ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 60 Номер 11 2017

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Огнеупорные шамотные изделия на основе техногенного сырья ДЛЯ ФУТЕРОВКИ ТЕПЛОВЫХ АГРЕГАТОВ ЛИТЕЙНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО **ПРОИЗВОДСТВА**

Влияние параметров процесса калибровки на изгибную жесткость стальных прутков. Часть 1. Определение остаточных НАПРЯЖЕНИЙ В КАЛИБРОВАННЫХ ПРУТКАХ

Исследование свойств режушего инструмента, полученного ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИЕЙ

• МАТЕРИАЛОВЕЛЕ

НЕЙРОСЕТЕВАЯ МОДЕЛЬ ДИФФУЗИИ ЖЕЛЕЗА В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

Исследование модификации сплавов наноматериалами

Исследование влияния легирования и термической обработки НА АБРАЗИВНУЮ И УДАРНО-АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ

• ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Параметрическая модель напряженно-деформированного СОСТОЯНИЯ РУЛОНА НА МОТАЛКЕ

• КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Материаловедческие задачи в проектах Mega Science

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY Vol. 60 No. 11 2017

Web: www.fermet.misis.ru

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ <u>ИЗЗВЕССТИЛЯ</u> ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ № 11, 2017 Издается с января 1958 г. ежемесячно ТОМ 60

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

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

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

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

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

Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)

АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)

БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан)

БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) БРОДОВ А.А., редактор раздела «Экономическая эффективность металлургического производства» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва) ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) ГЛЕЗЕР А.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела

«Металлургические технологии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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

ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва) ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)

. ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль) ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный университет, г. Тула)

КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва) КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск) КОСТИНА М.В. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва) КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва) КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)

КУРНОСОВ В В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва) ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия) ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград) МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический иниверситет «МИСиС», г. Москва) ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного *Vэльса*, Сидней, Австралия) ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «Ресирсосбережение в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Инновации в металлургическом промышленном

и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах» (Российский научно-исследовательский институт трубной промыиленности, г. Челябинск) РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «Стали особого назначения» (Академия наук Болгарии, Болгария) РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)

СИВАК Б.А. (AO AXK «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва) СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Экология и рациональное природопользование» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», е. Москва)

СМИРНОВ Л.А. (ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург)

СОЛОДОВ С.В., редактор раздела

«Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

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

ТАНГ ГУОИ (Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай) ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный

индустриальный университет, г. Новокузнецк) ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материаловедение» (Национальный исследовательский

технологический университет «МИСиС», г. Москва) ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный

университет, г. Екатеринбург)

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

ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк) ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

Учредители:



Сибирский государственный индустриальный университет

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Настоящий номер журнала подготовлен к печати

Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», *Ten./факс*: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27 *E-mail*: <u>fermet.misis@mail.ru</u>, <u>ferrous@misis.ru</u> www.fermet.misis.ru 654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42 Сибирский государственный индустриальный университет, *Ten.*: (3843) 74-86-28 *E-mail*: <u>redjizvz@sibsiu.ru</u>

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»

> Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456

VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

Deputy Editor-in-Chief: PROTOPOPOV E.V. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk) Executive secretary: POLULYAKH L.A.

(National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Deputy Executive secretary: BASHCHENKO L.P.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

Editorial Board:

V.M. KOLOKOL'TSEV (Magnitogorsk State Technical N.P. ALESHIN (Russian Akademy of Sciences, Moscow) University, Magnitogorsk) G.V. ASHIKHMIN (ISC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow) M.V. ASTAKHOV (National Research Technological University "MISIS", Moscow) S.O. BAISANOV (Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan) Technical University, Moscow) V.D. BELOV (National Research Technological University "MISIS". Moscow) University "MISIS". Moscow) A.A. BRODOV, Editor of the section "Economic efficiency of metallurgical production" (IP Bardin Moscow) Central Research Institute for Ferrous Metallurgy. Moscow) Germany) A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal Volgograd) University, Ekaterinburg) A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow) University, Novokuznetsk) M.R. FILONOV, Editor of the section "Material science" (National Research Technological University University "MISIS", Moscow) "MISIS" Moscow) A.M. GLEZER (National Research Technological Sidney, Australia) University "MISIS", Moscow) S.M. GORBATYUK (National Research Technological University "MISIS", Moscow) K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "Metallurgical Technologies" (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow) V.E. GROMOV (Siberian State Industrial University, Chelvabinsk) Novokuznetsk) A.G. KOLMAKOV (Baikov Institute of Metallurgy and (Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)

Materials Science of RAS, Moscow)

Polytechnic University, Saint-Petersburg) M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University, Materials Science of RAS, Moscow) Ekaterinburg) K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow) L.M. SIMONYAN, Editor of the section "Ecology YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State Rational Use of Natural Resources" (National Research Technological University "MISIS", Moscow) V.V. KURNOSOV (National Research Technological R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University, Germanu) S.S. LAZUTKIN (Group of Companies "MetProm", B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company, Moscow) H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach, L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals", Ekaterinburg) V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University, S.V. SOLODOV, Editor of the section "Information Technologies and Automatic Control in Ferrous L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow) S.A. NIKULIN (National Research Technological M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland) N.A. SPIRIN (Ural Federal University, Ekaterinburg) O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales, TANG GUOI (Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China) G.S. PODGORODETSKII, Editor of the section M.V. TEMLYANTSEV (Siberian State Industrial "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (National University, Novokuznetsk) Research Technological University "MISIS", Moscow) E.P. VOLYNKINA (Siberian State Industrial I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section University, Novokuznetsk) "Inovations in metallurgical industrial and A.B. YUR'EV (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk) laboratory equipment, technologies and materials" V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Materials Science of RAS, Moscow) M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel) TS.V. RASHEV, Editor of the section "Superduty steel"

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

A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg

Founders:



Siberian State Industrial University

This issue of the journal was prepared by National Research Technological University "MISIS"

Editorial Addresses:

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

National Research Technological University "MISIS"

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

Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- . - . .

....

Беломытцев М.Ю., Образцов С.М., Соловьев В.А. Неиросетевая	
модель диффузии железа в аустенитных сталях 89	<u>)1</u>
Бородянский К.Б., Зиниград М.И., Леонтьев Л.И. Исследование	
модификации сплавов наноматериалами	<u>7</u>
Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А., Чернов В.П.,	
Хренов И.Б. Исследование влияния легирования и термичес-	
кой обработки на абразивную и ударно-абразивную износо-	
стойкость высокомарганцевой стали 90	<u>)4</u>
Лобанов М.Л., Бородина М.Д., Данилов С.В., Пышмин-	
цев И.Ю., Струин А.О. Текстурная наследственность при	
фазовых превращениях в малоуглеродистой низколегирован-	
ной трубной стали после контролируемой термомеханичес-	
кой обработки	0

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

краткие сообщения

Красильникова Ю.О., Мелконян М.К. Материаловедческие за-	
дачи в проектах Mega Science <u>93</u>	<u>32</u>

Борису Степановичу Мастрюкову – 80! 935

Izvestiya VUZOV. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2017. Vol. 60. No. 11

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

I.V.	Gladkikh Shamotte refractory materials on the basis of techno-	
	genic raw materials for lining of thermal units of foundry produc-	
	tion	<u>857</u>
S.P.	Eron'ko, S.M Gorbatyuk, E.V. Oshovskaya, B.I. Starodubtsev	
	Development of automatic system of gas-dynamic cut-off of slag	
	for converter with rotating vessel shell	863
	-	

MATERIAL SCIENCE

M.Yu. Belomyttsev, S.M. Obraztsov, V.A. Solov'ev Neural network
model of iron diffusion in austenitic steels
K.B. Borodyanskiy, M.I. Zinigrad, L.I. Leont'ev Study of alloys
modification by nanomaterials
K.N. Vdovin, N.A. Feoktistov, D.A. Gorlenko, V.P. Chernov,
I.B. Khrenov Influence of alloying and thermal treatment on
abrasive and impact-abrasive wear resistance of castings pro-
duced from high-manganese steel
M.L. Lobanov, M.D. Borodina, S.V. Danilov, I.Yu. Pyshmintsev,
A.O. Struin Textural heredity at phase transformations in low-
carbon low-alloy pipe steel after controlled thermomechanical
processing
A.S. Orande desider England and the local and the desider of the

A.S. Oryshchenko Fundamental approaches in the development of high-strength structural easy-to-weld steels with nanostructuring ... <u>919</u>

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

SHORT REPORTS

Yu.O. Krasil'nikova, M.K. Melk	onyan Materials science problems in	
the framework of the Mega	Science projects	<u>32</u>

ISSN: ОЗ68-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 857 – 861. © 2017. Гладких И.В.

УДК 669:054.8:666.76

ОГНЕУПОРНЫЕ ШАМОТНЫЕ ИЗДЕЛИЯ НА ОСНОВЕ ТЕХНОГЕННОГО СЫРЬЯ ДЛЯ ФУТЕРОВКИ ТЕПЛОВЫХ АГРЕГАТОВ ЛИТЕЙНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Гладких И.В., к.т.н., доцент кафедры «Металлургические технологии и оборудование» (<u>annagladkih78@mail.ru</u>)

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева (603022, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

Аннотация. Представлены результаты исследования возможности использования отходов огнеупорных материалов, шлаков электросталеплавильного производства, отходов вскрышных пород в качестве техногенного сырья для изготовления огнеупорных материалов, удовлетворяющие требованиям ГОСТ 390-96 «Изделия огнеупорные шамотные и полукислые общего назначения и массового производства». В качестве вяжущего применялась водная керамическая вяжущая суспензия (ВКВС), полученная механической активацией микрокремнеземистой пыли в щелочной среде с pH = 11 - 12. В качестве добавки, увеличивающей термостойкость огнеупорных материалов, использовался саморассыпающийся сталеплавильный шлак, характеризующийся повышенным (до 70 %) содержанием силикатов кальция у-2CaO·SiO₂. В качестве пластифицирующей добавки применялась огнеупорная глина вскрышных пород с показателем пластичности 21-29, огнеупорностью 1450 °С. В основу получения огнеупорных материалов на основе техногенного сырья была положена технология керамобетона с «плавающим» каркасом. Полученные материалы подвергались двухступенчатой сушке при температурах 60 – 70 и 120 – 130 °С, обжиг изделий отсутствовал. Исследовано влияние содержания шлака в шихте и гранулометрического состава огнеупорного заполнителя на качественные показатели изделий. Установлено, что увеличение доли шлака в шихте способствует росту термостойкости огнеупоров на 55 – 72 %. В тоже время при содержании шлака более 20 % (по массе) прочность огнеупорных материалов снижается на 20-30 %. Гранулометрический состав заполнителя оказывает влияние на прочностные характеристики материала, однако при содержании шлака более 10 % (по массе) это влияние нивелируется. Установлены оптимальные составы шихт и способы формообразования, обеспечивающие получение высококачественных огнеупорных материалов на основе техногенного сырья. Методом сухого прессования получены шамотные огнеупорные изделия марок ШБ (открытая пористость 24 %, прочность на сжатие 25 МПа, огнеупорность 1680 °С). Методом виброуплотнения с использованием глины вскрыши получены огнеупоры, соответствующие марке ШВ (открытая пористость 26 %, прочность на сжатие 18 МПа, огнеупорность 1660 °C). Огнеупорные материалы на основе техногенного сырья могут быть рекомендованы для использования в качестве альтернативных материалов для футеровки различных типов тепловых агрегатов и элементов их конструкций в литейно-металлургическом производстве с максимальной температурой применения 1250 °С.

Ключевые слова: огнеупорные материалы, алюмосиликатные изделия, техногенное сырье, металлургические шлаки, отходы, тепловые агрегаты.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-857-861

На предприятиях литейно-металлургического производства для футеровки тепловых агрегатов и элементов их конструкций широкое распространение получили алюмосиликатные огнеупорные материалы. Основное применение имеют шамотные изделия, содержащие $28 - 45 \% \text{Al}_2\text{O}_3$, $55 - 72 \% \text{SiO}_2$, которыми футеруют шахты и воздухоподогреватели вагранок, раздаточные и разливочные ковши, нагревательные и термические печи, дымоходы и дымовые трубы [1 - 3].

Шамотные огнеупорные материалы получают путем обжига сырца, сформованного из смеси каолина или огнеупорных глин (огнеупорность глин не ниже 1580 °C) и шамота. Наряду с традиционным природным сырьем, применяемым для производства шамотных изделий, в настоящее время все большую популярность приобретают различного рода отходы, используемые в качестве техногенного сырья. Вовлечение в переработку техногенных отходов способствует снижению материалоемкости продукции, экономии сырьевых ресурсов, и, как следствие, уменьшению негативного воздействия на окружающую среду. Так, согласно экспертным оценкам, использование 1 т боя алюмосиликатных огнеупоров в качестве техногенного сырья для изготовления шамотных огнеупорных материалов позволяет сэкономить до 1,5 т огнеупорной глины, 0,15 т условного топлива, до 1,4 \cdot 10⁵ Дж электроэнергии [4 – 6]. Кроме того, использование отходов огнеупоров способствует исключению высокотемпературного обжига из технологического процесса производства шамотных огнеупорных изделий, что позволяет снизить удельный выход оксида углерода до 5 кг/т готовой продукции, оксидов азота до 6 кг/т, диоксида серы до 7,5 кг/т [7, 8].

В настоящей работе представлены результаты исследований возможности использования техногенного сырья для получения безобжиговых огнеупорных материалов, удовлетворяющих требованиям ГОСТ 390-96 «Изделия огнеупорные шамотные и полукислые общего назначения и массового производства», которые применяются для футеровки различных тепловых агрегатов и элементов их конструкций литейных заводов машиностроительного производства. Для изготовления огнеупорных материалов использовались следующие виды техногенного сырья: лом шамотного кирпича, бывшего в употреблении (в качестве огнеупорного заполнителя), саморассыпающийся шлак электросталеплавильного производства (в качестве добавки, повышающей термостойкость огнеупоров), огнеупорная глина вскрышных пород (в качестве пластификатора).

В качестве вяжущего использовали водную керамическую вяжущую суспензию (ВКВС), полученную механической активацией микрокремнеземистой пыли в щелочной среде с pH = 11 - 12 [9]. Материалы, полученные на основе ВКВС, для которой свойственен полимеризационный характер твердения, не требуют обжига и отличаются высокими прочностными свойствами, кислотостойкостью, абсолютной влагостойкостью, огнеупорностью, экологичностью [10 - 15].

Водная керамическая вяжущая суспензия имела плотность 1,35 – 1,4 г/см³ и вязкость 1,20 – 1,56 Па·с, что сопоставимо с аналогичными показателями жидкого стекла.

Огнеупорный заполнитель на основе техногенного сырья характеризовался следующим химическим составом, % (по массе): 33,22 Al_2O_3 ; 51,60 SiO_2 ; 1,05 Fe_2O_3 ; 0,53 CaO; 1,20 TiO_2 ; 0,57 MgO; 3,13 $Na_2O + K_2O$; 8,60 п.п.п. Фракционный состав заполнителя находился в пределах 0 – 1 мм, средний размер частиц составлял 0,469 мм. Огнеупорность заполнителя 1690 °C.

Саморассыпающийся шлак электросталеплавильного производства представляет собой тонкодисперсный материал с удельной поверхностью 1400 м²/кг, крупностью частиц 1 – 10 мкм, в том числе с содержанием частиц размером менее 8 мкм более 40 %. Химический состав шлака, % (по массе): 45 – 50 СаО; 10 – 20 SiO₂; 6 – 15 MgO; 6 – 12 MnO; 5 – 7 Al₂O₃; 4 – 6 Fe₂O₃; 0,5 – 1,5 P₂O₅. Высокая доля (до 70 %) содержания в сталеплавильном шлаке силикатов кальция γ -2CaO·SiO₂ предопределила возможность его использования в качестве добавки, повышающей термостойкость огнеупорных материалов [16 – 18].

Огнеупорная глина вскрышных пород является среднепластичным (показатель пластичности $\Pi = 21 - 29$), полукислым (Al₂O₃ + TiO₂ составляет 31,48 %), огнеупорным (огнеупорность 1450 °C) техногенным сырьем следующего химического состава, % (по массе): 52,92 SiO₂; 30,80 Al₂O₃; 0,10 Fe₂O₃; 0,30 CaO; 0,40 MgO; 0,68 TiO₂; 0,70 K₂O; 14,10 п.п.п. Основная масса частиц глины (76,2 %) имеет крупность менее 0,2 мм, средний размер составляет 0,11 мм.

В основу получения огнеупорных материалов на основе техногенного сырья была положена технология керамобетона с «плавающим» каркасом [13, 20]. Керамобетоны представляют собой полифракционные материалы, в которых зерна заполнителя «втоплены» в затвердевшую матрицу из ВКВС. Материалы с «плавающим» каркасом характеризуются наличием прослойки ВКВС между зернами заполнителя, при котором из мелких частиц заполнителя, находящихся в молекулярном поле крупных, возникает жесткая решетка повышенной прочности [19 – 21].

Исследования проводились на кубических образцах огнеупорных материалов со стороной грани 100 мм, полученных трамбованием и виброформованием (частота колебаний 3000 кол/мин, амплитуда колебаний 0,35 мм), и цилиндрах диаметром 40 мм, выстой 50 мм, отформованных прессованием (при давлении 5 МПа). Изучались составы с содержанием огнеупорного заполнителя 45-90 % (по массе), шлака электросталеплавильного производства 0 – 25 % (по массе), глины вскрыши 10 % (по массе) (для виброуплотненных образцов). Количество ВКВС для трамбованных и виброуплотненных образцов составляло 20 % (по массе), для прессованных – 10 % (по массе). Выдержка сырцов-материалов проводилась на воздухе при температуре 20 °С. Сушка образцов осуществлялась в два этапа: при температуре 60 - 70 и 120 - 130 °С по 12 ч в течение каждого этапа. Качество полученных образцов оценивалось по следующим показателям: открытая пористость, прочность на сжатие, термостойкость и огнеупорность.

Исследовано влияние шлака электросталеплавильного производства на термостойкость образцов огнеупорных материалов. Установлено, что увеличение его количества в шихте способствует росту термостойкости образцов на 55 – 72 %, однако при его содержании выше 20 % (по массе) этой тенденции не наблюдается (рис. 1).

При изучении прочностных свойств образцов огнеупорных материалов на основе техногенного сырья



Рис. 1. Влияние содержания шлака на термостойкость образцов огнеупорных материалов: *I* – прессование; *2* – виброуплотнение; *3* – трамбование

Fig. 1. Influence of slag content on the thermal stability of samples of refractory materials:

1 - extrusion; 2 - vibration compaction; 3 - tamping





Fig. 2. Influence of slag content on yield strength at compression of refractory materials:

1 - extrusion; 2 - vibration compaction; 3 - tamping

выявлена четко выраженная зависимость между увеличением содержания шлака и снижением прочности (<u>рис. 2</u>). Установлено, что при достижении содержания шлака 20 % (по массе), потеря прочности составляет 20 – 30 %. Таким образом, для обеспечения оптимального соотношения термостойкость – прочность (7 – 13 водяных теплосмен – 15 – 25 МПа) в шихту целесообразно вводить 10 – 15 % (по массе) шлака.



Рис. 3. Влияние гранулометрического состава шамотного заполнителя и содержания шлака на прочность образцов огнеупорных материалов:

1 – непрерывная гранулометрия; 2 – прерывистая гранулометрия

Fig. 3. Influence of particle size distribution of shamotte filler and content of slag on durability of samples of refractory materials: *I* – continuous granulometry; *2* – discontinuous granulometry

Исследовано совокупное влияние гранулометрического состава огнеупорного заполнителя и содержания шлака на прочностные характеристики прессованных образцов. Установлено, что более высокая прочность полученных огнеупорных материалов достигается при использовании непрерывной гранулометрии заполнителя (фракция 1,0-0 мм) по сравнению с прерывистой (фракции (1,0-0,63 мм):(менее 0,4 мм) в соотношении 30:70%). Однако при содержании шлака более

Сравнительные характеристики огнеупорных шамотных и полукислых изделий общего назначения и массового производства (по ГОСТ 390-96) и огнеупорных материалов на основе техногенного сырья

Comparative characteristics of refractory fireclay and polycyclic products of general purpose and mass production (GOST 390-96) and refractories based on technogenic raw materials

Номер состава шихты	Марка, состав, %	Массовая доля Al_2O_3 , не менее, %	Порис- тость открытая, %	Прочность на сжатие, МПа	Термостойкость, водяные тепло- смены (при темпе- ратуре 950 °С)	Огне- упор- ность, °С	Максимальная температура применения, °С
Из	зделия огнеупорные шамотны	е и полукисль	ие общего н	азначения и	массового производо	ства (по ГО	CT 390-96)
1	ША	30	30	15	_	1690	1400
2	ШБ	28	30	_	_	1650	1350
3	ШВ	28	_	13	_	1630	1250
4	ШУС	28	30	12	_	1580	1250
	Огн	еупорные мат	гериалы на о	основе техно	генного сырья		
5	Заполнитель – 80, шлак – 10, ВКВС – 20 (Т)	30	30	15	8	1630	1250
6	Заполнитель – 60, шлак – 10, глина – 10, ВКВС – 20 (В)	30	26	18	11	1660	1350
7	Заполнитель – 80, шлак – 10, ВКВС – 10 (П)	30	24	25	12	1680	1400
Примечание: Т – трамбование: В – виброуплотнение: П – прессование							

10 % (по массе) эта тенденция нарушается вследствие значительного влияния шлака (<u>рис. 3</u>).

В результате проведенных исследований установлены оптимальные составы шихт с содержанием огнеупорного заполнителя 60 - 80 % (по массе), шлака электросталеплавильного производства 10 % (по массе), глины вскрыши 10 % (по массе), ВКВС 10 - 20 % (по массе), обеспечивающие получение высококачественных огнеупорных материалов.

Сравнительный анализ характеристик полученных образцов и традиционно используемых в литейно-металлургическом производстве огнеупоров (см. таблицу) показывает, что огнеупорные материалы на основе техногенного сырья удовлетворяют требованиям ГОСТ 390-96 «Изделия огнеупорные шамотные и полукислые общего назначения и массового производства» (открытая пористость 26 – 30 %, прочность на сжатие 15 – 18 МПа, огнеупорность 1630 – 1660 °C).

