рамках сотрудничества между Национальной академией наук Беларуси и Сибирским отделением Российской академии наук.

Иванов Ю.Ф. – высококвалифицированный педагог и ученый, с большим мастерством читает лекции студентам, аспирантам, преподавателям, научным сотрудникам, ведет активную работу по повышению квалификации преподавателей, на высоком уровне организует методическую работу.

Редакционная коллегия журнала, коллеги и ученики сердечно поздравляют Юрия Федоровича Иванова со славным Юбилеем и желают ему здоровья и новых творческих успехов!

Редакционная коллегия журнала, коллеги и ученики сердечно поздравляют Юрия Федоровича Иванова со славным Юбилеем и желают ему здоровья и новых творческих успехов!

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 24.04.2015. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4545. Цена свободная.

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