По своим физико-механическим показателям огнеупорный материал на основе техногенного сырья с содержанием огнеупорного заполнителя 80 %, шлака электросталеплавильного производства 10 %, ВКВС 10 %, полученный методом сухого прессования (состав № 7), относится к марке ШБ подгруппы I (открытая пористость не более 24 %, прочность на сжатие не менее 20 МПа, огнеупорность не ниже 1650 °C). Материал, содержащий глину вскрыши (состав № 6), по своим свойствам соответствует марке ШВ (подгруппа II). Огнеупорный материал, содержащий 80 % заполнителя, 10 % шлака, 20 % ВКВС (состав № 5) по своим качественным характеристикам отвечает требованиям, предъявляемым к изделиям марки ШУС подгруппы І. Данная огнеупорная керамика относится к алюмосиликатному типу, группе низкоплотных шамотных огнеупоров.

Таким образом, на основе техногенного сырья возможно получение огнеупорных шамотных изделий марок ШБ, ШВ и ШУС, которые могут быть рекомендованы для применения в качестве альтернативных материалов для кладки различных типов тепловых агрегатов литейно-металлургических заводов машиностроительного производства с максимальной температурой применения 1250 °C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Энтин В.И. Состояние и перспективы развития производства на огнеупорных предприятиях России // Новые огнеупоры. 2005. № 7. С. 73 77.
- Служба огнеупоров: Справ. изд. / Л.М. Аксельрод и др. / Под ред. И.Д. Кащеева, Е.Е. Гришенкова. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 656 с.

- Кащеев И.Д., Стрелов К.К., Мамыкин П.С. Химическая технология огнеупоров. – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 752 с.
- Хорошавин Л.Б. Диалектика огнеупоров. Екатеринбург: Издво Екатеринбургская Ассоциация Малого Бизнеса, 1999. – 359 с.
- Хорошавин Л.Б. Повысить внимание к вторичным огнеупорам // Новые огнеупоры. 2006. № 7. С. 39 – 42.
- Хорошавин Л.Б., Овчинников И.И., Неволин С.Г., Юмагулов М.Х. Повышение эффективности использования вторичных огнеупоров // Огнеупоры и техническая керамика. 2001. № 2. С. 31 – 33.
- Швыдкий В.С., Ладыгичев М.Г., Швыдкий Д.В. Теоретические основы очистки газов: Учебник для вузов. – М.: Машиностроение-1, 2001. – 502 с.
- Ченцова Л.И. Очистка и переработка промышленных выбросов и отходов: Учеб. пособие для вузов. – Красноярск: СибГТУ, 2012. – 250 с.
- Черепанов К.А., Гладких И.В., Черепанова В.К. Комплексная переработка и утилизация твердых дисперсных отходов в металлургии: Учеб. пособие для вузов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2001. – 214 с.
- Пивинский Ю.Е. Неформованные огнеупоры. М.: Теплотехник, 2003. – 448 с.
- Пивинский Ю.Е. Кварцевая керамика, искусственные керамические вяжущие (ВКВС) и керамобетоны история и перспективы развития технологий. Часть 1 // Огнеупоры и техническая керамика. 2009. № 3. С. 8 17.
- Пивинский Ю.Е. Кварцевая керамика, искусственные керамические вяжущие (ВКВС) и керамобетоны история и перспективы развития технологий. Часть 2 // Огнеупоры и техническая керамика. 2009. № 4/5. С. 9 18.
- Пивинский Ю.Е., Суздальцев Е.И. Кварцевая керамика и огнеупоры. В 2-х томах. Т. І. Теоретические основы и технологические процессы / Под ред. Ю.Е. Пивинского. – М.: Теплоэнергетик, 2008. – 672 с.
- 14. Пивинский, Ю.Е., Суздальцев Е.И. Кварцевая керамика и огнеупоры. В 2-х томах. Т. II. Материалы, их свойства и области применения // Под ред. Ю. Е. Пивинского. – М.: Теплоэнергетик, 2008. – 464 с.
- Pivinskii Yu.E. HCBS ceramic concretes in the XXI century problems and prospects for applying technology in the field of silicate materials science. Part 1 // Refractories and Industrial Ceramics. 2011. Vol. 52. No. 2. P. 107 – 115.
- 16. Гладких И.В., Куимов Д.С. Использование техногенного сырья для получения огнеупорных блоков // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 2. С. 63 – 66.
- Гладких И.В., Волынкина Е.П. Утилизация зольных микросфер Западно-Сибирской ТЭЦ при получении безобжиговых композиционных материалов // Экология и промышленность России. 2009. Февраль. С. 32 – 34.
- 18. Федосеенко В.А. Гонтарук Е.И., Затаковой Ю.А. и др. Совершенствование технологии первичной обработки металлургических шлаков, склонных к силикатному распаду // Сталь. 2001. № 12. С. 77 – 80.
- Pivinskii Yu.E., Rozhkov E.V. Ceramic castables final stage in the evolution of low-cement refractory castables. Part 3 // Refractories and Industrial Ceramics. 2003. Vol. 44. No. 3. P. 134 – 140.
- Пивинский Ю.Е. Керамические и огнеупорные материалы: Избр. тр. Т. 2. – СПб.: Стройиздат СПб., 2003. – 668 с.
- Пивинский Ю.Е. Реология дисперсных систем, ВКВС и керамобетоны. Элементы нанотехнологий в силикатном материаловедении: Избр. тр. Т. 3. – СПб.: Политехника, 2012. – 682 с.

Поступила 24 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 857-861.

SHAMOTTE REFRACTORY MATERIALS ON THE BASIS OF TECHNOGENIC RAW MATERIALS FOR LINING OF THERMAL UNITS OF FOUNDRY PRODUCTION

I.V. Gladkikh

Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alexeev, Nizhny Novgorod, Russia

- Abstract. The article presents the research results of possibility of use of waste refractory materials, slag of electric furnace steelmaking, waste of overburden rocks as technogenic raw materials for the manufacture of refractory materials that meet the requirements of GOST 390-96 «Shamotte and semi-sour refractory products of general purpose and mass production». As a binder aqueous ceramic astringent suspension (ACAS) was used, obtained by mechanical activation of microsilica dust in an alkaline medium with pH = 11 - 12. As additives that increase the resistance of refractory materials, selfflaking steelmaking slags were used, characterized by high content (70 %) of calcium silicates (γ -2CaO·SiO₂). As a plasticizing additive, refractory clay of overburden with a plasticity index of 21 - 29and refractoriness of 1450 °C was used. The production technology of ceramic concrete with a «floating» framework has been the basis for receiving refractories on the basis of technogenic raw materials. The resulting materials were subjected to two stage drying at temperatures of 60 - 70 °C and 120 - 130 °C, the firing was absent. The effect of the slag content in the charge and the granulometric composition of the refractory aggregate on the quality indices of the products were studied. It was established that an increase in the proportion of slag in the charge promotes an increase in the heat resistance of refractories by 55 - 72 %. At the same time it was established that high concentrations of slag (over 20 wt. %) leads to a decrease in strength of refractory materials by 20 - 30 %. Granulometric composition of the aggregate affects the strength characteristics of the material, however, when the content of slag is 10 wt. % this effect disappears. The optimal composition of the charge compositions and methods of formation were found, providing the high-quality refractory materials based on technogenic raw materials. By a method of moist pressing, fire-resistant chamotte products of marks SHB were produced (with refractoriness not less than 1650 °C). By the method of vibrocompaction using clay overburden as the plasticizer, the resulting refractories were received, corresponding to the Marche SWISS (fire resistance not lower than 1630 °C). Refractories based on technogenic raw materials can be recommended for use as alternative materials for lining of various types of heating units and elements of their constructions of foundry and metallurgical production, with a maximum application temperature of 1250 °C.
- *Keywords*: refractory materials, silica-alumina materials, technogenic raw materials, metallurgical slag, waste, parameters, high temperature units.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-857-861

REFERENCES

- 1. Entin V.I. Status and prospects of refractory enterprises in Russia. *Novye ogneupory*. 2005, no. 7, pp. 73-77. (In Russ.).
- Aksel'rod L.M. etc. *Sluzhba ogneuporov: sprav. izd.* [Service of refractories]. Kashcheev I.D., Grishenkov E.E. eds. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2002, 656 p. (In Russ.).
- Kashcheev I.D., Strelov K.K., Mamykin P.S. *Khimicheskaya tekhnologiya ogneuporov* [Chemical technology of refractories]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2007, 752 p. (In Russ.).

- Khoroshavin L.B. *Dialektika ogneuporov* [Dialectic of refractories]. Ekaterinburg: Izd-vo Ekaterinburgskaya Assotsiatsiya Malogo Biznesa, 1999, 359 p. (In Russ.).
- 5. Khoroshavin L.B. How to pay more attention to the secondary refractories. *Novye ogneupory*. 2006, no. 7, pp. 39-42. (In Russ.).
- Khoroshavin L.B., Ovchinnikov I.I., Nevolin S.G., Yumagulov M.Kh. Raising the efficiency of utilization of secondary refractories. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2001, vol. 42, no. 1-2, pp. 80–82.
- Shvydkii V.S., Ladygichev M.G., Shvydkii D.V. *Teoreticheskie osnovy ochistki gazov: uchebnik dlya vuzov* [Theoretical foundations of gas purification: Textbook for universities]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2001, 502 p. (In Russ.).
- 8. Chentsova L.I. Ochistka i pererabotka promyshlennykh vybrosov i otkhodov: ucheb. posobie dlya vuzov [Purification and processing of industrial emissions and waste: Manual for universities]. Krasnoyarsk: SibGTU, 2012, 250 p. (In Russ.).
- Cherepanov K.A., Gladkikh I.V., Cherepanova V.K. Kompleksnaya pererabotka i utilizatsiya tverdykh dispersnykh otkhodov v metallurgii: ucheb. posobie dlya vuzov [Integrated processing and disposal of dispersed solid waste in metallurgy: Manual for universities]. Novokuznetsk: SibGIU, 2001, 214 p. (In Russ.).
- Pivinskii Yu.E. Neformovannye ogneupory [Unshaped refractories]. Moscow: Teplotekhnik, 2003, 448 p. (In Russ.).
- 11. Pivinskii Yu.E. Dyakin P.V. Preparation and properties of corundum HCBS and ceramic concretes. Part 1. Mixed HCBS in the system electrocorundum Very fine quartz glass. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2010, vol. 51, no. 1, pp. 25–31.
- Pivinskii Yu.E., Dyakin P.V. Preparation and properties of corundum HCBS and ceramic concretes. Part 2. Composition and properties of compacted ceramic concretes. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2010, vol. 51, no. 1, pp. 32–38.
- Pivinskii Yu.E., Suzdal'tsev E.I. Kvartsevaya keramika i ogneupory. V 2 t. T. I. Teoreticheskie osnovy i tekhnologicheskie protsessy [Quartz ceramics and refractories. In 2 vols. Vol. I. Theoretical foundations and technological processes]. Pivinskii Yu.E. ed. Moscow: Teploenergetik, 2008, 672 p. (In Russ.).
- 14. Pivinskii, Yu.E., Suzdal'tsev E.I. Kvartsevaya keramika i ogneupory. V 2 t. T. II. Materialy, ikh svoistva i oblasti primeneniya [Quartz ceramics and refractories. In 2 vols. Vol. II. Materials, their properties and applications]. Pivinskii Yu.E. ed. Moscow: Teploenergetik, 2008, 464 p. (In Russ.).
- **15.** Pivinskii Yu.E. HCBS ceramic concretes in the XXI century problems and prospects for applying technology in the field of silicate materials science. Part 1. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2011, vol. 52, no. 2, pp. 107–115.
- 16. Gladkikh I.V., Kuimov D.S. The use of technogenic raw materials for the refractory blocks. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2006, no. 2, pp. 63–66. (In Russ.).
- Gladkikh I.V., Volynkina E.P. Utilization of ash microspheres of the West Siberian HCBS in the production of non-combustible composite materials. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii*. 2009, February, pp. 32–34. (In Russ.).
- Fedoseenko V.A., Gontaruk E.I., Zatakovoi Yu.A., Evtushenko E.I., Rubanov Yu.K. Improvement in technology for initial processing of metallurgical slag. *Stal*'. 2001, no. 12, pp. 77–80. (In Russ.).
- **19.** Pivinskii Yu.E., Rozhkov E.V. Ceramic castables final stage in the evolution of low-cement refractory castables. Part 3.

Refractories and Industrial Ceramics. 2003, vol. 44, no. 3, pp. 134–140.

- **20.** Pivinskii Yu.E. *Keramicheskie i ogneupornye materialy: izbr. tr. T. 2* [Ceramic and refractory materials. Vol. 2]. St. Petersburg: Stroiizdat SPb, 2003, 668 p. (In Russ.).
- Pivinskii Yu.E. Reologiya dispersnykh sistem, VKVS i keramobetony. Elementy nanotekhnologii v silikatnom materialovedenii: izbr. tr. T. 3 [Rheology of disperse systems, HCBS and ceramic concretes.

Elements of nanotechnology in silicate materials science. Vol. 3]. St. Petersburg: Politekhnika, 2012, 682 p. (In Russ.).

Information about the author:

I.V. Gladkikh, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metallurgical Technology and Equipment"* (<u>annagladkih78@mail.ru</u>)

Received November 24, 2016

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 863 – 869. © 2017. Еронько С.П., Горбатюк С.М., Ошовская Е.В., Стародубцев Б.И.

УДК 669.184

РАЗРАБОТКА АВТОМАТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОЙ ОТСЕЧКИ КОНЕЧНОГО ШЛАКА ДЛЯ КОНВЕРТЕРА С ВРАЩАЮЩИМСЯ КОРПУСОМ

Еронько С.П.¹, д.т.н, профессор, зав. кафедрой «Механическое оборудование заводов черной металлургии» (<u>ersp@meta.ua</u>)

Горбатюк С.М.², д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Инжиниринг технологического оборудования» Ошовская Е.В.¹, к.т.н. доцент кафедры «Механическое оборудование заводов черной металлургии» Стародубцев Б.И.¹, аспирант кафедры «Механическое оборудование заводов черной металлургии»

> ¹ Донецкий национальный технический университет (83001, Украина, Донецк, ул. Артема, 58) ² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Рассмотрены требования, которым должен удовлетворять сталеплавильный агрегат для переработки некачественной шихты и металлсодержащих отходов с высоким содержанием вредных примесей и обоснована целесообразность использования для него в качестве прототипа кислородного конвертера с вращающимся корпусом. С целью повышения эффективности работы такого конвертера предложено снабдить его системой газодинамической отсечки конечного технологического шлака, функционирующей в автоматическом режиме во время слива стали в разливочный ковш. Предлагаемая система конструктивно представляет собой сдвоенный рычажный механизм, обеспечивающий во время перелива металла в ковш через край горловины кислородного конвертера удержание на постоянном удалении от нее газораспределительной камеры с щелевыми соплами, из которых под избыточным давлением истекают плоские струи газа, направленные под заданным углом атаки к поверхности шлакового расплава, покрывающего сливаемую сталь. Благодаря динамическому воздействию этих струй на слой жидкого шлака, он оттесняется от края горловины наклоненного корпуса конвертера в направлении его донной части, т. е. удерживается в ванне плавильного агрегата. Синхронное движение структурных элементов рычажного механизма с торцевой частью горловины конвертера достигается путем силового взаимодействия упоров, жестко закрепленных на опорном кольце плавильного агрегата, с поворотными коромыслами, кинетически связанными с газораспределительной камерой. При этом включение в работу газодинамической системы отсечки шлака и ее остановка происходят автоматически посредством механической связи. После окончания выпуска стали шлак сливают в чашу, поворачивая корпус конвертера в обратную сторону от сталеразливочного ковша. Результаты экспериментальной проверки функционирования предложенной системы газодинамической отсечки конвертерного шлака, выполненной на действующей ее модели, подтвердили правильность принятых технических решений. Применение на практике данной разработки позволит в значительной мере снизить материальные потери, связанные с попаданием в разливочный ковш большого количества агрессивного конвертерного шлака (угар раскислителей и лигатур, интенсивный износ огнеупорной футеровки и возможность рефосфорации металла).

Ключевые слова: некачественная шихта, кислородный конвертер, агрессивный шлак, выпуск стали, газодинамическая отсечка шлака.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-863-869

Переработка некачественного амортизационного лома и металлсодержащих отходов с повышенным содержанием вредных примесей является на сегодняшний день актуальной задачей [1-3]. Для ее успешного решения необходимы специальные плавильные агрегаты, позволяющие при реализации технологического процесса осуществлять комплекс операций, обеспечивающих интенсивное перемешивание жидкой ванны, регулируемую подачу в нее порошкообразных реагентов, а также отсечку конечного шлака во время выпуска металла в разливочный ковш [4]. В различной мере перечисленным требованиям отвечает кислородный конвертер с корпусом, вращающимся относительно своей продольной оси, составляющей с горизонтальной плоскостью угол 20 – 25°. Благодаря своим конструктивным особенностям, данный сталеплавильный агрегат дает возможность перерабатывать шихту с долей металлического лома до 50 % и без ограничений относительно ее химического состава. Это обусловлено высокой интенсивностью протекающих в ванне конвертера тепломассообменных процессов, достигаемой за счет механического перемешивания и применения требуемого количества реагентов, предварительно загружаемых в кусковом виде, а также подаваемых в порошкообразном состоянии в струе кислорода через наклонную фурму на зеркало расплава по ходу ведения плавки [5 – 7].

Вместе с этим, при оценке перспектив применения данного агрегата в составе мини-металлургического предприятия [8 – 12], ориентированного на получение продукции из металлсодержащих отходов, были установлены проблемы, требующие первоочередного решения для реализации такой технологии переработки низкокачественного сырья [13]. Одной из них является невозможность активного влияния на количество конечного технологического шлака, попадающего в разливочный ковш во время выпуска стали. Из-за отсутствия у конвертера с вращающимся корпусом сталевыпускного канала и слива по этой причине металла через его горловину, ни один из известных способов удержания в нем конечного шлака (с помощью шиберного затвора [14], пробок с газоподающим соплом [15], а также отсечных элементов поплавкового типа [16]) не может быть использован при выпуске стали из конвертера в разливочный ковш.

В связи с этим, в рамках действующего соглашения о научно-техническом сотрудничестве специалистами кафедр «Механическое оборудование заводов черной металлургии» ДонНТУ и «Инжиниринг технологического оборудования» НИТУ «МИСиС» выполнен комплекс исследований, связанных с созданием эффективной системы отсечки конечного шлака, предназначенный для перспективного образца мини-конвертера. В результате совместно проведенных работ предложена новая система (рис. 1), обеспечивающая реализацию в автоматическом режиме технологической операции по удержанию конечного шлака в плавильном агрегате с вращающимся корпусом. Она содержит два жестко взаимосвязанных между собой коромысла 11 и 21, закрепленных с возможностью поворота на горизонтальном валу 13, установленном в подшипниковых опорах 12, 20 на плитовине 18. При этом коромысла снабжены направляющими С-образного сечения 8, 22 с установленными в них роликами 5, закрепленными с возможностью вращения на торцевых частях цилиндрической газораспределительной камеры 9, имеющей щелевые отверстия 10 и жестко связанной с верхним концом газоподающей трубы 24. Нижний конец трубы закреплен в шарнирной опоре l и посредством трубопровода 23 соединен с запорным краном 19, кинематически связанным с горизонтальным валом 13 коромысел, на задних концах которых имеются контргрузы 14, 16, опирающиеся своей нижней частью на пружинные демпферы 15, 17. На передних концах направляющих С-образного сечения 8, 22 закреплены рычаги 3, 7. Конструкция узла крепления этих рычагов к направляющим С-образного сечения обеспечивает их жесткую связь при силовом воздействии на рычаги сверху и возможность относительно поворота на осях 2, 6 при воздействии на них снизу.

Данная система газодинамической отсечки шлака установлена на металлоконструкции перед кислородным мини-конвертером (<u>рис. 1, 2</u>) симметрично вертикальной плоскости, в которой лежит продольная ось его корпуса, выполненного глуходонным с горловиной в виде усеченного конуса. Корпус размещен с зазором в опорном кольце *11* на центрирующих роликах *10* и благодаря двум приводам, стационарно установленным со стороны опорных цапф, имеет возможность поворота на 360° в вертикальной плоскости, а также вращения относительно своей продольной оси симметрии. На опорном кольце по обеим сторонам горловины жестко закреплены два упора 8.

Кислородный мини-конвертер снабжен также системой вдувания порошкообразных реагентов в струе кислорода через водоохлаждаемую фурму 6, установленную на подвижную тележку 4 и имеющую механизм качания 5. Дозированную подачу мелкодисперсных материалов в тракт фурмы обеспечивает устройство, включающее вертикальный шнек 3, размещенный в нижней части бункера 2 и приводимый во вращение мотор-редуктором 1.

Во время ведения плавки (<u>рис. 2</u>) корпус миниконвертера, вращаемый приводом относительно продольной оси, наклонен к горизонтальной плоскости,



Рис. 1. Общий вид системы газодинамической отсечки шлака

Fig. 1. General view of the slag gas-dynamic cut-off system



Рис. 2. Относительное положение структурных механизмов конвертера во время ведения плавки

Fig. 2. Relative position of the converter's structural mechanisms during melting

а закрепленные на его опорном кольце 11 упоры 8 находятся на заданном удалении над рычагами 7, связанными с С-образными направляющими системы газодинамической отсечки шлака. Благодаря вращению корпуса с заданной частотой, обеспечивается достаточно интенсивное механическое перемешивание предварительно загруженных в него твердой и жидкой частей шихты. При этом через фурму, заведенную через горловину конвертера в его полость и совершающую качательное движение в установленном секторе, в струе кислорода вдувают мелкодисперсные реагенты, образующие химические соединения с неметаллическими примесями, которые поглощаются наведенным шлаком.

По завершении плавки стали прекращают подачу реагентов в ванну конвертера (<u>рис. 3</u>), каретку 4 с фурмой 6 переводят в верхнее (исходное) положение и останавливают привод механизма вращения корпуса конвертера. После подачи с помощью сталевозной тележки 13 разливочного ковша 14 осуществляют в него выпуск металла, для чего корпус кислородного конвертера плавно поворачивают в вертикальной плоскости на цапфах в подшипниковых опорах. В момент подхода зеркала расплава к устью горловины 9 упоры 8, неподвижно закрепленные на опорном кольце 11, входят в зацепление сверху с рычагами 7 системы газодинамической отсечки шлака. Связанные с ними (см. рис. 1)

коромысла 11, 21 поворачиваются с валом 13 в подшипниковых опорах 12, 22, преодолевая силу тяжести контргрузов 14, 16. При повороте вала 13 автоматически происходит открытие кинематически связанного с ним запорного крана 19. От него по трубопроводу 23 под избыточным давлением в полость цилиндрической распределительной камеры 9 поступает газ (азот или воздух), истекающий с большой скоростью через щелевые отверстия 10, образуя плоские газовые струи, направленные под определенным углом к зеркалу расплава. Под действием динамического напора этих струй происходит оттеснение от устья горловины в полость конвертера слоя шлака, плавающего на поверхности жидкого металла, который сливается в разливочный ковш. Во время дальнейшего поворота корпуса конвертера для полного слива металла вместе с коромыслами осуществляют поворот направляющие С-образного сечения 2, 22. В результате цилиндрическая газораспределительная камера 9, посредством подающей трубы 4 связанная с шарнирной опорой *1*, перемещается относительно направляющих на установленных роликах 5, закрепленных с возможностью вращения на ее торцевых поверхностях. При этом автоматически обеспечивается заданное (практически неизменное) удаление щелевых отверстий 10 газораспределительной камеры от зеркала металла в зоне устья горловины, что позволяет за счет газодинамического воздействия надежно



Рис. 3. Относительное положение структурных механизмов конвертера во время выпуска стали с обеспечением газодинамической отсечки конечного шлака

Fig. 3. Relative position of the converter's structural mechanisms during the steel tapping with gas-dynamic cut-off of final slag

удерживать шлак в полости конвертера, не допуская его попадания в ковш.

После окончания выпуска металла корпус конвертера поворачивают в обратном направлении для слива шлака в приемную чашу 12, установленную под ним с противоположной стороны от сталевоза с разливочным ковшом. При обратном повороте сталеразливочного агрегата коромысла 11, 21 и горизонтальный вал 13 под действием контргрузов 14, 16 поворачиваются в исходное положение, в котором происходит их остановка относительно плитовины 18 (без ударов, благодаря пружинным демпферам 15, 17). Также автоматически отключается подача газа за счет закрытия канала запорного крана 19, связанного с валом 13.

В случае полного поворота корпуса кислородного конвертера в сторону слива шлака рычаги 3, 7 под силовым воздействием упоров 8 снизу поворачиваются на осях 2, 6 относительно направляющих С-образного сечения 2, 22 и не препятствуют дальнейшему движению корпуса агрегата. В момент размыкания упоров 8 с рычагами 3, 7, последние под действием собственной силы тяжести поворачиваются на осях 2, 6 в обратном направлении и занимают исходное положение.

Для проверки правильности технических решений, принятых при создании новой системы газодинамической отсечки конечного шлака, использовали методы компьютерного [17–19] и физического моделирования, позволяющие устранить возможные конструктивные недоработки еще в стадии ее проектирования. На основе выполненной 3D модели 10-т конвертера изготовили в масштабе 1:10 действующую модель, на которой симулировали работу его механизмов при реализации всех технологических операций, включая удержание конечного шлака во время выпуска металла в сталеразливочный ковш и последующий слив шлакового расплава в приемную чашу (рис. 4). С учетом имеющегося опыта [20], в ходе эксперимента жидкую сталь моделировали чистой водой, так как их кинематические вязкости одинаковы и равны 1,01·10⁻⁶ м²/с соответственно при 1550° и 20 °C. Для имитации шлака с вязкостью (10 – 33)·10⁻⁶ м²/с при 1595 °C использовали минеральное масло с вязкостью 35·10⁻⁶ м²/с и плотностью 870 кг/м³ при 20 °C.

Сжатый воздух в цилиндрическую газораспределительную камеру подавали компрессором через ресивер, сглаживающий пульсации давления в сети. Давление воздуха на входе в камеру контролировали манометром, а расход фиксировали с помощью ротаметра.

Опыты на модели мини-конвертера проводили в следующей последовательности. Предварительно в полость модели плавильного агрегата поочередно заливали воду и минеральное масло, соотношение объемов которых устанавливали с учетом того, что в условиях реального сталеплавильного процесса к моменту его завершения массовая доля шлакового расплава может составлять 8 – 10 % массовой доли жидкой стали, а их



Рис. 4. Относительное положение элементов модели системы отсечки шлака и корпуса модели конветрера при имитации процесса выпуска плавки

Fig. 4. Relative position of the model elements of the slag cut-off system and shell of converter model at simulation of melting process

плотности соответственно равны 3,5 и 7 т/м³, т. е. перед началом выпуска плавки из 10-т конвертера в нем находится в жидком состоянии порядка 1,3 м³ металла и 0,25 м³ шлака. Поэтому в модели мини-конвертера при симуляции выпуска металла в ковш было 1,3 л воды и 0,25 л минерального масла.

Для осуществления перелива жидкости из модели плавильного агрегата, ее корпус с помощью электромеханического привода поворачивали в вертикальной плоскости (рис. 4, *a*). Во время поворота корпуса в описанной выше последовательности происходило автоматическое включение в работу модели системы газодинамической отсечки шлака (<u>рис. 4, б</u>). При этом в ее газораспределительную камеру под давлением 0,11 МПа с расходом 12 л/мин поступал воздух, истекавший из щелевых сопел, в результате чего возникали плоские воздушные струи, удерживавшие в полости модели агрегата минеральное масло во время слива воды в модель ковша (рис. 4, в). После завершения перелива воды осуществляли поворот корпуса модели конвертера в обратном направлении для слива из него минерального масла в модель шлаковой чаши (рис. 4, г). Затем с помощью мерной емкости измеряли объем имитатора шлака, оказавшегося в модели шлаковой чаши, и сопоставляли его с объемом масла, который заливали в модель конвертера перед началом опыта, в результате чего устанавливали обеспечиваемую степень отсечки имитатора шлака. Статистический анализ результатов серии проведенных опытов (см. <u>таблицу</u>) позволяет сделать вывод о том, что в условиях модельных исследований предложенная система обеспечила отсечку 85 – 92 % имитатора шлака. При этом ее функционирование происходило в автоматическом режиме.

Информацию, полученную в результате экспериментальных исследований, использовали при подготовке рабочего проекта 10-т кислородного конвертера.

Выводы. Применение предлагаемого плавильного агрегата позволит реализовать высокоэффективную технологию переработки шихтовых материалов и металлсодержащих отходов практически любого химического состава, что обусловлено возможностью интенсификации тепло-массообменных процессов, протекающих в ванне конвертера и способствующих выделению из металла большого количества вредных примесей в шлак, удерживаемый за счет газодинамического воздействия на него в полости агрегата во время выпуска плавки. Благодаря этому исключаются повышенный износ футеровки разливочного ковша и значительный угар вводимых в него дорогостоящих раскислителей и легирующих добавок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дорошенко Н.В., Бараненко В.В. Образование и использование лома черных металлов в мировом металлургическом производстве // Электрометаллургия. 2001. № 7. С. 27 – 36.

Распределение объемов имитаторов стали и шлакового расплава при моделировании выпуска плавки с применением отсечки шлака

Номер	Модель конвертера перед сливом жидкостей, см ³		Модель ковша после слива воды, см ³		Модель шлаковой чаши после слива масла, см ³		Степень отсечки	
опыта	вода	масло	вода	масло	вода	масло	имитатора шлака, %	
1			1280	20	20	230	92	
2			1275	38	25	212	85	
3	_	250	1279	32	21	218	87	
4			1276	30	24	220	88	
5	1200		250	1279	25	21	225	90
6	1300		1277	35	23	215	86	
7			1275	35	25	215	86	
8				1278	27	22	223	89
9			1276	37	24	213	85	
10			1275	33	25	217	87	

Volumes distribution of steel and slag melt imitators during simulation of melt tapping with slag cut-off application

- Эверс Р., Шолль В., Виллекс Р. Рынок лома и снабжение ломом черной металлургии Германии // Черные металлы. 2003. № 9. С. 49 – 53.
- 3. Робин Винер. Переработка вторичного сырья // Металлолом. 2011. № 2. С. 9.
- Амелинг Д. Новые разработки в производстве стали на европейских металлургичеких заводах с полным циклом // Черные металлы. 2001. № 5. С. 16 – 22.
- Бойченко Б.М., Охотский В.Б., Харлашин П.С. Конвертерное производство стали: теория, технология, качество стали, конструкции агрегатов, рециркуляция металлов и экология. – Днепропетровск: РВА «Днепро - ВАЛ», 2006. – 454 с.
- **6.** Еронько С.П., Федяев Д.И., Афаунова О.В. и др. Мини-конвертер для переработки высокофосфористого чугуна // Металлургические процессы и оборудование. 2010. № 3. С. 40 46.
- 7. Патент на полезную модель UA 71568. МПК С 21С 5/28. Кислородный конвертер // Бюл. изобретений. 2012. № 14.
- 8. Юзов О.В. Седых А.М. Мировые тенденции развития мини-заводов // Электрометаллургия. 2000. № 10. С. 2 6.
- 9. Смирнов А., Панфилова Т., Дорохова Л. Эффективные стратегии развития мини-металлургических заводов // Национальная металлургия. 2002. № 4. С. 44 – 48.
- Смирнов А.Н., Панфилова Т.С., Дорохова Л.В. Выбор стратегии развития металлургических мини-заводов // Сталь. 2002. № 8. С. 112 – 116.
- Сивак Б., Протасов А. Современное состояние и перспективы развития мини-заводов по производству сортового проката // Национальная металлургия. 2002. № 2. С. 38 – 43.
- Металлургические мини-заводы / А.Н. Смирнов, В.М. Сафонов, Л.В. Дорохова и др. – Донецк: ООО «Норд-Пресс», 2005. – 469 с.

- 13. Еронько С.П., Климович Н.А. Перспективы использования и проблематика создания мини-агрегата для переработки некачественной шихты и металлсодержащих отходов // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2016. № 5. С. 26 – 31.
- Греф У., Бергхофер А., Амслер Г. и др. Бесшлаковый выпуск плавки с помощью затвора выпускного отверстия ТАР 120 при производстве чистой стали // Сталь. 2005. № 7. С. 51 – 54.
- 15. Энкер Б., Пастер А, Швельбергер Й. Новая стопорная система для шлака кислородно-конвертерного производства стали // Металлургическое производство и технологии металлургических процессов. 2002. № 5. С. 12 – 20.
- Howanski William S., Kalep T., Swift T. Optimizing B.O.F. Slag control throught the application of refractory darts // AISTech Proceedings. 2006. No. 1. P. 601–609.
- **17.** Берлинер Э. Актуальность применения САПР в машиностроении // САПР и графика. 2000. № 9. С. 111 112.
- Шимкович Д.Г. Расчет конструкций в MSC / NASTPAN for Windows. М.: ДМК Пресс, 2001. 448 с.
- 19. Листопад А.П., Демьяненко Ю.В., Севастьянов С.В. и др. Комплексное внедрение программных решений SolidWorks на ЗАО «НКМЗ» // САПР и графика. 2003. № 8. С. 12 – 14.
- 20. Еронько С.П., Ошовская Е.В., Бедарев С.А. и др. Исследование на физической модели процесса взаимодействия отсечных элементов поплавкового типа с потоками расплава в ванне конвертера // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2009. № 6. С. 39 – 45.

Поступила 21 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 863-869.

DEVELOPMENT OF AUTOMATIC SYSTEM OF GAS-DYNAMIC CUT-OFF OF SLAG FOR CONVERTER WITH ROTATING VESSEL SHELL

S.P. Eron'ko¹, S.M Gorbatyuk², E.V. Oshovskaya¹, B.I. Starodubtsev¹

¹ Donetsk National Technical University, Donetsk, Ukraine ² National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia *Abstract.* The steelmaking unit for the processing of poor-quality charge and metal-containing wastes with a high content of harmful impurities must satisfy to some requirements which are considered at the article. Also the expediency of using the oxygen converter with rotating vessel shell as a prototype is justified. To increase the efficiency of such converter, it is proposed to supply it with a sys-

tem of gas-dynamic slag cut-off at automatic mode during the steel tapping into the casting ladle. The proposed system is structurally a twin lever mechanism ensuring (during the metal overflow into the ladle through the edge of converter's mouth) holding at the constant distance from it the gas distribution chamber with slotted nozzles, from which flat gas jets run under excess pressure, directed at a given angle of attack to the surface of slag melt covering the teemed steel. Due to the dynamic impact of these jets on the layer of liquid slag, it is pushed away from the edge of the mouth of the inclined vessel shell towards its bottom, i.e. it is retained in the bath of melting unit. Synchronous movement of the structural elements of the lever mechanism with the end part of converter's mouth is achieved by force interaction of the stops rigidly fixed on the supporting ring of the melting unit with swivel arms kinetically connected with the gas distribution chamber. At the same time, activation of the gas-dynamic system of slag cut-off and its shutdown occur automatically by a mechanical connection. After the finishing of steel tapping the slag is poured into the bowl, turning the vessel shell in the opposite direction from the steel casting ladle. The results of experimental verification of the operation of the proposed converter slag gas-dynamic cut-off system performed on its model confirmed correctness of the accepted technical solutions. The practical application of this development will significantly reduce the material losses associated with the ingress of a large amount of aggressive converter slag into the casting ladle (deoxidizing and ligature burning, intensive wear of the refractory lining and the possibility of metal rephosphorization).

Keywords: poor-quality charge, oxygen converter, aggressive slag, steel output, gas-dynamic slag cut-off.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-863-869

REFERENCES

- 1. Doroshenko N.V., Baranenko V.V. Formation and use of ferrous scrap in the world metallurgical industry. *Elektrometallurgiya*. 2001, no. 7, pp. 27–36. (In Russ.).
- Evers R., Sholl' V., Villeks R. Scrap market and scrap supply of ferrous metallurgy in Germany. *Chernye metally*. 2003, no. 9, pp. 49–53. (In Russ.).
- **3.** Robin Viner. Recycling of secondary raw materials. *Metallolom*. 2011, no. 2, p. 9. (In Russ.).
- 4. Ameling D. New achievements in steel production at the European metallurgical plants with a full cycle. *Chernye metally*. 2001, no. 5, pp. 16–22. (In Russ.).
- Boichenko B.M., Okhotskii V.B., Kharlashin P.S. Konverternoe proizvodstvo stali: teoriya, tekhnologiya, kachestvo stali, konstruktsii agregatov, retsirkulyatsiya metallov i ekologiya [Converter steel production: theory, technology, steel quality, aggregate designs, metal recycling and ecology]. Dnepropetrovsk: RVA "Dnepro -VAL", 2006, 454 p. (In Russ.).
- **6.** Eron'ko S.P., Fedyaev D.I., Afaunova O.V. etc. Mini converter for processing of high-phosphoric iron. *Metallurgicheskie protsessy i oborudovanie*. 2010, no. 3, pp. 40–46. (In Russ.).

- Kislorodnyi konverter [Oxygen converter].Utility model patent UA no. 71568. MPK S 21S 5/28. Byulleten' izobretenii. 2012, no. 14. (In Russ.).
- 8. Yuzov O.V. Sedykh A.M. World tendencies of mini-plants development. *Elektrometallurgiya*. 2000, no. 10, pp. 2–6. (In Russ.).
- Smirnov A., Panfilova T., Dorokhova L. Effective strategies for the development of metallurgical minimills. *Natsional'naya metallurgiya*. 2002, no. 4, pp. 44–48. (In Russ.).
- Smirnov A.N., Panfilova T.S., Dorokhova L.V. Development of metallurgical minimills. *Steel in Translation*. 2002, vol. 32, no. 8, pp. 21–25.
- 11. Sivak B., Protasov A. Current state and prospects for the development of minimills for the production of long products. *Natsional'naya metallurgiya*. 2002, no. 2, pp. 38–43. (In Russ.).
- Smirnov A.N., Safonov V.M., Dorokhova L.V. etc. *Metallurgicheskie mini-zavody* [Metallurgical minimills]. Donetsk: Nord-Press, 2005, 469 p. (In Russ.).
- Eron'ko S.P., Klimovich N.A. Creating and using of mini-unit for processing of low-quality charge and metal-containing waste. *Chernaya metallurgiya: Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2016, no. 5, pp. 26–31. (In Russ.).
- 14. Gref U., Bergkhofer A., Amsler G. etc. Slag-free tapping of melting using the outlet gate TAP 120 at pure steel production. *Stal*'. 2005, no. 7, pp. 51–54. (In Russ.).
- Enker B., Paster A, Shvel'berger I. New stop system for slag of BOF production of steel. *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologii metallurgicheskikh protsessov.* 2002, no. 5, pp. 12–20. (In Russ.).
- Howanski William S., Kalep T., Swift T. Optimizing B.O.F. Slag control throught the application of refractory darts. *AISTech Proceedings*. 2006, no. 1, pp. 601–609.
- Berliner E. Relevance of CAD using in the engineering. SAPR i grafika. 2000, no. 9, pp. 111–112. (In Russ.).
- Shimkovich D.G. Raschet konstruktsii v MSC / NASTPAN for Windows [Calculation of structures in MSC / NASTPAN for Windows]. Moscow: DMK Press, 2001, 448 p. (In Russ.).
- Listopad A.P., Dem'yanenko Yu.V., Sevast'yanov S.V. etc. Integrated implementation of SolidWorks software solutions at CJSC "NKMZ". SAPR i grafika. 2003, no. 8, pp. 12–14. (In Russ.).
- **20.** Eron'ko S.P., Oshovskaya E.V., Bedarev S.A. etc. Investigation of physical model of interaction process of float-type cut-off elements with melt flows in converter bath. *Chernaya metallurgiya: Byul. inta* "*Chermetinformatsiya*". 2009, no. 6, pp. 39–45. (In Russ.).

Information about the authors:

S.P. Eron'ko, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants" (<u>ersp@meta.ua</u>) S.M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Engi-

neering of Technological Equipment" **E.V. Oshovskaya**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants"

B.I. Starodubtsev, Postgraduate of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants"

Received March 21, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 870 – 876. © 2017. Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан

УДК: 621.174.22

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА КАЛИБРОВКИ НА ИЗГИБНУЮ ЖЕСТКОСТЬ СТАЛЬНЫХ ПРУТКОВ. ЧАСТЬ 1. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КАЛИБРОВАННЫХ ПРУТКАХ

Зайдес С.А., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой машиностроительных технологий и материалов (<u>zsa@istu.edu</u>) **Hzyeh Bah Хуан,** acnupahm (<u>nguyenvanhuan.istu@gmail.com</u>)

> Иркутский национальный исследовательский технический университет (664074, Россия, Иркутск, ул. Лермонтова, 83)

Аннотация. Калиброванный металл представлен как эффективный вид заготовок для ряда металлообрабатывающих технологий. Более широкому его использованию в промышленности препятствуют остаточные напряжения, формирующиеся в процессе холодного деформирования. Так, основной проблемой при изготовлении из калиброванного металла маложестких деталей типа валов является наличие в материале значительного уровня и неравномерного распределения остаточных напряжений, появление которых в значительной мере обусловлено технологическими причинами. Главные компоненты тензора остаточных напряжений в калиброванных прутках определены по методу обтачивания и растачивания одного цилиндра. Для выявления влияния основных параметров процесса калибровки на остаточное напряженное состояние использована методика математического планирования многофакторных экспериментов, на основе которой выявлены основные параметры процесса калибровки, влияющие на формирование технологических остаточных напряжений. Установлено влияние степени относительного обжатия, угла рабочего конуса и длины калибрующей зоны рабочего инструмента на величину и характер распределения осевых, тангенциальных и радиальных остаточных напряжений. Установлено, например, что наибольшую величину растягивающие тангенциальные напряжения имеют при степени относительного обжатии 23 %, рабочем угле волоки 18°, скорости калибровки 2,5 мм/с и наихудших условиях смазки. Следует отметить неоднозначную зависимость компонентов остаточных напряжений от параметров процесса. Так, при увеличении степени относительного обжатия тангенциалные остаточные напряжения возрастают, а осевые снижаются. С увеличением обжатия от 5 до 34 % тангенциальные остаточные напряжения возрастают в 2,5 раза, а осевые уменьшаются на 13 %. Установлено также, что на осевые напряжения большее влияние оказывает угол рабочего конуса волоки, а на тангенциальные – степень относительного обжатия. В диапазоне углов рабочего конуса волоки от 8 до 24° характер остаточных напряжений по сечению прутка не изменяется. С увеличением длины калибрующей зоны волоки значения компонент тензора остаточных напряжений существенно снижаются. Увеличение длины калибрующей зоны является эффективным средством для снижения остаточных напряжений в калиброванных прутках. Глубина распространения остаточных напряжений растяжения не является величиной постоянной и зависит от режимов калибровки.

Ключевые слова: калиброванный металл, остаточные напряжения, параметры калибровки, обжатие, угол рабочего конуса, длина калибрующей зоны.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-870-876

Калиброванный металл, получаемый холодным волочением или калибровкой, находит все большее применение и, особенно, в отраслях крупносерийного производства деталей. Так, в последние годы интенсивное развитие получили предприятия автомобилестроения. Широкое использование станков-автоматов, поточных линий, робототехнических систем основано на применении точных заготовок, к которым относится и калиброванный металл. Калиброванные прутки обладают стабильностью диаметрального размера по длине заготовки, хорошо обрабатываются резанием, так как при механической обработке образуется легко ломающаяся стружка [1]. Калиброванный металл также эффективно используют для изготовления длинномерных цилиндрических деталей типа валов и осей [2, 3].

Основной проблемой при изготовлении маложестких деталей типа валов является наличие в материале значительного уровня и неравномерного распределения остаточных напряжений [2-4], появление которых в значительной мере обусловлено технологическими причинами. Остаточные напряжения возникают практически при всех процессах обработки деталей. В отличие от временных напряжений, остаточное напряжение сохраняется во времени.

Исследованиями многих отечественных и зарубежных ученых было доказано существенное влияние остаточных напряжений на условия эксплуатации и срок службы деталей [5 – 10]: износостойкость, коррозиестойкость, разрушение, статическую прочность, циклическую прочность, стабильность формы деталей, ударные нагрузки. Обычно наличие в деталях остаточных напряжений считают отрицательным фактором, но в некоторых случаях такие напряжения могут быть полезными [11, 12] (повышают предел упругости системы, предел выносливости, коррозионно-механическую и коррозионную стойкость и т. п.).

В настоящее время предложена достаточно широкая гамма способов определения остаточных напряжений [13 – 17]. Однако большинство из них позволяет определять либо качественную картину распределения остаточных напряжений, либо выявлять напряжения в тонком поверхностном слое [18 – 20]. Для технологических процессов механической обработки резанием или поверхностного пластического деформирования, при которых остаточные напряжения формируются в основном в поверхностных слоях, вполне оправданы, например, рентгеновские методы измерения [21]. Если же остаточные напряжения распределены по всему объему тела, то физические методы пока не позволяют решить поставленную задачу.

В первой части работы рассматривается влияние основных параметров процесса калибровки на остаточное объемное напряженное состояние, а во второй части будет рассмотрено влияние остаточных напряжений на изгибную жесткость калиброванных прутков.

Определение основных параметров калибровки, влияющих на формирование остаточных напряжений. Главные компоненты тензора остаточных напряжений в калиброванных прутках определены по методу обтачивания и растачивания одного цилиндра [2, 3, 13]. Для выявления влияния основных параметров процесса калибровки на остаточное напряженное состояние использована методика планирования многофакторных экспериментов [22, 23]. Для учета одновременного влияния на остаточные напряжения величины относительного обжатия, угла рабочего конуса волоки, скорости калибровки, качества смазки был спланирован и реализован дробный четырехфакторный эксперимент [2]. Параметры процесса: X₁ – степень относительного обжатия (Q),%; X_2 – угол конуса рабочей зоны волоки (2 α), град; X₃ – скорость калибровки (V), мм/с; X₄ – качество смазки, оцениваемое по величине коэффициента трения (f), который определен на основании экспериментальных данных [2]. Исследуемый материал сталь 35, диаметр прутков 36 мм.

Значения этих факторов на нулевом, верхнем и нижнем уровнях, а также интервалы варьирования приведены в <u>таблице</u>. Разные значения коэффициентов трения были получены за счет применения калибровки без смазки (f = 0,13) и различных смазок: сухой порошок натриевого мыла (f = 0,06), масло индустриальное 30 (f = 0,095).

В соответствии с матрицей планирования [2] проведено восемь основных опытов (определяющий контраст $X_1X_2X_3X_4 = 1$) и три дополнительных на нулевом уровне для определения дисперсии ошибки эксперимента.

При оценке остаточного напряженного состояния рассматривали максимальные растягивающие тангенциальные $\sigma_{\varphi_{\text{max}}}$ и осевые напряжения $\sigma_{z_{\text{max}}}$, т. е. параметр «оптимизации» характеризовал наименее благоприятные с этой точки зрения условия процесса. Параметрами $\sigma_{z_{\text{max}}}$ и $\sigma_{\varphi_{\text{max}}}$ удобно пользоваться при оценке работоспособности изделий, для которых заранее известна схема напряженного состояния.

Опыты выявили существенное влияние параметров процесса калибровки на остаточные напряжения, которые изменяются не только по величине, но и по знаку. В некоторых случаях напряжения достигают 320 МПа и более (в зависимости от параметров калибровки). Установлено, например, что наибольшие значения растягивающие тангенциальные напряжения имеют при степени относительного обжатии 23 %, рабочем угле волоки 18°, скорости калибровки 2,5 мм/с и наихудших условиях смазки.

При оценке остаточных напряжений по максимальным значениям растягивающих осевых и тангенциальных остаточных напряжений получены следующие уравнения регрессии:

$$(\sigma_z)_{\text{max}} = 269, 4 - 21, 9X_1 + 34, 4X_2 + 0, 6X_3 + 9, 4X_4; (1)$$

$$(\sigma_{\varphi})_{\text{max}} = 216, 0 + 65, 6X_1 + 24, 3X_2 + 4, 3X_3 + 4, 4X_4. (2)$$

Следует отметить неоднозначную зависимость компонентов остаточных напряжений от параметров процесса. Так, при увеличении обжатия $\sigma_{\varphi_{max}}$ возрастают, а $\sigma_{z_{max}}$ снижаются. Установлено также, что на осевые напряжения большее влияние оказывает угол рабочего конуса волоки, а на тангенциальные – степень относительного обжатия.

Значения факторов на нулевом, верхнем и нижнем уровнях, интервалы варьирования

Values of factors at the zero, top and bottom levels, variation intervals

Показатель	Относительное обжатие, $Q(X_1), \%$	Угол конуса рабочей зоны волоки, $2\alpha(X_2)$, град	Скорость калибровки, $V(X_3)$, мм/с	Коэффициент трения, $f(X_4)$
Интервал варьирования	±9	±6	±1,23	±0,035
Основной уровень	14	12	1,26	0,095
Верхний уровень	23	18	2,50	0,130
Нижний уровень	5	6	0,03	0,060

Постановка однофакторных экспериментов. Рассмотрим влияние основных параметров процесса калибровки на остаточное напряженное состояние. Математическое планирование экспериментов позволило выявить три основных параметра процесса: степень относительного обжатия Q (5 – 34 %), угол рабочего конуса инструмента 2 α (8 – 24°) и длина калибрующей зоны l_{ι} (0,1 – 15 мм).

Качество смазки в данном случае учитывать не будем, так как в реальных производственных процессах стремятся использовать качественную технологическую смазку для снижения энергетических затрат и повышения качества поверхностного слоя калиброванного металла. Скорость калибровки, судя по коэффициентам уравнений регрессии, оказывает незначительное влияние на формирование остаточных напряжений при холодном деформировании, поэтому в дальнейших опытах она тоже не рассматривалась.

Степень относительного обжатия. Величина обжатия прутков при калибровке оказывает существенное влияние не только на качество поверхности и механические свойства металла, но и на остаточные напряжения. Однако о влиянии этого фактора имеются противоречивые данные [2, 3].

Величину обжатия в опытах изменяли от 5 до 34 %. Скорость калибровки составляла 2 мм/с, угол рабочего конуса волоки $2\alpha = 20^{\circ}$. С увеличением степени относительного обжатия максимальные осевые остаточные напряжения снижаются, а тангенциальные возрастают (рис. 1).

С увеличением обжатия от 5 до 34 % тангенциальные остаточные напряжения возрастают в 2,5 раза, а осевые уменьшаются на 13 %, т. е. необходимо подчеркнуть, что величина обжатия влияет в большей мере на тангенциальные остаточные напряжения, чем на осевые. Получено, что при Q = 20 %, $\sigma_{z_{max}} = \sigma_{\varphi_{max}} = 270$ МПа.

Угол конуса рабочей зоны волоки. Влияние угла конуса исследовали в интервалах от 4 до 45° при различных обжатиях.

Опыты показали (рис. 2), что в диапазоне углов рабочего конуса волоки от 8 до 24° характер остаточных напряжений по сечению прутка не изменяется. Общий уровень напряжений находится в прямой зависимости от величины угла рабочего конуса инструмента. Это согласуется с результатами работ ряда авторов [24, 25]. Так, например, при калибровке с обжатием 4 % через волоку с углом $2\alpha = 24^{\circ}$ максимальные осевые напряжения достигают 350 МПа, а при $2\alpha = 8^{\circ} - 250$ МПа.

Аналогичное изменение наблюдается и при другом обжатии [2]. При этом установлено, что угол рабочего конуса волоки большее влияние оказывает на осевые остаточные напряжения, чем на тангенциальные. Так, при изменении 2α от 8 до 24° (см. <u>рис. 2</u>) $\sigma_{z_{max}}$ возрастает в 2,3 раза, а $\sigma_{\phi_{max}}$ – в 1,16 раза. Увеличение угла рабочего конуса волоки от 24 до 45° приводит к незначительному повышению остаточных напряжений [26]. При уменьшении угла рабочего конуса волоки до 4° закономерность распределения осевых остаточных напряжений сохраняется, а тангенциальных резко изменяется.

Длина калибрующей зоны. Используя метод планирования экспериментов, определено влияние длины калибрующей зоны инструмента на изменение остаточных напряжений в прутках [2]. Через X_1 обозначена величина обжатия Q, %, а через X_2 – длина калибрующей зоны l_k , мм.



Рис. 1. Кривые распределения тангенциальных σ^o_φ и осевых σ^o_z остаточных напряжений по сечению калиброванного прутка в зависимости от степени обжатия при *Q*, %: *I* – 5; *2* – 15; *3* – 25; *4* – 34

Fig. 1. Distribution curves of tangential σ_{ϕ}^{0} and axial σ_{z}^{0} residual stresses on cross-section of the calibrated rod depending on cobbing at Q, %: I - 5; 2 - 15; 3 - 25; 4 - 34 Для статистической обработки результатов проведено семь опытов, из которых три – на нулевом уровне. В качестве отклика приняли максимальные значения осевых итангенциальных остаточных напряжений растяжения. Как видно из полученных результатов (рис. 3), с увеличением длины калибрующей зоны значения компонент тензора остаточных напряжений снижаются. Например, при увеличении l_k с 0,5 до 20,5 мм (Q = 23 %) $\sigma_{z_{max}}$ уменьшается с 320 до 160 МПа, а $\sigma_{q_{max}} - c$ 380 до



Рис. 2. Кривые распределения тангенциальных, осевых радиальных остаточных напряжений в зависимости от угла рабочего конуса волоки (*Q* = 4 %) при 2α, град: *I* - 8; *2* - 12; *3* - 24

Fig. 2. Distribution curves of tangential, axial radial residual stresses depending on angle of a working cone of drawing die (Q = 4%) at 2 α , grad: I - 8; 2 - 12; 3 - 24



Рис. 3. Кривые распределения тангенциальных и осевых остаточных напряжений в зависимости от степени относительного обжатия и длины калибрующей зоны волоки ($2\alpha = 24^\circ$) при: 1 - Q = 6%, $l_k = 0,5$ мм; 2 - Q = 6%, $l_k = 20,5$ мм; 3 - Q = 23%, $l_k = 0,5$ мм; 4 - Q = 23%, $l_k = 20,5$ мм

Fig. 3. Distribution curves of tangential and axial residual stresses depending on extent of the relative cobbing and length of the calibrating zone ($2\alpha = 24^{\circ}$):

1 - Q = 6 %, $l_k = 0.5$ mm; 2 - Q = 6 %, $l_k = 20.5$ mm; 3 - Q = 23 %, $l_k = 0.5$ mm; 4 - Q = 23 %, $l_k = 20.5$ mm

240 МПа, т. е. осевые остаточные напряжения растяжения снижаются на 50 %, а тангенциальные на 37 %. Аналогично изменяются остаточные напряжения и при калибровке с обжатием 6 %. После обработки данных опытов получены следующие уравнения регрессии для максимальных значений принятых параметров оптимизации:

$$\sigma_{z_{\text{max}}} = 245 - 0.5X_1 - 5.5X_2 - 25X_1X_2; \tag{3}$$

$$\sigma_{\varphi_{\text{max}}} = 257,5 + 57,5X_1 - 52,5X_2 - 12,5X_1X_2.$$
(4)

Знак и величина коэффициентов в уравнениях (3), (4) четко отражают влияние длины калибрующей зоны и еще раз подтверждают ранее полученные данные о влиянии степени обжатия на остаточные напряжения. Результаты опытов, проведенных в производственных условиях, полностью согласуются с лабораторными испытаниями по влиянию длины калибрующей зоны на остаточные напряжения. Так, при $l_k/d = 0,08$, $\sigma_{z_{max}} = 360$ МПа, а при $l_k/d = 0,49$, $\sigma_{z_{max}} = 145$ МПа [2]. Таким образом, увеличение длины калибрующей зоны является эффективным средством для снижения остаточных напряжений в калиброванных прутках.

Выводы. С использованием методики математического планирования экспериментов установлено влияние основных параметров процесса калибровки на формирование остаточных напряжений. Такими являются: степень относительного обжатия, угол рабочего конуса и длина калибрующей зоны рабочего инструмента.

Установлено влияние основных параметров процесса калибровки на величину и характер распределения по сечению цилиндрических прутков осевых, тангенциальных и радиальных остаточных напряжений. Смена знака остаточных напряжений зависит от параметров деформирования и находится на глубине (0,5-0,8)r/R.

Выявлено, что при режимах калибровки, которые используются на производстве, в периферийных слоях прутков при холодной обработке давлением формируются осевые и тангенциальные остаточные напряжения растяжения, а в центральных слоях – напряжения сжатия. Радиальные остаточные напряжения на поверхности равны нулю, а в остальном объеме тела являются сжимающими.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Шефтель Н.И. Улучшение качества и сортамента проката. М.: Металлургия, 1973. – 343 с.
- Зайдес С.А. Остаточные напряжения и качество калиброванного металла. – Иркутск: ИрГТУ, 1992. – 200 с.
- Зайдес С.А. Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. – Иркутск: ИрГТУ, 2001. – 309 с.
- Соколов И.А., Уральский В.И. Остаточные напряжения и качество металлопродукции. – М.: Металлургия, 1981. – 97 с.
- 5. Поздеев А.А., Няшин Ю.И., Трусов П.В. Остаточные напряжения. Теория и приложения. М.: Наука, 1982. 111 с.

- Вишняков Я.Д., Пискарев В.Д. Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1989. – 253 с.
- Остаточные напряжения в профилях и способы их снижения / А.Н Скороходов, Е.Г. Зудов, А.А. Киричков, Ю.П. Петренко. – М.: Металургия, 1985. – 185 с.
- Алексеев П.Г. Устойчивость остаточных напряжений и их влияние на износостойкость деталей, упрочненных наклепом // Повышение эксплуатационных свойств деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: МДНТП, 1971. С. 76 – 79.
- Радченко В.П., Саушкин М.Н. Ползучесть и релаксация остаточных напряжений в упрочненных конструкциях. – М.: Машиностроение–1, 2005. – 226 с.
- Стружанов В.В. Об остаточных напряжениях после прокатки и расслоения двухслойных полос // Вестник СамГТУ. Серия физ.мат. науки. № 5. 2010. С. 55 – 63.
- Остаточные напряжения / Ж.А. Мрочек, С.С. Макаревич, Л.М.Кожуро и др. / Под ред. С.С. Макаревича. – Минск: УП «Технопринт», 2003. – 316 с.
- Подзей А.В., Сулима А.М., Евстигнеев М.И. Технологические остаточные напряжения / Под ред. А.В. Подзея. – М.: Машиностроение, 1973. – 216 с.
- Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз, 1963. – 232 с.
- Остаточные напряжения в слоистых композитах / Ю.П. Трыков, Е.П. Покатаев, В.Г. Шморгун, А.А. Храпов. – М.: Металлургиздат, 2010. – 237 с.
- 15. Недорезов И.В., Поляков А.П., Волегов и др. Методы определения остаточных напряжений в незакаленных рельсах // Производство проката. 2001. № 2. С. 11 16.
- 16. Белоусов Ю.В. Вычисление остаточных напряжений при травлении консольно закрепленного образца // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений. 2017. № 1. С. 78 – 80.
- Каратушин С.И., Храмова Д.А., Бильдюк Н.А. Моделирование и расчет остаточных напряжений в прокатных профилях // Изв. вуз. Машиностроение. 2017. № 6. С. 28 – 34.
- 18. Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С. Влияние режимов на формирование остаточных напряжений в поверхностном слое при размерном совмещенном обкатывании // Обработка металлов. 2008. № 2. С. 15 22.
- Махалов М.С. Расчетная модель формирования остаточных напряжений поверхностного слоя при размерном совмещенном обкатывании // Обработка металлов. 2008. № 4. С. 17 – 18.
- 20. Радченко В.П., Морозов А.П., Саушкин М.Н. Стохастическая модель для расчета остаточных напряжений в поверхностно упрочненном полом цилиндре в условиях ползучести // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2017. № 1. С. 181 – 207.
- **21.** Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 237 с.
- **22.** Реброва И.А. Теория планирования эксперимента. Омск: СибАДИ, 2016. 106 с.
- Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов / К. Хартман и др. – М.: Мир, 1977. – 552 с.
- Берин И.Ш., Днестровский Н.З. Волочильный инструмент. – М.: Металлургия, 1971. – 174 с.
- 25. Домрачев А.Ф., Зайдес С.А., Квактун В.Б. и др. Освоение повышения скоростей волочения алюминиевой проволоки // Кабельная техника. 1977. № 8. С. 10 – 12.
- 26. Дружинина Т.Я., Зайдес С.А., Аркулис Г.Э. и др. Остаточные напряжения в калиброванном металле и способы их регулирования // Остаточные напряжения и методы регулирования: Тр. Всесоюз. симпоз. по остаточным напряжениям. – М., 1982. С. 175 – 180.

Поступила 16 августа 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 870-876.

INFLUENCE OF PARAMETERS OF THE CALIBRATION PROCESS ON BENDING STIFFNESS OF STEEL ROD. PART 1. DETERMINATION OF RESIDUAL STRESSES IN THE CALIBRATED ROD

S.A. Zaides, Nguen Van Khuan

Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia

- Abstract. Calibrated metal is presented as an effective form of blanks for a number of metal technologies. Greater its use in industry is prevented by residual stresses formed during cold deformation. So, the main problem at manufacture from the calibrated metal of low-rigid details like shaft, is existence in material of the considerable level and a nonuniform distribution of residual stresses, the appearance of which is large due to technological reasons. The main components of the tensor of residual stresses in a calibrated rod were determined by the method of grinding and boring of one cylinder. The planning methodology of multivariate experiments was used to determine the effect of the main parameters of calibration process on residual stress state, on the basis of which the main parameters of the calibration process that affect the formation of technological residual stresses are revealed. Influence of extent of the relative cobbing, corner of a working cone and length of the calibrating zone of the working tool on the size and the nature of distribution of axial, tangential and radial residual stresses were determined. It was established, for example, that the stretching tangential stresses have the largest value at degree of the relative cobbing of 23 %, working angle of drawing die of 18° and calibration speeds of 2.5 mm/sec under the worst conditions of lubricant. The ambiguous dependence of components of residual stresses on process parameters should be noted. So, at the increase in extent of the relative cobbing. the tangential residual stresses increase and axial ones decrease. With increase in cobbing from 5 to 34 % tangential residual stresses increase by 2.5 times, and axial ones decrease by 13 %. It was established also that on axial tension the greater influence is exerted by an angle of working drawing die, and on tangential - extent of the relative cogging. In the range of angles of working drawing die from 80 to 240 character of residual stresses on the section of a bar does not change. With increase in length of the calibrating zone of the drawing die the values of components of residual stresses tensor significantly decrease. Increase in length of the calibrating zone is an effective remedy for decrease in residual stresses in the calibrated bars. Depth of distribution of compressive residual stresses is not a stationary value and depends on the calibration modes.
- *Keywords*: calibrated metal, residual stresses, calibration parameters, cobbing, angle of working cone, length of calibrating zone.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-870-876

REFERENCES

- 1. Sheftel' N.I. *Uluchshenie kachestva i sortamenta prokata* [Improvement of quality and assortment of rolled products]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 343 p. (In Russ.).
- Zaides S.A. Ostatochnye napryazheniya i kachestvo kalibrovannogo metalla [Residual stresses and quality of the calibrated metal]. Irkutsk: IrGTU, 1992, 200 p. (In Russ.).
- **3.** Zaides S.A. *Okhvatyvayushchee poverkhnostnoe plasticheskoe deformirovanie* [Covering surface plastic deformation]. Irkutsk: IrGTU, 2001, 309 p. (In Russ.).
- Sokolov I.A., Ural'skii V.I. Ostatochnye napryazheniya i kachestvo metalloproduktsii [Residual stresses and quality of metal products]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 97 p. (In Russ.).
- 5. Pozdeev A.A., Nyashin Yu.I., Trusov P.V. *Ostatochnye napryazheniya. Teoriya i prilozheniya* [Residual stresses. Theory and applications]. Moscow: Nauka, 1982, 111 p. (In Russ.).

- Vishnyakov Ya.D., Piskarev V.D. Upravlenie ostatochnymi napryazheniyami v metallakh i splavakh [Management of residual stresses in metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 253 p. (In Russ.).
- Skorokhodov A.N., Zudov E.G., Kirichkov A.A, Petrenko Yu.P. Ostatochnye napryazheniya v profilyakh i sposoby ikh snizheniya [Residual stresses in profiles and the ways of their decrease]. Moscow: Metalurgiya, 1985, 185 p. (In Russ.).
- **8.** Alekseev P.G. Stability of residual stresses and their influence on wear resistance of hardened parts. In: *Povyshenie ekspluatatsion-nykh svoistv detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem* [Increase of operational properties of parts by surface plastic deformation]. Moscow: MDNTP, 1971, pp. 76–79. (In Russ.).
- Radchenko V.P., Saushkin M.N. Polzuchest' i relaksatsiya ostatochnykh napryazhenii v uprochnennykh konstruktsiyakh [Creep and relaxation of residual stresses in hardened structures]. Moscow: Mashinostroenie–1, 2005, 226 p. (In Russ.).
- Struzhanov V.V. On residual stresses after rolling and stratification of double-layer strips. *Vestnik SamGTU. Seriya fiz-mat nauki*. 2010, no. 5, pp. 55–63. (In Russ.).
- Mrochek Zh.A., Makarevich S.S., Kozhuro L.M. etc. Ostatochnye napryazheniya [Residual stresses]. Makarevich S.S. ed. Minsk: UP "Tekhnoprint", 2003, 316 p. (In Russ.).
- Podzei A.V., Sulima A.M., Evstigneev M.I. *Tekhnologicheskie ostatochnye napryazheniya* [Technological residual stresses]. Podzei A.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1973, 216 p. (In Russ.).
- **13.** Birger I.A. *Ostatochnye napryazheniya* [Residual stresses]. Moscow: Mashgiz. 1963, 232 p. (In Russ.).
- Trykov Yu.P., Pokataev E.P., Shmorgun V.G., Khrapov A.A. Ostatochnye napryazheniya v sloistykh kompozitakh [Residual stresses in layered composites]. Moscow: Metallurgizdat, 2010, 237 p. (In Russ.).
- **15.** Nedorezov I.V., Polyakov A.P., Volegov etc. Methods for determining residual stresses in no-tempered rails. *Proizvodstvo prokata*. 2001, no. 2, pp. 11–16. (In Russ.).
- Belousov Yu.V. Calculation of residual stresses during etching of the fixed sample. *Stroitel 'naya mekhanika inzhenernykh konstruktsii i sooruzhenii*. 2017, no. 1, pp. 78–80. (In Russ.).
- Karatushin S.I., Khramova D.A., Bil'dyuk N.A. Modeling and calculation of residual stresses in rolling profiles. *Izv. vuz. Mashinostroenie*. 2017, no. 6(582), pp. 28–34. (In Russ.).
- Blyumenshtein V.Yu., Makhalov M.S. Influence of the modes on formation of residual stresses in the surface layer at dimensional combined rolling. *Obrabotka metallov*. 2008, no. 2 (39), pp. 15–22. (In Russ.).
- Makhalov M.S. Calculated model of formation of residual stresses of the surface layer at dimensional combined rolling. *Obrabotka metallov*. 2008, no. 4, pp. 17–18. (In Russ.).
- 20. Radchenko V.P., Morozov A.P., Saushkin M.N. Stochastic model for calculating residual stresses in a surface-hardened hollow cylinder under creep conditions. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika.* 2017, no. 1, pp. 181–207. (In Russ.).
- Rusakov A.A. *Rentgenografiya metallov* [Radiography of metals] Moscow: Atomizdat, 1977, 237 p. (In Russ.).
- 22. Rebrova I.A. *Teoriya planirovaniya eksperimenta* [Theory of experiment planning]. Omsk: SibADI, 2016, 106 p. (In Russ.).
- Hartmann K., Lezki E., Schäfer W. Statistische Versuchsplanung und Auswertung in der Stoffwirtschaft. Klaus Hartmann (Hrsg.). Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1974.

(Russ.ed.: Hartmann K. etc. *Planirovanie eksperimentov v issledo-vanii tekhnologicheskikh protsessov*. Moscow: Mir, 1977, 552 p.).

- 24. Berin I.Sh., Dnestrovskii N.Z. Volochil'nyi instrument [Drawing tool]. Moscow: 1971, 174 p. (In Russ.).
- Domrachev A.F., Zaides S.A., Kvaktun V.B. etc. Development of increase in speeds of drawing of an aluminum wire. *Kabel'naya tekhnika*. 1977, no. 8, pp. 10–12. (In Russ.).
- 26. Druzhinina T.Ya., Zaides S.A., Arkulis G.E. etc. Residual stresses in the calibrated metal and methods of their regulation. In: *Ostatochnye napryazheniya i metody regulirovaniya: Tr. Vsesoyuz. simpoz. po ostatochnym napryazheniyam* [Residual stresses and control methods:

Papers of All-Union Symp. on Residual Stresses]. Moscow: 1982, pp. 175–180. (In Russ.).

Information about the authors:

S.A. Zaides, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Engineering Technology and Materials" (<u>zsa@istu.edu</u>) Nguen Van Khuan, Postgraduate (nguyenvanhuan.istu@gmail.com)

Received August 16, 2016

ISSN: ОЗ68-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 877 – 882. © 2017. Кудинов И.В., Стефанюк Е.В., Скворцова М.П., Максименко Г.Н.

УДК 536.2 (075) 46

ОБ ОДНОМ МЕТОДЕ ПОЛУЧЕНИЯ ТОЧНЫХ АНАЛИТИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ЗАДАЧ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ С ИСТОЧНИКАМИ ТЕПЛОТЫ^{*}

Кудинов И.В., к.т.н., доцент кафедры «Теоретические основы теплотехники

и гидродинамики» (<u>totig@yandex.ru</u>)

Стефанюк Е.В., д.т.н., профессор кафедры «Теоретические основы теплотехники

и гидромеханика»

Скворцова М.П., аспирант кафедры «Теретические основы теплотехники и гидродинамики» Максименко Г.Н., аспирант кафедры «Теретические основы теплотехники и гидродинамики»

Самарский государственный технический университет

(443100, Россия, Самара, ул. Молодогвардейская, 244)

Аннотация. Путем применения дополнительной искомой функции и дополнительных граничных условий в интегральном методе теплового баланса получено точное аналитическое решение задачи теплопроводности для полубесконечной пластины при симметричных граничных условиях первого рода с равномерно распределенным источником теплоты. Введение дополнительной искомой функции, представляющей изменение температуры во времени в центре пластины, основывается на описываемой параболическим уравнением теплопроводности бесконечной скорости распространения теплоты, согласно которой температура в любой точке пластины начинает изменяться сразу после приложения граничного условия первого рода на ее поверхности. Дополнительные граничные условия находятся так, чтобы их выполнение искомым решением было эквивалентно выполнению уравнения краевой задачи в граничных точках. При их нахождении используется дифференциальное уравнение и заданные граничные условия. Приведенные общие формулы позволяют найти дополнительные граничные условия для любого числа приближений. Показано, что выполнение уравнения в граничных точках приводит к его выполнению и внутри области с точностью, зависящей от числа приближений (числа дополнительных граничных условий). Использование интегрального метода теплового баланса позволяет свести решение уравнения в частных производных к интегрированию обыкновенного уравнения относительно дополнительной искомой функции. Отсутствие необходимости интегрирования исходного уравнения по пространственной переменной позволяет использовать данный метод при решении многих сложных краевых задач (нелинейных, с переменными коэффициентами и др.), для которых затруднительно получить решение с помощью классических точных аналитических методов. Используя найденное аналитическое решение, а также результаты изменения температуры во времени в одной из точек пластины, полученные методом конечных разностей, путем решения обратной задачи теплопроводности восстановлена мощность внутреннего источника теплоты. Результаты работы могут быть использованы для идентификации источников теплоты, возникающих при воздействии электромагнитных волн, высокочастотных колебаний и прочее, а также при плавлении или кристаллизации сплавов, сопровождающихся возникновением внутренних источников теплоты.

Ключевые слова: нестационарная теплопроводность, полубесконечная пластина, источник теплоты, бесконечная скорость распространения теплоты, интегральный метод теплового баланса, точное аналитическое решение, дополнительная искомая функция, дополнительные граничные условия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-877-882

В теории теплопроводности известны методы, которые основаны на определении фронта температурного возмущения – глубины прогретого слоя [1 – 12]. Их использование сопровождается разделением процесса теплопроводности на две стадии по времени. Первая стадия характеризуется постепенным продвижением фронта температурного возмущения от поверхности тела до его центра, а вторая – изменением температуры во всем его объеме. В настоящей работе рассматривается метод получения точного аналитического решения, позволяющий избежать рассмотрения первой стадии процесса.

Основные положения метода рассмотрим на примере решения задачи теплопроводности для пластины с

источником теплоты в следующей математической постановке

$$\frac{\partial \Theta(\xi, Fo)}{\partial Fo} = \frac{\partial^2 \Theta(\xi, Fo)}{\partial \xi^2} + Po, \ (Fo > 0; \ 0 < \xi < \delta); \ (1)$$

$$\Theta(\xi, 0) = 0; \tag{2}$$

$$\frac{\partial \Theta(0, \mathrm{Fo})}{\partial \xi} = 0; \tag{3}$$

$$\Theta(1, \mathrm{Fo}) = 1, \tag{4}$$

где $\Theta = \frac{T - T_0}{T_{cr} - T_0}$ – безразмерная температура; $\xi = x/\delta$ – безразмерная координата; Fo = $a\tau/\delta^2$ – число Фурье;

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части государственного задания ФГБОУ ВО «СамГТУ» (проект № 1.5551.2017/БЧ).

Ро = $\frac{\omega \delta^2}{\lambda (T_{\rm cr} - T_0)}$ – число Померанцева; *T* – температура;

x – координата; т – время; T_0 – начальная температура; $T_{\rm cr}$ – температура стенки; a – коэффициент температуропроводности; δ – половина толщины пластины; ω – мощность внутренних источников теплоты; λ – коэффициент теплопроводности.

Введем дополнительную искомую функцию

$$q(\mathrm{Fo}) = \Theta(0, \mathrm{Fo}), \tag{5}$$

представляющую изменение во времени температуры в центре пластины $\xi = 0$. Очевидно, что величина q(Fo) ввиду описываемой уравнением (1) бесконечной скорости распространения теплоты начинает изменяться тотчас же после приложения граничного условия первого рода в точке $\xi = 1$. Следовательно, диапазон ее изменения включает весь диапазон времени нестационарного процесса $0 < \text{Fo} < \infty$.

Решение задачи (1) – (4) принимается в виде

$$\Theta(\xi, Fo) = 1 + \frac{Po}{2} (1 - \xi^2) + \sum_{k=1}^n b_k(q) \,\phi_k(\xi), \qquad (6)$$

где $b_k(q)$ – неизвестные коэффициенты; $\phi_k(\xi) = \cos(r\pi\xi/2)$; ($r = 2k - 1, k = \overline{1, n}$) – координатные функции.

Соотношение (6), благодаря принятой системе координатных функций, в любом приближении точно удовлетворяет граничным условиям (3), (4). Неизвестные коэффициенты $b_k(q)$ находятся из условия (5) и некоторых дополнительных граничных условий [1, 10 – 18].

Для нахождения первого из них продифференцируем (5) по Fo

$$\frac{dq(\mathrm{Fo})}{d\mathrm{Fo}} = \frac{\partial\Theta(0,\mathrm{Fo})}{\partial\mathrm{Fo}}.$$
(7)

Сравнивая соотношение (7) с уравнением (1), получаем дополнительное граничное условие вида

$$Po + \frac{\partial^2 \Theta(0, Fo)}{\partial \xi^2} = \frac{dq(Fo)}{dFo}.$$
 (8)

Дифференцируя (8) по переменной Fo, с учетом уравнения (1) находим

$$\frac{\partial^4 \Theta(0, \mathrm{Fo})}{\partial \xi^4} = \frac{d^2 q(\mathrm{Fo})}{d \mathrm{Fo}^2}.$$
 (9)

Общая формула для этих условий имеет вид

$$\frac{\partial^{2i}\Theta(0, \operatorname{Fo})}{\partial \xi^{2i}} = \frac{d^{i}q(\operatorname{Fo})}{d\operatorname{Fo}^{i}} \quad (i = 2, 3, 4, \ldots).$$
(10)

В первом приближении, подставляя (6) (ограничиваясь одним членом ряда) в (5), для определения неизвестного коэффициента $b_1(q)$, будем иметь алгеб-

раическое линейное уравнение, из решения которого находим $b_1(q) = q(\text{Fo}) - 1 - \frac{\text{Po}}{2}$. Соотношение (6) с учетом $b_1(q)$ будет

$$\Theta(\xi, Fo) = 1 + \frac{Po(1-\xi^2)}{2} + \left(q - 1 - \frac{Po}{2}\right) \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right). (11)$$

Потребуем, чтобы соотношение (11) удовлетворяло некоторому осредненному уравнению – интегралу теплового баланса

$$\int_{0}^{1} \frac{\partial \Theta(\xi, \mathrm{Fo})}{\partial \mathrm{Fo}} d\xi = \int_{0}^{1} \left(\frac{\partial^{2} \Theta(\xi, \mathrm{Fo})}{\partial \xi^{2}} + \mathrm{Po} \right) d\xi.$$
(12)

Подставляя (11) в (12), получаем

$$\frac{8dq}{dFo} + 2\pi^2 q - \pi^2 (2 + Po) = 0.$$
(13)

Интегрируя уравнения (13), находим

$$d(\text{Fo}) = 1 + \frac{\text{Po}}{2} + C_1 \exp\left(-\frac{\pi^2 \text{Fo}}{4}\right),$$
 (14)

где C₁ – постоянная интегрирования. Подставляя (14) в (11), получаем

$$\Theta(\xi, \mathrm{Fo}) = 1 + \frac{\mathrm{Po}(1-\xi^2)}{2} + C_1 \exp\left(-\frac{\pi^2 \mathrm{Fo}}{4}\right) \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right). (15)$$

Для определения C_1 составим невязку начального условия (2) и потребуем ортогональности невязки к координатной функции $\varphi_1(\xi)$

$$\int_{0}^{1} \left[1 + \frac{\text{Po}(1-\xi^{2})}{2} + C_{1} \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right) \right] \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right) d\xi = 0.$$
(16)

Соотношение (16) относительно C_1 представляет алгебраическое уравнение. Определяя интегралы, находим $C_1 = -\frac{4(\pi^2 + 4\text{Po})}{\pi^3}$. С учетом C_1 соотношение (15)

принимает вид

$$\Theta(\xi, Fo) = 1 + \frac{Po(1-\xi^2)}{2} - \frac{4(\pi^2 + 4Po)}{\pi^3} \times \exp\left(-\frac{\pi^2 Fo}{4}\right) \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right).$$
(17)

Соотношение (17) точно удовлетворяет условиям (3), (4), уравнению (1) и приближенно – условию (2). Для повышения точности найдем решение во втором приближении. Подставляя (6) (ограничиваясь двумя членами ряда) в (5), (8), для $b_1(q)$ и $b_2(q)$ получим систему двух алгебраических уравнений. После их определения соотношение (6) будет иметь вид

$$\Theta(\xi, Fo) = 1 + \frac{Po(1-\xi^2)}{2} + \left[\frac{q'}{2\pi^2} + \frac{9}{8}\left(q-1-\frac{Po}{2}\right)\right] \times \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right) + \left[\frac{1}{8}\left(1+\frac{Po}{2}-q\right) - \frac{q'}{2\pi^2}\right]\cos\left(\frac{3\pi\xi}{2}\right), \quad (18)$$

где $q' = \frac{dq}{dFo}$.

Подставляя (18) в интеграл теплового баланса (12), получаем

$$\frac{16q''}{\pi^4} + \frac{40q'}{\pi^2} + 9\left(q - 1 - \frac{Po}{2}\right) = 0.$$
(19)

Интегрируя уравнение (19), находим

$$q(\text{Fo}) = 1 + \frac{\text{Po}}{2} + C_1 \exp\left(-\frac{\pi^2 \text{Fo}}{4}\right) + C_2 \exp\left(-\frac{9\pi^2}{4}\right), (20)$$

где C_1, C_2 – постоянные интегрирования.

Соотношение (18) с учетом (20) принимает вид

$$\Theta(\xi, Fo) = 1 + \frac{Po}{2} \left(1 - \xi^2 \right) + C_1 e^{-\frac{\pi^2 Fo}{4}} \times \\ \times \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right) + C_2 e^{-\frac{9\pi^2 Fo}{4}} \cos\left(\frac{3\pi\xi}{2}\right).$$
(21)

Постоянные C_1 и C_2 находятся из условия (2). Составим его невязку и потребуем ортогональности невязки к координатным функциям $\varphi_1(\xi)$ и $\varphi_2(\xi)$

$$\int_{0}^{1} \left[1 + \frac{\text{Po}}{2} \left(1 - \xi^{2} \right) + C_{1} \cos \left(\frac{\pi \xi}{2} \right) + C_{2} \cos \left(\frac{3\pi \xi}{2} \right) \right] \times \\ \times \cos \left(\frac{j\pi \xi}{2} \right) d\xi = 0 \quad (j = 1, 3).$$
(22)

Ввиду ортогональности косинусов, неизвестные C_1 и C_2 в системе алгебраических уравнений (22) разделяются (каждое уравнение содержит лишь одно неизвестное). Формулы для их определения будут

$$C_1 = -\frac{4(\pi^2 + 4\text{Po})}{\pi^3}; \quad C_2 = \frac{4(9\pi^2 + 4\text{Po})}{27\pi^3}.$$
 (23)

Соотношение (21) с учетом (23) принимает вид

$$\Theta(\xi, Fo) = 1 + \frac{Po}{2} (1 - \xi^2) - \frac{4(\pi^2 + 4Po)}{\pi^3} e^{-\frac{\pi^2 Fo}{4}} \times \\ \times \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right) + \frac{4(9\pi^2 + 4Po)}{27\pi^3} e^{-\frac{9\pi^2 Fo}{4}} \cos\left(\frac{3\pi\xi}{2}\right).$$
(24)

Соотношение (24) представляет решение задачи (1) - (4) во втором приближении. В третьем приближении используются условия (5), (8) и одно дополнительное условие, получаемое по формуле (10) (при i = 1).

Решение задачи в третьем приближении имеет вид

$$\Theta(\xi, Fo) = 1 + \frac{Po}{2} (1 - \xi^2) - \sum_{k=1}^{3} A_k \left(1 + \frac{Po}{\mu_k^2} \right) e^{-\mu_k^2 Fo} \cos(\mu_k \xi), \quad (25)$$

где

$$A_{k} = \frac{4(-1)^{k+1}}{r\pi}; \ \mu_{k} = \frac{r^{2}\pi^{2}}{4}; \ r = 2k-1.$$
 (26)

Анализируя соотношение (25), можно заметить, что формулы для коэффициентов A_k и собственных чисел μ_k совпадают с точными формулами для них. Исследования решений в последующих приближениях показали справедливость формул (26). Следовательно, при $n \to \infty$ формула (25) совпадает с классическим точным аналитическим решением краевой задачи (1) – (4) [19 – 22].

Допустим, что из эксперимента известно изменение температуры в точке $\xi = 0$ при Po = 1 в диапазоне числа Фурье Fo₁ \leq Fo \leq Fo₄ (в качестве экспериментальных данных будем использовать результаты численного решения задачи (1) – (4)). Кривая изменения найденной таким путем температуры дана на <u>рисунке</u>. Аппроксимируем эту кривую следующей функцией

$$\Theta(0, Fo) = b_1 + b_2 Fo + b_3 Fo^2 + b_4 Fo^3,$$
 (27)

где b_1, b_2, b_3, b_4 – неизвестные коэффициенты.

Записывая соотношение (27) для точек 1, 2, 3, 4 кривой и считая, что температуры в этих точках наблюдаются соответственно для чисел Фурье, равных Fo₁ = 0,15; Fo₂ = 0,25; Fo₃ = 0,35; Fo₄ = 0,45, для определения неизвестных коэффициентов b_1 , b_2 , b_3 , b_4 будем иметь систему четырех алгебраических уравнений, в которой значения полученных из расчета по методу конечных разностей температур в точках 1, 2, 3, 4 были



— – численное решение; △ – аппроксимирующая кривая (по формуле (28))

Results of approximation of the numerical decision by the formula (27): — – numerical decision; Δ – approximating curve (by the formula (28))

соответственно равны $\Theta(Fo_1) = 0,264; \Theta(Fo_2) = 0,535; \Theta(Fo_3) = 0,746; \Theta(Fo_4) = 0,911.$ Из решения этой системы находим $b_1 = -0,286; b_2 = 4,324; b_3 = -4,75; b_4 = 2,333.$

Соотношение (27) с учетом найденных b_k (k = 1,2,3,4) будет

$$\Theta(0, Fo) = -0.286 + 4.324Fo - 4.75Fo^2 + 2.333Fo^3.$$
(28)

Результаты расчетов по формуле (27), приведенные на рисунке, позволяют сделать заключение об их практическом совпадении с результатами решения задачи (1) - (4) методом конечных разностей.

Из решения обратной задачи с использованием соотношения (17) можно идентифицировать (восстановить) число Ро. Подставляя (28) в левую часть решения (17), положив $\xi = 0$, и определяя интеграл от полученного соотношения в пределах Fo₁ \leq Fo \leq Fo₄, получаем

$$\int_{Fo_{1}}^{Fo_{4}} (-0,286+4,324Fo-4,75Fo^{2}+2,333Fo^{3})dFo =$$

$$= \int_{Fo_{1}}^{Fo_{4}} 1 + \frac{Po}{2}(1-\xi^{2}) - \frac{4(\pi^{2}+4Po)}{\pi^{3}} \exp\left(-\frac{\pi^{2}Fo}{4}\right) \times \cos\left(\frac{\pi\xi}{2}\right).$$
(29)

Определяя интегралы в уравнении (29), относительного искомого числа Ро будем иметь алгебраическое уравнение, из решения которого находим Ро = 0,999. Точное значение числа Ро (при котором выполнялся численный расчет) было Ро = 1,0. Следовательно, отклонение найденного из уравнения (29) числа Ро от его точного значения составляет 0,1 %.

Путем решения обратных задач из соотношения (17) можно найти величину мощности источника теплоты, возникающего в кристаллизующемся сплаве в процессе фазового перехода. Известно, что во многих сплавах процесс кристаллизации протекает ступенчато во времени, причем, каждая ступень включает определенный температурно-временной диапазон. Имея экспериментальные данные по температуре в процессе кристаллизации, путем решения обратной задачи теплопроводности можно оценить мощность выделившегося источника теплоты на каждой отдельно взятой ступеньке.

Выводы. Используя дополнительные граничные условия и дополнительную искомую функцию, получено точное аналитическое решение нестационарной задачи теплопроводности для полубесконечной пластины с источником теплоты. Введение дополнительной искомой функции позволяет свести решение уравнения в частных производных к интегрированию обыкновенного дифференциального уравнения.

Отсутствие необходимости интегрирования уравнения в частных производных, заменив его выполнением интеграла теплового баланса, позволяет использовать данный метод для решения многих сложных краевых задач (нелинейных, с переменными физическими свойствами и др.), решение которых с помощью классических аналитических методов затруднительно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Кудинов В.А., Кудинов И.В. Аналитические решения параболических и гиперболических уравнений тепломассопереноса. – М.: Инфра-М, 2013. – 391 с.
- Лыков А.В. Методы решения нелинейных уравнений нестационарной теплопроводности // Энергетика и транспорт. 1970. № 5. С. 109 – 150.
- Гудмен Т. Применение интегральных методов в нелинейных задачах нестационарного теплообмена // Проблемы теплообмена: Сб. науч. тр. – М.: Атомиздат, 1967. С. 41 – 53.
- Био М. Вариационные принципы в теории теплообмена. М.: Энергия, 1975. – 209 с.
- Вейник А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. М.-Л.: Госэнергоиздат, 1959. 184 с.
- Швец М.Е. О приближенном решении некоторых задач гидродинамики пограничного слоя // Прикладная математика и механика. 1949. Т. 13. № 3. С. 257 – 266.
- Тимошпольский В.И., Постольник Ю.С., Андрианов Д.Н. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии. – Минск: Белорусская навука, 2005. – 560 с.
- Глазунов Ю.Т. Вариационные методы. М.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2006. – 470 с.
- 9. Беляев Н.М., Рядно А.А. Методы нестационарной теплопроводности. М.: Высшая школа, 1978. 328 с.
- 10. Кудинов В.А., Стефанюк Е.В. Аналитический метод решения задач теплопроводности на основе введения фронта температурного возмущения и дополнительных граничных условий // Инженерно-физический журнал. 2009. Т. 82. № 3. С. 540 – 558.
- Стефанюк Е.В., Кудинов В.А. Получение приближенных аналитических решений при рассогласовании начальных и граничных условий в задачах теории теплопроводности // Изв. вуз. Математика. 2010. № 4. С. 63 – 71.
- Кудинов В.А., Кудинов И.В., Скворцова М.П. Обобщенные функции и дополнительные граничные условия в задачах теплопроводности для многослойных тел // Журнал вычислительной математики и математической физики. 2015. Т. 55. № 4. С. 129 – 140.
- Формалев В.Ф., Кузнецова Е.Л., Рабинский Л.Н. Локализация тепловых возмущений в нелинейных анизотропных средах с поглощением // Теплофизика высоких температур. 2015. № 4. С. 579 – 584.
- 14. Формалев В.Ф., Колесник С.А., Кузнецова Е.Л., Рабинский Л.Н. Тепломассоперенос в теплозащитных композиционных материалах в условиях высокотемпературного нагружения // Теплофизика высоких температур. 2016. № 3. С. 415 – 422.
- 15. Канторович Л.В. Об одном методе приближенного решения дифференциальных уравнений в частных производных // Докл. АН СССР. 1934. Т. 2. № 9. С. 532 – 534.
- 16. Канторович Л.В., Крылов В.И. Приближенные методы высшего анализа. – М.: Гостеориздат, 1952. – 695 с.
- Федоров Ф.М. Граничный метод решения прикладных задач математической физики. – Новосибирск: Наука, 2000. – 220 с.
- 18. Федоров Ф.М. Граничный метод решения прикладных задач математической физики и его приложения в геомеханике: Автореф. дис. ... д-ра. физ.-мат. наук. – Новосибирск: Ин-т вычисл. матем. и матем. физики СО РАН, 2002.
- Кудряшов Л.И., Меньших Н.Л. Приближенные решения нелинейных задач теплопроводности. – М.: Машиностроение, 1979. – 232 с.

- Цой П.В. Системные методы расчета краевых задач тепломассопереноса. – М.: Изд-во МЭИ, 2005. – 568 с.
- **22.** Лыков А.В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 600 с.
- **21.** Карташов Э.М. Аналитические методы в теории теплопроводности твердых тел. М.: Высшая школа, 2001. 550 с.

Поступила 18 июля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 877-882.

METHOD OF OBTAINING EXACT ANALYTICAL SOLUTIONS OF TASKS OF HEAT CONDUCTIVITY WITH WARMTH SOURCES

I.V. Kudinov, E.V. Stefanyuk, M.P. Skvortsova, G.N. Maksimenko

Samara State Technical University, Samara, Russia

- Abstract. By application of additional required function and additional boundary conditions to the integral method of heat balance, the exact analytical decision of the heat conductivity task for a semiinfinite plate was received in case of the symmetric boundary conditions of the first kind with uniformly distributed warmth source. Introduction of the additional required function representing change of temperature in time in plate center is based on the heat conduction of the infinite speed of warmth distribution described by the parabolic equation according to which temperature in any point of a plate begins to change right after application of a boundary condition of the first kind on its surface. Additional boundary conditions are so that their execution, by the required decision, was equivalent to execution of the equation of a boundary value problem in boundary points. In case of their finding the differential equation and the given boundary conditions is used. The general formulas given in article allow to find additional boundary conditions for any number of approaches. It is shown that execution of the equation in boundary points leads to its execution also in the area with an accuracy depending on number of approaches (number of additional boundary conditions). Use of an integral method of a heat balance allows to consolidate the solution of a partial equation to integration of the ordinary equation of rather additional required function. Absence of need of integration of an input equation on space variable allows to use this method in case of the solution of many difficult boundary value problems (non-linear, with float factors, etc.) for which it is difficult to receive the decision by means of classical exact analytical methods. Using the found analytical solution, and also results of temperature change in time in one of plate points received by method of finite differences, the solution of the reverse task of heat conductivity regenerated the power of an internal source of warmth. Results of operation can be used for identification of the sources of warmth arising in case of influence of electromagnetic waves, high-frequency oscillations and so forth, and also in case of melting or crystallization of the alloys which are followed by origin of internal sources of warmth.
- *Keywords*: non-stationary heat conductivity, semi-infinite plate, warmth source, infinite speed of warmth distribution, integrated method of thermal balance, exact analytical decision, additional required function, additional boundary conditions.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-877-882

REFERENCES

- 1. Kudinov V.A., Kudinov I.V. *Analiticheskie resheniya parabolicheskikh i giperbolicheskikh uravnenii teplomassoperenosa* [Analytical solutions of parabolic and hyperbolic equations of a heatmass transfer]. Moscow: Infra-M, 2013, 391 p. (In Russ).
- 2. Lykov A.V. Methods of solution of nonlinear equations of non-stationary heat conductivity. *Energetika i transport*. 1970, no. 5, pp. 109–150. (In Russ).
- **3.** Gudmen T. Application of integrated methods in nonlinear problems of non-stationary heat exchange. In: *Problemy teploobmena*.

- *Sb. nauch. tr.* [Problems of heat exchange. Coll. of Sci. Papers]. Moscow: Atomizdat, 1967, pp. 41–53. (In Russ).
- 4. Biot Maurice A. Variational principles in heat transfer. Clarendon Press, 1970. (Russ.ed.: Biot M. Variatsionnye printsipy v teorii teploobmena. Moscow: Energiya, 1975, 209 p.).
- Veinik A.I. Priblizhennyi raschet protsessov teploprovodnosti [Approximate calculation of processes of heat conductivity]. Moscow-Leningrad: Gosenergoizdat, 1959, 184 p. (In Russ).
- 6. Shvets M.E. On the approximate solution of some problems of hydrodynamics of an interface. *Prikladnaya matematika i mekhanika*. 1949, vol. 13, no. 3, pp. 257–266. (In Russ).
- Timoshpol'skii V.I., Postol'nik Yu.S., Andrianov D.N. *Teoreticheskie osnovy teplofiziki i termomekhaniki v metallurgii* [Theoretical fundamentals of thermophysics and thermomechanics in metallurgy]. Minsk: Belorusskaya navuka, 2005, 560 p. (In Russ).
- Glazunov Yu.T. Variatsionnye metody [Variation methods]. Moscow-Izhevsk: NITs "Regulyarnaya i khaoticheskaya dinamika", 2006, 470 p. (In Russ).
- Belyaev N.M., Ryadno A.A. *Metody nestatsionarnoi teploprovod-nosti* [Methods of non-stationary heat conductivity]. Moscow: Vysshaya shkola, 1978, 328 p. (In Russ).
- Kudinov V.A., Stefanyuk E.V. Analytical solution method for heat conduction problems based on the introduction of the temperature perturbation front and additional boundary conditions. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2009, vol. 82, Issue 3, pp. 537–555.
- Stefanyuk E.V., Kudinov V.A. Approximate analytic solution of heat conduction problems with a mismatch between initial and boundary conditions. *Russian Mathematics*. 2010, vol. 54, Issue 4, pp. 55–61.
- Kudinov V.A., Kudinov I.V., Skvortsova M.P. Generalized functions and additional boundary conditions in heat conduction problems for multilayered bodies. *Computational Mathematics and Mathematical Physics*. 2015, vol. 55, no. 4, pp. 666–676.
- **13.** Formalev V.F., Kuznetsova E.L., Rabinskiy L.N. Localization of thermal disturbances in nonlinear anisotropic media with absorption. *High Temperature*. 2015, vol. 53, Issue 4, pp. 548–553.
- Formalev V.F., Kolesnik S.A., Kuznetsova E.L., Rabinskiy L.N. Heat and mass transfer in thermal protection composite materials upon high temperature loading. *High Temperature*. 2016, vol. 54, Issue 3, pp. 390–396.
- Kantorovich L.V. One method of approximate solution of the differential equations in private derivatives. *Dokl. AN SSSR*. 1934, vol. 2, no. 9, pp. 532–534. (In Russ).
- Kantorovich L.V., Krylov V.I. Priblizhennye metody vysshego analiza [Approximate methods of the highest analysis]. Moscow: Gosteorizdat, 1952, 695 p. (In Russ).
- Fedorov F.M. Granichnyi metod resheniya prikladnykh zadach matematicheskoi fiziki. [Boundary method of decision of application-oriented tasks of mathematical physics]. Novosibirsk: Nauka, 2000, 220 p. (In Russ).
- 18. Fedorov F.M. Granichnyi metod resheniya prikladnykh zadach matematicheskoi fiziki i ego prilozheniya v geomekhanik: avtoref. dis. dokt. fiz.-mat. nauk [Boundary method of the decision of application-oriented tasks of mathematical physics and its application in geomechanics: Extended Abstract of the Dr. Sci. (Phys.-Math.) Diss.]. Novosibirsk: In-t vychisl. matem. i matem. fiziki SO RAN, 2002. (In Russ).

- Kudryashov L.I., Men'shíkh N.L. Priblizhennye resheniya nelineinykh zadach teploprovodnosti [Approximate solutions of nonlinear problems of heat conductivity]. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 232 p. (In Russ).
- **20.** Tsoi P.V. *Sistemnye metody rascheta kraevykh zadach teplomassoperenosa* [System methods of calculation of regional problems of heatmass transfer]. Moscow: MEI, 2005, 568 p. (In Russ).
- **21.** Kartashov E.M. *Analiticheskie metody v teorii teploprovodnosti tverdykh tel* [Analytical methods in the theory of heat conductivity of solid bodies]. Moscow: Vysshaya shkola, 2001, 550 p. (In Russ).
- Lykov A.V. *Teoriya teploprovodnosti* [Theory of heat conductivity]. Moscow: Vysshaya shkola, 1967, 600 p. (In Russ).

Acknowledgements. The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation in the framework

of the basic part of the state assignment of the FSBUU of the "Sam-STU" (project No. 1.5551.2017/BCh).

Information about the authors:

I.V. Kudinov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Theoretical Foundations of Thermal Engineering and Fluid Mechanics" (totig@yandex.ru)

E.V. Stefanyuk, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Theoretical Foundations of Thermal Engineering and Fluid Mechanics"

M.P. Skvortsova, Postgraduate of the Chair "Theoretical Foundations of Thermal Engineering and Fluid Mechanics"

G.N. Maksimenko, Postgraduate of the Chair "Theoretical Foundations of Thermal Engineering and Fluid Mechanics"

Received July 18, 2016

ISSN: ОЗ68-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 883 – 890. © 2017. Мигранов М.Ш., Минигалеев С.М., Шехтман С.Р.

УДК 621.726

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА, ПОЛУЧЕННОГО ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИЕЙ

Мигранов М.Ш., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Основы конструирования

механизмов и машин» (<u>migmars@mail.ru</u>)

Минигалеев С.М., к.т.н., доцент кафедры «Основы конструирования механизмов и машин» Шехтман С.Р., д.т.н., профессор кафедры «Технологии машиностроения»

> Уфимский государственный авиационный технический университет (450000, Россия, Республика Башкортостан, Уфа, ул. К. Маркса, 12)

Аннотация. Для обеспечения наименьших затрат на изготовление деталей с заданными эксплуатационными свойствами в условиях современного машиностроительного производства необходимо оптимизировать процессы механической обработки, где более 70 % занимает лезвийная обработка резанием. Эту проблему можно решить путем разработки и применения современных инструментальных материалов, обладающих уникальными свойствами. Анализ технологических особенностей изготовления деталей в машиностроении, в частности деталей силовой части газотурбинных двигателей, показал необходимость повышения качества обработанной поверхности этих деталей и эффективности использования современного дорогостоящего оборудования, оснащенного системами числового программного управления и адаптивными системами управления, обеспечивающего широкий диапазон изменения элементов режима резания, вплоть до высокоскоростного. Для выпуска конкурентоспособной продукции как на внутреннем рынке, так и за его пределами, необходимо проведение комплекса мероприятий по оптимизации лезвийной обработки резанием, где наиболее слабым звеном технологической цепочки является режущий инструмент, что отрицательно влияет как на производительность, так и на качество обработанных деталей. В работе представлены результаты исследования особенностей износа режущих инструментов, изготовленных путем спекания порошков на основе быстрорежущей стали. Показано, что порошковые инструментальные материалы на основе быстрорежущей стали, дополнительно легированные карбидом титана (карбидосталь), обладают высокой износостойкостью и их можно классифицировать как новый класс самоорганизующихся инструментальных материалов. Полученные результаты позволяют сделать вывод о целесообразности проведения дополнительного легирования с помощью следующих двух способов воздействия на трение и износ инструментов. Первый – это легирование с помощью соединения, которое позволяет достичь значительного снижения уровня самоорганизации в результате уменьшения коэффициента трения при рабочих температурах. Второй способ – это легирование, которое дает возможность расширять интервал самоорганизации. Применение обоих способов сопровождается переходом к трению с меньшим усилием и тепловой нагрузкой, что подтверждается изменением в износостойкости и триботехнических характеристиках. Как показали исследования, износостойкость такого инструмента в 2 – 3,5 раза выше износостойкости обычных инструментов из быстрорежущей стали.

Ключевые слова: износостойкость, самоорганизация при трении, инструментальные материалы, триботехнические свойства, вторично-ионная масс-спектрометрия, оже-электронная спектроскопия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-883-890

Как правило, традиционные инструментальные материалы имеют повышенную твердость. Однако известно [1-7], что износостойкость инструментов в значительной мере определяется свойствами поверхности. Тем не менее, твердость чаще всего используется как отправная точка при определении принципов для плавления, спекания, легирования инструментальных материалов, и это в какой-то степени закономерно.

В настоящее время лезвийная обработка резанием требует более полного использования последних достижений в трибологии. Термодинамические подходы к анализу контактных явлений при трении и износе в последние годы отражены в трудах по трибологии [8–13]. Трибосистема рассматривается как открытая термодинамическая система и описывается первым и вторым принципами термодинамики. Согласно первому принципу, работа сил трения ($W_{\rm Tp}$) в основном преобразу-

ется в тепло (Q) и частично во внутреннюю энергию материалов трибосистемы (ΔE)

$$W_{\rm TP} = Q + \Delta E.$$

Процессы разрушения и отделения частиц износа возникают и развиваются в результате увеличения (активации) и уменьшения (пассивации) энергии поверхности. Высвобождение тепла (Q) обусловливает термическую активацию процессов при трении. Величина ΔE играет основную роль в контактных процессах в зоне резания, определяет механизм развития новых фаз и структур, контролирует величину и тип их деформации и последующее разрушение. Активация приводит поверхностные слои в неравновесное состояние. Таким образом, за активацией следует пассивация с последующим взаимодействием с окружающей средой и образованием защитных структур.

Согласно второму принципу термодинамики, в открытых системах при определенных соотношениях потоков энергии и вещества можно наблюдать процесс упорядочения. Этот процесс соответствует уменьшению энтропии и появлению самоорганизующихся рассеивающихся структур [8, 11, 14, 15]. Это и есть отличие открытых систем от закрытых, где энтропия может только увеличиваться. Термин «структура» в этом случае рассматривается в термодинамическом смысле как вид связи между отдельными частями системы. Для явления самоорганизации характерен принцип экранирования, который состоит во взаимосвязи процессов разрушения и регенерации (восстановления) в зоне трения. Другими словами, существует динамическое равновесие между процессами активации и пассивации на поверхностных слоях. Когда равновесие нарушается, начинается разрушение материала поверхности. Таким образом, эффект экранирования при трении препятствует всем видам непосредственного взаимодействия поверхностей трибопары и разрушению основного металла. Контакт трибопары осуществляется с помощью вторичных структур, образующихся в зоне трения. Рассеивание энергии во время трения связано с формированием устойчивых рассеивающих структур на контактной поверхности. Этот процесс можно рассматривать как пример использования самоорганизующихся явлений в технике.

Самоорганизация во время трения сопровождается уменьшением эффективного объема материалов, в которых все виды взаимодействия имеют место, в том числе и локализация взаимодействий в тонких слоях на поверхности. Этот процесс происходит с максимальным расходом энергии, вплоть до разрушения. Одновременно самовосстанавливающиеся тонкие пленки появляются на трущихся поверхностях, и их свойства существенно отличаются [10, 15, 16].

Значение применения этого явления в технике и технологии неоспоримо. Уже в настоящее время можно говорить о перспективных разработках материалов нового поколения. В инструментальном производстве произойдет переход к материалам с программируемыми свойствами самоорганизации. Такие материалы, по прогнозам, будут представлять большой интерес в будущем [5]. Можно предположить, что основную

концепцию конструирования трибосопряжений обеспечат самоорганизующиеся износостойкие материалы. Основное отличие таких материалов от традиционных состоит в их активной адаптации к внешним физическим воздействиям. Фазовые и структурные превращения с образованием устойчивых слоев, которые эффективно защищают контактирующие поверхности инструментов, возникают в этих материалах в зоне резания. Эти фазы обладают хорошими термическими свойствами, высокой прочностью и обеспечивают низкие коэффициенты трения. Легирование самоорганизующихся материалов должно способствовать развитию этих явлений. В этом случае появляется возможность направленно воздействовать на трение и способствовать максимальному увеличению износостойкости трибосистемы [17, 18].

Целью данной работы является определение конкретных методов воздействия на трение и износ инструментов при резании на основе явления самоорганизации. Решение этой задачи включает в себя:

 исследование процессов износа и явления самоорганизации при резании с инструментами, спеченными из порошковых материалов на основе быстрорежущей стали с добавлением карбида титана;

 – анализ дополнительного легирующего воздействия на состав, структуру и свойства вторичных структур при резании инструментами, изготовленными из рассматриваемых материалов.

В работе приведены результаты, полученные при исследовании первой части поставленной задачи. На основании решения задачи в целом предпринята попытка выявить легирующие присадки для самоорганизующихся материалов, используемых в инструментальном производстве.

В данном исследовании рассматривались износостойкость и триботехнические характеристики при изменении состава и атомной структуры поверхностного слоя материала во время обработки (резания). В качестве исследуемых материалов были выбраны быстрорежущие стали (P6M5, P12M3Ф2К5) и порошковые спеченные сплавы на основе быстрорежущих кобальтовых сталей с добавлением 20 % карбида титана. Их состав и свойства приведены в <u>табл. 1</u>. Технология производства спеченных порошковых материалов включает в себя

Таблица 1

W 7				
V HERRICOL	MILLI OCOTOT	ILOO HOHMOMI IN	IIIIOTINVA OUTO TI III IV	MOTONIO TOD
ЛИМИЧЕСК				

Mamagaza	ГОСТ	AIGI	Химический состав, %						
материал	1001	AISI	С	W	Мо	Cr	V	Co	Ti
P6M5	19265-73	M2	0,80-0,88	5,0-5,5	5,0-5,5	3,8-4,2	1,7-2,1	_	_
Р12М3Ф2К5	_	~T15	1,05 - 1,15	11,5 - 12,5	2,5-3,0	3,9-4,3	1,8-2,3	5,0-5,5	_
Карбидосталь	_	_	4,5 - 5,0	4,8-5,8	3,8-4,3	3,0-7,5	1,3 – 1,8	3,8-4,3	15,0-17,0

смешивание порошковых материалов, их спекание и горячую штамповку выдавливанием.

Исследования износостойкости проводились при обработке точением углеродистой стали, содержащей 0,45 % (по массе) С (сталь 45) четырехгранными быстросменными инструментальными пластинами размером 12×12 мм. Режимы резания приведены ниже:

Обрабатывае- мый материал	HB	Скорость резания, м/мин	Глубина, мм	Подача, мм/об
Сталь 45	180 - 200	70 - 55	0,5	0,28

Триботехнические свойства исследуемых трибопар были определены с помощью адгезиомера, конструкция которого описана в работе [19]. Для этого индентор из исследуемого инструментального материала сжимался двумя отполированными образцами, изготовленными из обрабатываемой стали 45 твердостью HRC 30 или HB 180 (<u>рис. 1</u>). Чтобы смоделировать рабочие условия трения, поверхность образцов нагревали электроконтактным методом. Температура во время испытаний изменялась в диапазоне от 150 до 500 °С. Стандартные



Рис. 1. Модель установки для исследования триботехнических свойств:

1 – отполированные образцы из обрабатываемого материала;
 2 – индентор; 3 – тросик, обеспечивающий вращение индентора;
 4 – специальный диск; 5 – медные пластины; 6 – изоляторы

Fig. 1. Installation model for a research of tribotechnical properties: I – polished samples from the processed material; 2 – indentor; 3 – the rope providing indentor rotation; 4 – special disk; 5 – copper plates; δ – insulators нагрузки доходили до 2400 H, тем самым обеспечивая пластическую деформацию на контакте. В качестве критерия износостойкости использовали адгезионную составляющую коэффициента трения, ответственную за интенсивность износа при резании быстрорежущей сталью. Этот параметр был определен как отношение прочности адгезионных связей на срез (τ_n) к нормальным напряжениям (P_m), действующим на поверхности сферы индентора при соответствующей температуре.

Согласно работе [19], предполагалось, что при взаимодействии двух твердых тел (особенно при высоких температуре и давлении) на контактирующей поверхности возникает слой, представляющий собой так называемое «третье тело». Этот слой способен существовать как в жидком, так и в твердом состоянии. Расчетная величина τ_n в данной работе есть не что иное, как сопротивление сдвигу «третьего тела» под давлением, вызывающим пластическую деформацию в наиболее мягком из контактирующих твердых тел. Очевидно, что условия трения на поверхности режущего инструмента близки к условиям, для которых была рассчитана величина τ_n .

Исследование микроструктуры поверхности инструмента выполнялось с помощью сканирующей электронной микроскопии и локального рентгеновского спектрального анализа на микроскопе JSM – U3, оборудованном рентгеновским спектрометром для рассеивания волн на основе двух кристаллов при ускоряющем напряжении в 20 кВ. В качестве анализаторов использовались кристаллы LiF и MYR.

Химические и фазовые составы инструментальных материалов, а также составы пленок, образовавшихся на инструменте и в лунках, исследовались с помощью сканирующей оже-электронной спектроскопии (ОЭС/AES) и спектроскопии вторичной массы (СВИИМ/SIMS). Это было сделано с помощью спектрометра ESCALAB – MK2, оборудованного электронным прожектором LEG200, ионным прожектором AG6 и анализатором ионной массы SQ300 квадроугольного типа.

Для исследования химического состава были изготовлены образцы в виде косых шлифов под углом 5° к верхней части режущих пластинок. Эти образцы позволили исследовать гетерогенность состава на небольшой глубине под поверхностью, включая образовавшиеся пленки. До проведения исследования образцы обезжиривались, затем помещались во внутрь подготовительной камеры спектрометра и подвергались пятиминутному травлению в среде ионов аргона. Травление осуществлялось под давлением газа в 10⁻⁴ Па, со скоростью порядка 20 монослоев в минуту. Такая подготовка образцов исключила воздействие случайного загрязнения на результаты анализа. Поверхность образцов была исследована на различных глубинах либо с помощью стационарного электрона и ионных лучей, либо сканированием по выбранному направлению.

Оже-спектры были зарегистрированы в режиме CRR = 4 при скорости в 2,1 эВ/с, с первичной электронной энергией E = 5000 эВ и при вакууме порядка $2 \cdot 10^{-8}$ Па. При проведении масс-спектроскопии ионный луч аргона диаметром 0,5 мм был зафиксирован на участке мишени (заданной точке) при ускоряющем напряжении в 5,0 кэВ и давлении аргона в $2 \cdot 10^{-5}$ Па. При заданном режиме скорость травления не превышала 1 монослой в минуту. Анализ был сделан в режиме, приближенном к статическому.

Результаты исследований показали, что порошковые сплавы на основе быстрорежущей стали, легированные карбидом титана, принадлежат к самоорганизующимся материалам [15, 16]. На рис. 2, а показано распределение фаз с различной твердостью в структуре спекаемых порошковых материалов на основе быстрорежущей стали. Фотоснимок отполированного косого шлифа был получен на сканирующем электронном микроскопе в режиме вторичной электронной эмиссии. Контрасты, появившиеся на электронном изображении, связаны с различием химического состава в некоторых микрозонах образца, а именно содержанием элементов легкого и тяжелого веса (так называемого контраста по атомному числу). Темные угловые частицы больших размеров титанового карбида (менее 20 мкм в поперечном сечении), а также рассеянные сферические вольфрамовые и молибденовые карбиды (менее 0,2 – 1,0 мкм в диаметре) равномерно распределены по всему объему.

Как следует из рентгеновского спектрального анализа, в образцах наблюдается значительная неоднород-



Рис. 2. Микроструктура спеченного порошкового материала на основе быстрорежущей стали с добавлением 20 % карбида титана, ×750:

a – вид поверхности во вторичных электронах; δ – вид поверхности эмиссии Ті K_{α} ; a – вид поверхности эмиссии С K_{α} ; 2 – вид поверхности эмиссии N K_{α}

Fig. 2. Microstructure of the baked powder material on the basis of quick cutting steel with addition of 20 % of titan carbide (×750):

a – view of the surface in secondary electrons; δ – view of emission surface Ti K_a ; a – view of emission surface C K_a ; a – view of emission surface N K_a ность в распределении легких элементов, таких, как С и N. На <u>рис. 2, $\delta - e$ </u> представлено изменение в интенсивности характерной K_a эмиссии Ti, C и N во время прохождения луча над областью образца, представленного на <u>рис. 2, *a*</u>. Определено, что содержание углерода в титановых, вольфрамовых и молибденовых карбидах в матрице выше, чем в твердом растворе. Азот содержится в основном в матрице быстрорежущей стали. Его наличие, вероятно, связано с растворением при напылении порошком из быстрорежущей стали в азотной среде (как это делалось на первых стадиях производства этого инструментального материала).

Результаты испытаний на износостойкость приведены на <u>рис. 3</u>. Видно, что износ инструментов по задней поверхности из обычных быстрорежущих сталей значительно (в 2,0 – 3,5 раза) больше износа инструмента из спеченного порошкового материала. Такие результаты получились в основном за счет снижения интенсивности изнашивания и расширения зоны нормального износа.

В зоне нормального износа уровень интенсивности изнашивания инструмента из спеченного порошкового материала гораздо ниже, чем для быстрорежущей стали (рис. 3, кривая 3). Электронная микроскопия поверхности образцов, изготовленных из различных материалов, не показала качественных изменений в механизме износа. Резание с наростообразованием типично для инструментов из всех исследуемых материалов, причем наростообразование достаточно стабильное во всех случаях. Хотя величины твердости и теплостойкости быстрорежущей стали Р12М3Ф2К5 и спеченного порошкового материала (карбидосталь) довольно близки (табл. 2), износостойкость последнего значительно выше. Различие в интенсивности изнашивания можно объяснить процессами на поверхности инструмента. По мнению авторов, более низкая интенсивность износа инструментов из спеченных порошковых материалов может быть связана с присутствием карбида титана в



Рис. 3. Зависимость износа по задней поверхности (*h*₃) от периода стойкости инструмента (*T*) при точении стали 45: *1* – P6M5; *2* – P12M3Ф2К5; *3* – P6M5 + 20 % TiC

Fig. 3. Dependence of wear on back surface (h_3) on the period (T) of tool's firmness while turning steel 45: I - R6M5; 2 - R12M3F2K5; 3 - R6M5 + 20 % TiC

Свойства исследуемых материалов

Table 2. Properties of the studied materials

Материал	Режим спекания			Физико-механические свойства		
	температура затвердевания. °С	температура прессования. °С	твердость после спекания. HRC	прочность, МПа	теплопроводность, кДж/м ²	термостойкость, °С
P6M5	1220	560	63 - 65	3200	400	610
Р12М3Ф2К5	1240	560	67 - 68	2400	220	645
Карбидосталь	1210	560	69 - 70	2000	80	655

их структуре и в значительной степени с образованием соединений, содержащих кислород при резании.

Действительно, при исследовании методом электронной микроскопии (STMS) в фазовом составе поверхности инструмента и в лунке под индентором было обнаружено образование кислородсодержащих фаз. Данные, приведенные на рис. 4, а, показывают, что преобразование карбида титана в кислородосодержащую фазу происходит уже на начальной стадии износа (в зоне приработочного износа). В процессе дальнейшего резания увеличивается образование окиси титана на контактных поверхностях (рис. 4, б, в). Этот процесс сопровождается стабилизацией интенсивности износа (рис. 3, 4, 6, 6) с уменьшением его величины и расширением зоны нормального износа. Очевидно, это определяется явлением самоорганизации, которое связано с возникновением при трении вторичных структур в виде титан-кислородсодержащих соединений, играющих роль твердой смазки и устойчивых при резании [20]. Как показали результаты исследования, тонкие поверхностные пленки типа TiO эффективно защищают поверхностный слой от дальнейшего износа и стабилизируют данный процесс.



Рис. 4. Спектры вторичной массы поверхности инструмента из спеченного порошкового материала в зависимости от времени резания: a – через 4 мин; δ – через 20 мин; e – через 24 мин

Fig. 4. Spectrums of secondary mass of tool surface from the baked powder material depending on cutting time: $a - \text{in 4 min}; \delta - \text{in 20 min}; e - \text{in 24 min}$

На явления структурной самоорганизации поверхностного слоя указывают и результаты исследования подповерхностных слоев обрабатываемого материала. Данные, полученные с помощью ОЭС/AES и представленные на <u>рис. 5</u>, показывают, что с увеличением времени резания содержание кислорода на поверх-



a – после 2 мин резания; b – после 20 мин резания

Fig. 5. Dependences of intensities of surface Auger spectrums $\left(\frac{dN(E)}{dE}\right)$

of the processed material on scanning energy (*E*): a – after 2 minutes of cutting; δ – after 20 minutes of cutting
ности контакта с резцом понижается. В то же время содержание углерода и азота увеличивается. Это отчетливо проявляется в изменениях интенсивности характерных KLL-линий O, N и C на оже-спектрах (рис. 5, a, δ).

При сканировании ОЭС/AES косых шлифов была исследована природа химической микронеоднородности наростов (налипов) и пленок, образовавшихся на режущем инструменте. На рис. 6 представлено распределение интенсивности характерных оже-KLL-линий для О, N, C и LMM-линий из Ті при прохождении электронного луча над поверхностью косого шлифа. Проходящий луч пересекает наросты (из стали 40, точка на координате 0) и приповерхностные пленки, образовавшиеся на режущем инструменте (точка на координатах 0-1,4 мкм). Наблюдаемые изменения в химическом составе приповерхностного слоя инструмента связаны с тем фактом, что при высоких температурах (свыше 450 °С) карбид титана метастабилен (неустойчив) и имеет тенденцию к разрушению. Вследствие ярко выраженного химического родства с кислородом титан поглощает его из окружающей среды и образует тонкие пленки из кислородсодержащих соединений, при этом углерод, наряду с азотом, диффундируют из поверхности режущего инструмента в стружку (рис. 6).

Диффузия этих элементов имеет место при высоких температурах и напряжениях в зоне резания. Представленные результаты соответствуют данным, полученным ранее при исследовании изменений в химическом составе поверхности инструмента с покрытием из нитрида титана TiN (ФОП/PVD).

Вышеуказанные данные подтверждаются результатами триботехнических испытаний инденторов, изготовленных из быстрорежущей стали и спеченных порошковых материалов. Результаты испытаний, приведенные на <u>рис. 7</u>, показывают, что по мере повыше-



Рис. 6. Распределение химических элементов по орбитальным единицам (*I*) в зависимости от глубины (*H*) в контактной зоне

Fig. 6. Distribution of chemical elements on orbital units (*I*) depending on the depth (*H*) in contact zone



Рис. 7. Влияние температуры (θ) на триботехнические свойства материалов



Fig. 7. Influence of temperature (θ) on tribotechnical properties of materials (τ/P_{rn} – adhesive component of friction coefficient; τ_n – tangential durability of adhesive communications; P_{rn} – average normal tension) \square – P6M5 + 20 %TiC; \bigcirc \square – Steel 45 (HB 180 – 200); \bigcirc \square – P6M5; \square \square – Steel 45 (HRC 30 – 32)

ния температуры фрикционные параметры контакта «инструмент – деталь» изменяются немонотонно.

В диапазоне температур 150 – 400 °C увеличение параметров фрикционного контакта связано с интенсификацией адгезионного взаимодействия на контактных поверхностях. Кривые для быстрорежущей стали и для спеченных порошковых материалов подобны друг другу. Однако, если при температурах до 200 °C величины фрикционных параметров практически одинаковы для всех исследуемых материалов, то при более высоких температурах разница между ними начинает увеличиваться.

При температуре около 300 °C схватывание (адгезия) на фрикционной контактной поверхности максимальное. Но фрикционные параметры у спеченных порошковых материалов значительно ниже, чем у обычных быстрорежущих сталей. Это явление, несомненно, связано с окисляемостью карбида титана и образованием кислородсодержащих соединений на поверхности. Различие фрикционных параметров у быстрорежущей стали и у спеченных порошковых материалов максимально при температурах, приближающихся к температурам работы инструмента при обработке резанием (550 – 600 °C). Это предопределяет высокие эксплуатационные свойства инструментов из спеченных порошковых материалов (см. рис. <u>3</u>).

Таким образом, полученные результаты показывают, что легирование спеченной порошковой быстрорежущей стали карбидом титана ТіС значительно влияет на износостойкость инструмента, особенно если в процессе резания происходит интенсивное преобразование этих соединений в устойчивые кислородсодержащие фазы, которые эффективно защищают контактные поверхности от схватывания (адгезии) при резании, что может широко использоваться в металлообработке материалов с высокой износостойкостью (коронитов, карбидосталей и др.).

Вышеупомянутые результаты дают возможность сформулировать требования к составу инструментальных материалов с высоким уровнем самоорганизации. Они должны включать в себя базовую фазу (карбид титана TiC), предусматривающую высокие физико-механические свойства. В процессе трения фаза преобразуется так, что вследствие самоорганизации на поверхности будут образовываться прочные (устойчивые) кислородсодержащие фазы в виде тонкой пленки, эффективно защищающие подложку от внешних воздействий при трении. Выявленный принцип можно реализовать разными способами. Однако предложенный способ, по мнению авторов, в некотором роде носит универсальный характер.

Выводы. Показано, что спеченные порошковые материалы на основе быстрорежущей стали, дополнительно легированные карбидом титана (карбидосталь), имеют высокую износостойкость и могут рассматриваться как новый класс самоорганизующихся инструментальных материалов. К таковым можно, в частности, отнести совместно спеченные и прессованные порошки карбида титана в качестве основы и быстрорежущую сталь в качестве связующего вещества. Самоорганизация таких материалов проявляется в их способности образовывать устойчивые высокопрочные вторичные структуры, которые эффективно защищают поверхность инструмента от внешних воздействий при резании.

В процессе резания наблюдается преобразование карбидной фазы в устойчивые вторичные структуры, имеющие форму соединений из титана и кислорода. Это значительно улучшает фрикционные свойства при рабочих температурах и, как следствие, повышает износостойкость режущего инструмента. В результате износостойкость такого инструмента в 2,0 – 3,5 раза выше износостойкости инструмента из быстрорежущих сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. – М.: Машиностроение, 1993. – 336 с.
- 2. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
- Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.
- **4.** Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 528 с.
- 5. Остафьев В.А. Расчет динамической прочности режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1979. 168 с.
- **6.** Захарченко И.П. Эффективность обработки инструмента сверхтвердыми материалами. – М.: Машиностроение, 1982. – 224 с.
- 7. Резников А.Н., Резников Л.А.Тепловые процессы в технологических системах. – М.: Машиностроение, 1990. – 288 с.
- Бершадский Л.И. Самоорганизация и надежность трибосистем. – Киев: Знание, 1981. – 35 с.
- Бершадский Л.И. Структурная термодинамика трибосистем. Киев: Знание, 1990. – 31 с.
- Гершман И.С., Буше Н.А. Реализация диссипативной самоорганизации поверхностей трения в трибосистемах // Трение и износ. 1995. Т. 16. № 1. С. 61 – 70.
- Кабалдин Ю.Г. Самоорганизация и нелинейная динамика в процессах трения и изнашивания инструмента. – Комсомольскна-Амуре: КнАГТУ, 2003. – 236 с.
- Шульц В.В. Форма естественного износа деталей машин и инструмента. – Л.: Машиностроение. Лен. отд-ние, 1990. – 208 с.
- Мигранов М.Ш., Шустер Л.Ш. Интенсификация процесса металлообработки на основе использования эффекта самоорганизации при трении. – М.: Машиностроение, 2005. – 202 с.
- Польцер Г., Эбиленг В., Фирковский А. Внешнее трение твердых тел, диссипативные структуры и самоорганизация // Трение и износ. 1988. Т. 9. № 1. С. 12.
- Fox-Rabinovich G.S., Kovalev A.I., Shuster L.S. etc. Characteristic features of alloying HSS – based deformed compound powder materials with consideration for tool self – organization at cutting. Part.1. Characteristic features of wear in HSS-based deformed compound powder materials at cutting // Wear. 1997. Vol. 206. Issue 1. P. 214 – 220.
- 16. Мигранов М.Ш. Повышение износостойкости инструментов на основе интенсификации процессов адаптации поверхностей трения при резании металлов. – Уфа: Изд-во «Гилем АН РБ», 2001. – 229 с.
- Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. М.: Металлургия, 1971. – 247 с.
- Постнов В.В., Шолом В.Ю., Шустер Л.Ш. Методы и результаты оценки контактного взаимодействия применительно к процессам металлообработки. – М.: Машиностроение, 2004. – 103 с.
- Шустер Л.Ш. Адгезионное взаимодействие твердых металлических тел. Уфа: Гилем, 1999. 199 с.
- Криони Н.К., Мигранов М.Ш. Покрытия и смазки для высокотемпературных трибосопряжений. – М.: Изд-во «Инновационное машиностроение», 2016. – 327 с.

Поступила 29 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 883-890.

RESEARCH OF PROPERTIES OF THE CUTTING TOOL RECEIVED BY POWDER METALLURGY

M.Sh. Migranov, S.M. Minigaleev, S.R. Shekhtman

Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Republic of Bashkortostan, Russia

- Abstract. For providing the smallest costs of details production with the set operational properties in the conditions of modern machine-building production it is necessary to optimize machining processes where more than 70 % are occupied by processing with cutting. This problem can be solved by development and use of the modern tool materials with unique properties. The analysis of technological features of production of details in mechanical engineering, in particular power parts of gas-turbine engines, has shown the need to improve the quality of the machined surface of these parts and the efficiency of using modern, expensive equipment with numerical control systems and adaptive control systems providing a wide range of elements of the cutting regime, up to high-speed. To produce competitive products both on the domestic market and outside it, it is necessary to carry out a set of measures to optimize blade cutting, where the cutting tool is the weakest link in the process chain, which adversely affects both productivity and quality of the processed details. The work presents research results of wear features of the cutting tools manufactured by sintering of powders on the basis of quick-speed steel. It is shown that the powder tool materials on the basis of this steel additionally alloyed by titan carbide have high wear resistance and can be classified as a new class of the self-organized tool materials. The received results allow to draw a conclusion that it is expedient to carry out an additional alloying by two ways of impact: friction and wear. The first is an alloying by means of connection which allows to reach considerable decrease in level of self-organization as a result of reduction of friction coefficient at working temperatures. The second way is an alloying which gives the chance to expand a self-organization interval. It is reached by use of connections which cause transformations of secondary structures and increase of hardening coefficient. Application of both ways is followed by transition to friction with smaller effort and thermal loading that is confirmed by change in wear resistance and tribotechnical characteristics. The researches have shown that wear resistance of such tool is 2 - 3.5 times higher than wear resistance of ordinary tools from quick-speed steel.
- *Keywords*: wear resistance, self-organization at friction, tool materials, tribotechnical properties, secondary and ion mass spectrometry, Augerelectronic spectroscopy.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-883-890

REFERENCES

- 1. Vereshchaka A.S. *Rabotosposobnost' rezhushchego instrumenta s iznosostoikimi pokrytiyami* [Operability of the cutting tool with wear-proof coverings]. Moscow: Mashinostroenie, 1993, 336 p. (In Russ.).
- Loladze T.N. Prochnost' i iznosostoikost' rezhushchego instrumenta [Durability and wear resistance of the cutting tool]. Moscow: Mashinostroenie, 1982, 320 p. (In Russ.).
- Makarov A.D. Optimizatsiya protsessov rezaniya [Optimization of cutting processes]. Moscow: Mashinostroenie, 1976, 278 p. (In Russ.).
- 4. Geller Yu.A. *Instrumental'nye stali* [Tool steels]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 528 p. (In Russ.).
- Ostaf'ev V.A. Raschet dinamicheskoi prochnosti rezhushchego instrumenta [Calculation of dynamic durability of the cutting tool]. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 168 p. (In Russ.).
- 6. Zakharchenko I.P. *Effektivnost' obrabotki instrumenta sverkhtverdymi materialami* [Efficiency of tool processing by extrahard materials]. Moscow: Mashinostroenie, 1982, 224 p. (In Russ.).

- 7. Reznikov A.N., Reznikov L.A. *Teplovye protsessy v tekhnologicheskikh sistemakh* [Thermal processes in technological systems]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 288 p. (In Russ.).
- 8. Bershadskii L.I. *Samoorganizatsiya i nadezhnost' tribosistem* [Selforganization and reliability of tribosystems]. Kiev: Znanie, 1981, 35 p. (In Russ.).
- 9. Bershadskii L.I. *Strukturnaya termodinamika tribosistem* [Structural thermodynamics of tribosystems]. Kiev: Znanie, 1990, 31 p. (In Russ.).
- Gershman I.S., Bushe N.A. Realization of dissipative self-organization of friction surfaces in tribosystems. *Trenie i iznos*. 1995, vol. 16, no. 1, pp. 61–70. (In Russ.).
- Kabaldin Yu.G. Samoorganizatsiya i nelineinaya dinamika v protsessakh treniya i iznashivaniya instrumenta [Self-organization and nonlinear dynamics in processes of friction and wear of the tool]. Komsomolsk-on-Amur: KnAGTU, 2003, 236 p. (In Russ.).
- 12. Shul'ts V.V. Forma estestvennogo iznosa detalei mashin i instrumenta [Form of natural wear of details of cars and tools]. Leningrad: Mashinostroenie, Len. otd., 1990, 208 p. (In Russ.).
- **13.** Migranov M.Sh., Shuster L.Sh. *Intensifikatsiya protsessa metalloobrabotki na osnove ispol'zovaniya effekta samoorganizatsii pri trenii* [Intensification of the metalworking process using the effect of self-organization in friction]. Moscow: Mashinostroenie, 2005, 202 p. (In Russ.).
- 14. Pol'tser G., Ebileng V., Firkovskii A. External friction of solid bodies, dissipative structures and self-organization. *Trenie i iznos*. 1988, vol. 9, no. 1, p. 12. (In Russ.).
- 15. Fox–Rabinovich G.S., Kovalev A.I., Shuster L.S., Bokiy Yu. F., Dosbayeva G.K., Wainstein D.L., Mishina V.P. Characteristic features of alloying HSS – based deformed compound powder materials with consideration for tool self – organization at cutting. Part.1. Characteristic features of wear in HSS-based deformed compound powder materials at cutting. *Wear*. 1997, vol. 206, no. 1, pp. 214–220.
- 16. Migranov M.Sh. Povyshenie iznosostoikosti instrumentov na osnove intensifikatsii protsessov adaptatsii poverkhnostei treniya pri rezanii metallov [Increase in wear resistance of tools on the basis of intensification of adaptation processes of friction surfaces at metals cutting]. Ufa: Gilem AN RB, 2001, 229 p. (In Russ.).
- 17. Kreimer G.S. *Prochnost' tverdykh splavov* [Durability of solid alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1971, 247 p. (In Russ.).
- Postnov V.V., Sholom V.Yu., Shuster L.Sh. Metody i rezul'taty otsenki kontaktnogo vzaimodeistviya primenitel'no k protsessam metalloobrabotki [Methods and results of an assessment of contact interaction in relation to metal working processes]. Moscow: Mashinostroenie, 2004, 103 p. (In Russ.).
- Shuster L.Sh. Adgezionnoe vzaimodeistvie tverdykh metallicheskikh tel [Adhesive interaction of solid metal bodies]. Ufa: Gilem, 1999, 199 p. (In Russ.).
- Krioni N.K., Migranov M.Sh. Pokrytiya i smazki dlya vysokotemperaturnykh tribosopryazhenii [Coverings and lubricants for hightemperature tribosocouplings]. Moscow: Innovatsionnoe mashinostroenie, 2016, 327 p. (In Russ.).

Information about the authors:

M.Sh. Migranov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Design Basics of Machines and Mechanisms" (<u>migmars@mail.ru</u>) S.M. Minigaleev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Design Basics of Machines and Mechanisms"

S.R. Shekhtman, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Engineering Technology"

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 891 – 896. © 2017. Беломытцев М.Ю., Образцов С.М., Соловьев В.А.

УДК 539.219.3 + 519.237.5

НЕЙРОСЕТЕВАЯ МОДЕЛЬ ДИФФУЗИИ ЖЕЛЕЗА В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

Беломытиев М.Ю.¹, д.т.н., профессор кафедры металловедения

и физики прочности (<u>myubelom@yandex.ru</u>) Образцов С.М.², д. ф.-м. н. Соловьев В.А.², ст. научный сотрудник

 ¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)
 ² Физико-энергетический институт имени А.И. Лейпунского (ФГУП «ГНЦ РФ – ФЭИ»)

(249033, Россия, Калужская обл., Обнинск, пл. Бондаренко, 1)

Аннотация. Скорость диффузии железа в аустенитных сталях является одним из основных факторов, определяющих распухание конструкционного материала узлов и деталей активной зоны быстрого ядерного реактора. Поскольку коэффициент диффузии железа существенно зависит от химического состава сталей и сплавов на основе железа, то в настоящее время задача его моделирования является весьма актуальной. Из литературных источников сформирован массив экспериментальных данных о диффузии в сталях и сплавах, содержащих различные комбинации C, Si, Cr, Ni, Mn, Mo, Nb, Ti, V, W, Al, Pb, Bi, Sn, Sb в диапазоне температур 1023 – 1666 К. Для корректной аппроксимации диффузии железа использовалась искусственная нейронная сеть в виде четырехслойного перцептрона с числом узлов по слоям 49:10:17:1. Разработанная нейросетевая модель тестировалась на независимых экспериментальных данных и показала удовлетворительные статистические характеристики, что говорит о ее адекватности. Расчеты коэффициента диффузии железа в чистом железе и сталях ЧС68 и ЭК164 показывают более высокий коэффициент диффузии в сталях, чем в чистом железе. При помощи модели рассчитаны коэффициенты диффузии оболочек двух тепловыделяющих элементов, изготовленных из стали ЭК164-ИД х.д., облученных в реакторе на быстрых нейтронах БН-600 при различных температурах и повреждающих дозах в предположении их максимального и минимального легирования. Расчеты показали, что в стали, содержащей минимальное количество химических элементов, скорость диффузии ниже, чем в стали с максимальным легированием, а распухание обратно пропорционально коэффициенту диффузии железа в стали ЭК164-ИД х.д. На основе этих данных получено линейное в логарифмах регрессионное уравнение распухания стали S в зависимости от температуры T, повреждающей дозы D и коэффициента диффузии железа $D_{\rm Fe}$: $\ln S = -340,511 + 0.036 \ln D + 42,64 \ln T - 1.558 \ln D_{\rm Fe}$, где D измеряется в сна; T – в градусах Цельсия; $D_{\rm Fe}$ – в м²/с; S – в %. Диапазон изменения температуры 435 – 515 °С, повреждающей дозы 57 – 76 сна.

Ключевые слова: аустенитная сталь, диффузия железа, искусственная нейронная сеть, распухание, регрессионная модель.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-891-896

Для прогнозирования радиационного распухания в реакторных сталях следует оценить температурную зависимость коэффициента диффузии железа $D_{\rm Fe}$, влияющего на образование и рост пор [1, 2]. В работе [3] показано, что энергия активации самодиффузии железа в аустените существенно зависит от химического состава. Поскольку диффузия железа $D_{\rm Fe}$ в сталях определяется многими факторами, то для моделирования целесообразно привлечь методы нейросетевого анализа [4], которые в настоящее время активно используются для решения материаловедческих задач [5, 6].

Разработка и тестирование нейросетевой модели диффузии железа в аустенитных сталях и сплавах на основе железа являлись целями настоящей работы.

Массив экспериментальных данных имел сведения о содержании в исследуемых образцах следующих химических элементов: C, Si, Cr, Ni, Mn, Mo, Nb, Ti, V, W, Al, Pb, Bi, Sn, Sb, Fe [7 – 14]. Температура измерения коэффициента диффузии изменялась в диапазоне 1023 – 1666 К (197 наблюдений). Из-за ограниченности литературных данных выборка не содержала микроструктурные характеристики образцов, влияющие на скорость диффузии [15]. Для вычисления D_{Fe}^{P} в случае легирования сплава

Для вычисления D_{Fe}^{P} в случае легирования сплава химическим элементом, не входящим в приведенный выше список, каждой составляющей сплава был поставлен в соответствие его заряд и атомная масса. Таким образом, число факторов составило 49, откликом служила величина $\ln D_{Fe}^{P}$. В качестве модели использовался четырехслойный перцептрон с числом узлов по слоям 49:10:17:1. На <u>рис. 1, *а*</u> показана взаимозависимость экспериментальных и расчетных значений коэффициента диффузии.

Коэффициент корреляции между расчетными $\ln D_{Fe}^{P}$ и экспериментальными $\ln D_{Fe}$ значениями коэффициента диффузии равен 0,996, что говорит о существовании между этими величинами тесной линейной связи. На <u>рис. 1, б</u> представлен полигон распределения относи-

тельной ошибки $\varepsilon = 100 \left(\frac{\ln D_{\rm Fe} - \ln D_{\rm Fe}^P}{\ln D_{\rm Fe}^P} \right).$



Рис. 1. Зависимость расчетных $D_{\rm Fe}^P$ и экспериментальных $D_{\rm Fe}$ значений коэффициента диффузии (*a*) и полигон распределения относительной ошибки ε (δ)

Fig. 1. Dependence of calculated D_{Fe}^{p} and experimental D_{Fe} values of diffusion coefficient (a) and range of relative mistake (ϵ) distribution (δ)

<u>Из рис. 1, δ </u> видно, что в подавляющем числе случаев ε сосредоточена в диапазоне, не превышающем ±4 %.

Тестирование модели проводилось на экспериментальных данных, не использовавшихся для обучения искусственной нейронной сети. В качестве статистических критериев корректности модели использовались коэффициент корреляции и средние значения модуля относительного отклонения $\overline{\varepsilon} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^{m} |\varepsilon_i|$, где m – число наблюдений.

В работе [13] приведены результаты измерения $D_{\rm Fe}$ в железе, содержащем, % (по массе): 0,04 С и 0,05 Мп. На <u>рис. 2, *a*</u> показаны экспериментальные и расчетные значения $D_{\rm Fe}$ в ГЦК решетке.

Несмотря на то, что экспериментальные значения $D_{\rm Fe}$ лежат выше расчетных, статистические характеристики имеют высокие значения: коэффициент корреляции составляет 0,997, $\overline{\epsilon} = 2,7$ %.

На рис. 2, <u>б</u> маркерами показаны значения $D_{\rm Fe}$, полученные в работе [15] при исследовании диффузии в сплаве, в состав которого входили углерод и никель (0,45 и 19,8 % (по массе) соответственно) и расчетная прямая. Коэффициент корреляции равен 0,997, $\overline{\varepsilon} = 2,5$ %.

В работе [16] изучалась диффузия железа в сплавах, которые содержали азот, не представленный в обучающей выборке. В <u>табл. 1</u> приведены химические составы двух исследованных сплавов, а на <u>рис. 2, *в*</u> – результаты расчетов с использованием нейросетевой модели.

Для расчета $D_{\rm Fe}$ заменим во входных данных заряд, массу и содержание свинца аналогичными величинами для азота. Из <u>рис. 2, в</u> видно, что экспериментальные и рассчитанные значения $D_{\rm Fe}$ в сплаве 2 выше, чем в сплаве 1.

Для сплава *I* коэффициент корреляции равен 0,990, $\overline{\varepsilon} = 1,4$ %, для сплава 2 – 0,997 и 1,3 % соответственно.

Тестирование модели показывает, что коэффициент корреляции имеет высокое значение, а величина $\overline{\epsilon}$ не превышает 3 % на всех контрольных выборках. Следовательно разработанная модель адекватно оценивает тенденции изменения $D_{\rm Fe}$ в разных сплавах.

Для иллюстрации на <u>рис. 3</u> представлены результаты расчета D_{Fe} в чистом железе и аустенитных реакторных сталях ЧС68 и ЭК164 [17, 18].

Из <u>рис. 3</u> видно, что коэффициент диффузии в стали выше, чем в чистом железе, что совпадает с экспери-



Рис. 2. Рассчитанные по нейросетевой модели (прямые) и экспериментальные (маркеры) значения D_{Fe}, полученные в работах [13] (*a*), [15] (*б*), [16] (прямые: штриховая – сплав *l*, сплошная – сплав *2*; маркеры: ■ – сплав *l*, ● – сплав *2*) (*в*)

Fig. 2. Calculated on neural network model (direct) and experimental (markers) of value of D_{Fe} determined in the works: [13] (a), [15] (δ), [16] (straight lines: primed – an alloy 1, continuous – an alloy 2; markers: \blacksquare – an alloy 1, \bullet – an alloy 2) (ϵ)

Таблица 1

Химический состав сплавов, % (по массе) [16]

Table 1. Chemical composition of the alloys,% (mass.) [16]

Номер сплава	С	Si	Cr	Mn	N
1	0,03	0,06	7,90	0,21	0,22
2	0,17	0,18	3,98	0,24	0,15



Рис. 3. Рассчитанные по нейросетевой модели коэффициенты диффузии для чистого железа (1), стали ЧС68 (2), стали ЭК164 (3)

Fig. 3. Calculated on neural network model diffusion coefficients for: pure iron (1), steel ChS68 (2), steel EK164 (3)

ментальным выводом об ускорении диффузии при легировании железа [9].

Разработанная модель использована для анализа экспериментальных данных послереакторного контроля отработанных тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов).

В работах [19, 20] приведены данные по распуханию оболочек двух ТВЭЛов: № 9 и 50, изготовленных из стали ЭК164-ИД х.д. состава, % (по массе): 0,05 – 0,09 С; 15,0 – 16,5 Сг; 18,0 – 19,5 Ni; 1,5 – 2,0 Mn; 2,0 – 3,0 Mo; 0,3 – 0,6 Si; 0,1 – 0,4 Nb; 0,25 – 0,45 Ti + V, B, Се после облучения в реакторе БН-600. В табл. 2 представлены

Таблица 2

Условия облучения и распухание ТВЭЛов [19]

Table 2. Conditions for irradiation and swelling of fuel elements [19]

<i>T</i> , °C	Номер ТВЭЛа	<i>D</i> , сна	<i>S</i> , %
125 115	9	61	4,3
433 - 443	50	57	3,2
480 400	9	74	4,8
480 - 490	50	73	2,7
505 515	9	76	4,5
303 - 313	50	76	2,4

диапазоны температуры облучения *T*, повреждающая доза *D* и распухание ТВЭЛов *S*.

Из табл. 2 видно, что материал оболочки ТВЭЛа № 9 имеет более высокое распухание по сравнению с ТВЭЛом № 50 при одинаковых эксплуатационных режимах. Резонно предположить, что ТВЭЛьные трубки изготовлены по одной технологии, тогда разница в радиационных повреждениях может быть вызвана количественным различием в содержании химических элементов в рамках допустимого варьирования химического состава стали ЭК164. Разрешенный диапазон изменения содержания является весьма существенным, например, допускается содержание кремния от 0,3 до 0,6 % (по массе), а титана в пределах 0,25 – 0,45 % (по массе) [17].

Заметим, что в состав стали ЭК164 включены бор и церий, не участвовавшие в процессе облучения искусственной нейронной сети. Подставляя параметры всех элементов во входной набор данных, проведем расчет при минимальном (min) и максимальном (max) содержании легирующих элементов стали ЭК164 [19], взяв средние значения температуры из табл. 2. Результаты расчета приведены в <u>табл. 3</u>.

Из табл. 3 видно, что в стали, содержащей минимальное количество легирующих добавок, скорость диффузии ниже, чем в стали с максимальным легированием, и это влечет за собой увеличение степени распухания. Отнесем минимальный химический состав к ТВЭЛу № 9, а максимальный – к ТВЭЛу № 50 и используем данные табл. 2, 3 для расчета коэффициентов регрессионного уравнения

$$\ln S = -340,511 + 0,036 \ln D + 42,64 \ln T - -1,558 \ln D_{\rm Fe},$$
(1)

где D измеряется в сна; T – в градусах Цельсия; $D_{\rm Fe}$ – в м²/с; S – в %.

«Обратная проверка», а именно попытка сопоставления более высоких значений *D*_{Fe} с величинами распухания ТВЭЛа № 9, а низких – ТВЭЛа № 50, приводит к отрицательному коэффициенту при повреждающей

Таблица З

Рассчитанные значения D_{Fe}^{P} в стали ЭК164

Table 3. Calculated values of D_{Fe}^{P} in EK164 steel

<i>T</i> , °C	Содержание	$D_{\rm Fe}^P \cdot 10^{22}, {\rm m}^2/{ m c}$
425 445	min	0,11
435 - 445	max	0,16
480 400	min	1,67
460 - 490	max	2,36
505 515	min	6,58
505 - 515	max	9,35

дозе. Это означает уменьшение распухания при увеличении дозы, что противоречит природе эффекта и экспериментальным наблюдениям.

На рис. <u>4</u> показаны результаты расчета зависимости распухания (1) от температуры облучения при повреждающей дозе в 76 сна для стали ЭК164 с минимальным и максимальным содержанием химических элементов.

Из рис. <u>4</u> видно, что распухание уменьшается при температуре 350 – 525 °C, что коррелирует с результатами работ [17, 20], в которых утверждается, что в диапазоне температур 425 – 525 °C наблюдается падение средней величины концентрации пор, порождающих распухание, в облученных образцах сталей ЧС68 и ЭК164.

Выводы. На основе четырехслойной искусственной нейронной сети разработана модель зависимости коэффициента диффузии железа от температуры и содержания легирующих элементов в аустенитной стали. Верификация модели на контрольных данных показала ее удовлетворительную способность прогнозировать $D_{\rm Fe}$. Применение разработанной модели для анализа распухания ТВЭЛов из стали ЭК164-ИД х.д. позволило получить регрессионное уравнение зависимости распухания от коэффициента диффузии, температуры и повреждающей дозы. Нейросетевую модель можно использовать для расчета коэффициента диффузии железа при поиске аустенитной стали с заданными свойствами, например, повышенной радиационной стойкостью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Максимов Л.А., Рязанов И. О диффузионном взаимодействии пор // Физика металлов и металловедение. 1976. Т. 41. Вып. 2. С. 284 – 291.
- Garner F.A., Porollo S.I., KonobeevYu.V., Maksimkin O.P. Void swelling of austenitic steels irradiated with neutrons at low temperatures and very low dpa rates // Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors. Eds. AllenT.R., KingP.J., Nelson L. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.
- Васильев А.А, Соколов С.Ф., Колбасников Н.Г., Соколов Д.Ф. О влиянии легирования на энергию активации самодиффузии в gamma-железе // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 11. С. 2086 – 2092.
- Осовский С. Нейронные сети для обработки информации. М.: Финансы и статистика, 2002. – 344 с.
- Чурюмов А.Ю., Хомутов М.Г., Солонин А.Н. и др. Сравнительный анализ моделей напряжения течения коррозионно-стойкой стали с высоким содержанием бора, основанных на уравнении типа Аррениуса и искусственных нейронных сетях // Металлы. 2014. № 4. С. 30 34.
- Dudała J., Gilewicz-Wolter J., Stęgowski Z. Simultaneous measurement of Cr, Mn and Fe diffusionin chromium-manganese steels // NUKLEONIKA. 2005. Vol. 50(2). P. 67 – 71.
- Иванцов И.Г., Блинкин А.М. Самодиффузия в сильно разбавленных бинарных растворах. Часть III. Влияние примесей Sn, Sb, Pb, Bi на самодиффузию железа в у-фазе // Физика металлов и металловедение. 1966. Т. 22. Вып. 6. С. 876 883.
- Федоров Г.Б., Семенихин А.Н. Влияние легирования на диффузию элементов в хромо-никелевых сталях: Сб. науч. работ. / Под



Рис. 4. Рассчитанная по выражению (1) зависимость *S* от температуры при дозе в 76 сна:

I – максимальное легирование (ТВЭЛ № 50); 2 – минимальное легирование (ТВЭЛ № 9). Экспериментальные значения S [14]:
 ▲ – ТВЭЛ № 50, **●** – ТВЭЛ № 9

Fig. 4. Calculation on expression (1) dependence of *S* on temperature at a doze of 76 dpa:

I – maximal alloying (TVEL (fuel cladding tubes) no. 50); 2 – minimal alloying (TVEL no. 9). Experimental values of S [14]:
 ▲ – TVEL no. 50, ● – TVEL no. 9

ред. В.С. Емельянова и А.И. Евтюхина. – М.: Атомиздат, 1962. Вып. 2. С. 252 – 258.

- Павлинов Л.В. Диффузия железа и углерода в двойных и четырехкомпонентных сплавах системы железо – хром – никель – молибден в области γ-твердых растворов // Физика металлов и металловедение. 1976. Т. 41. Вып. 2. С. 344 – 350.
- Павлинов Л.В., Сугоняев В.Н., Гладышев А.М. Исследование диффузии железа, кобальта и марганца в аустенитных хромоникелевых сталях 0Х16Н15М3Б и 10Х18Н10Т. – Обнинск: ФЭИ, 1980. Препринт ФЭИ–1146. – 13 с.
- Грузин П.Л., Корнев Ю.В., Курдюмов Г.В. Влияние углерода на самодиффузию железа // ДАН СССР. 1951. Т. 80. № 1. С. 49 – 51.
- Зелинский М.С., Носков Б.М., Павлов П.В., Шитова Э.В. Влияние примесей ванадия на самодиффузию железа // Физика металлов и металловедение. 1959. Т. 8. Вып. 5. С. 725 730.
- 13. Герцрікен С.Д., Прянишников М.П. Досліджения впливу типу кристалічных грат і всебічного тиску на параметри саодиффузії заліза в чистому залізі та в залізі з малыми донішками алюмінію // Украінский фізичный журнал. 1958. Т. III. № 2. С. 255 – 264.
- 14. Образцов С.М., Биржевой Г.А. Конобеев Ю.В. и др. Бутстрепанализ температурной зависимости самодиффузии железа в α, γ и δ-фазах железа // Тр. XVIII Междунар. совещания «Радиационная физика твердого тела». – М.: НИИ ПМТ при МГИЭМ (ТУ), 2008. С. 277 – 288.
- 15. Грузин П.Л., Кузнецов Е.В., Курдюмов Г.В. Влияние внутризеренной структуры аустенита на самодиффузию железа // ДАН СССР. 1953. Т. 93. № 6. С. 1021 – 1023.
- 16. Грузин П.Л. Влияние хрома на самодиффузию железа: Сб. «Проблемы металловедения и физики металлов». – М.: Металлургиздат, 1955. Сб. 4. С. 524 – 527.
- Целищев А.В., Агеев В.С., Буданов Ю.П. и др. Разработка конструкционной стали для ТВЭЛов и ТВС быстрых натриевых реакторов // Атомная энергия. 2010. Т. 108. Вып. 4. С. 217 – 222.
- 18. Образцов С.М., Конобеев Ю.В., Печенкин В.А., Соловьев В.А. Нейросетевое исследование влияния кремния и титана на радиационное распухание аустенитной нержавеющей стали

// Радиационная физика твердого тела: Тр. XX Междунар. совещания, Севастополь, 2010. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2010. С. 63 – 67.

- 19. Портных И.А., Козлов А.В., Панченко В.Л., Митрофанова Н.М. Характеристики радиационной пористости, сформировавшейся в реакторе БН-600 в материале оболочек из стали ЭК164 (06Х16Н20М2Г2БТФР)-ИД Х.Д. // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. № 5. С. 549 – 560.
- 20. Портных И.А., Козлов А.В., Панченко В.Л. Влияние дозовотемпературных параметров нейтронного облучения до максимальной повреждающей дозы 77 сна на характеристики пористости, сформировавшейся в стали 0,07 С; 16 Сг; 19 Ni; 2 Mo; 2 W; Ti, Si,V, Nb, B (ЭК164) // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 6. С. 664 – 670.

Поступила 25 октября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 11, pp. 891-896.

NEURAL NETWORK MODEL OF IRON DIFFUSION IN AUSTENITIC STEELS

M.Yu. Belomyttsev¹, S.M. Obraztsov², V.A. Solov'ev²

¹National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

² "State Scientific Centre of the Russian Federation – Institute for Physics and Power Engineering named after A. I. Leypunsky" (FSUE "SSC RF – IPPE"), Obninsk, Russia

- Abstract. Speed of iron diffusion in austenitic steels is one of the major factors determining swelling of a constructional material of units and details of an active zone of a fast nuclear reactor. The factor of iron diffusion essentially depends on a chemical composition of steels and alloys on the basis of iron. Therefore the problem of its modeling is rather actual. The file of experimental data on diffusion in steels and alloys containing various combinations of C, Si, Cr, Ni, Mn, Mo, Nb, Ti, V, W, Al, Pb, Bi, Sn and Sb in a range of temperatures of 1023 ÷ 1666 K has been generated on the basis of literary data. For correct approximation of iron diffusion the artificial neural network was used in the form of 4-layer-perceptron with number of units on layers as 49:10:17:1. Developed neural network model was tested on independent experimental data and has shown satisfactory statistical characteristics that shows its adequacy. Calculations of coefficient of iron diffusion in pure iron and both steels of grades ChS68 and EK164 show higher factor of diffusion in steels, than in pure iron. On the basis of the developed model the diffusion coefficients of shells of two fuel elements of EK164-ID c.d. steel have been calculated. Fuel elements were irradiated in a reactor on fast neutrons BN-600 at various temperatures and damaging dozes at their maximal and minimal alloying. Calculations have shown that in the steel containing a minimum quantity of alloying elements, speed of diffusion is below, than in steel with maximal contents of alloying elements, and swelling in inverse proportion to coefficient of iron diffusion in EK164-ID c.d. steel. On the basis of these data it has been received linear (in logarithms) regression equation of steel swelling S depending on temperature T, damaging doze D and coefficient of iron diffu- $\sin D_{\rm Fa}$: $\ln S = -340,511 + 0,036 \ln D + 42,64 \ln T - 1,558 \ln D_{\rm Fa}$, where *D* is measured in dpa; $T - \text{ in degrees of Celsius; } D_{\text{Fe}} - \text{ in m}^2/\text{s; } S - \text{ in } \%$. A range of change of temperature was 435 - 515 °C, damaging doze was 57 ÷ 76 dpa.
- *Keywords*: austenitic steel, iron diffusion, artificial neural network, regression model, irradiation swelling.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-891-896

REFERENCES

- Maksimov L.A., Ryazanov I. On the diffusion interaction of voids. *Physics of Metals and Metallography*. 1976, vol. 41, no. 2, pp. 46–53.
- Garner F.A., Porollo S.I., Konobeev Yu.V., Maksimkin O.P. Void swelling of austenitic steels irradiated with neutrons at low temperatures and very low dpa rates. In: *Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors*. Eds. Allen T.R., King P.J., Nelson L. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.

- Vasilyev A.A., Sokolov S.F., Kolbasnikov N.G., Sokolov D.F. Effect of alloying on the self-diffusion activation energy in γ-iron. Phys. Solid State. 2011, vol. 53, Issue 11, pp. 2194–2200.
- 4. Osovskii S. *Neironnye seti dlya obrabotki informatsii* [Neural networks for information processing]. Moscow: Finansy i statistika, 2002, 344 p. (In Russ.).
- Churyumov A.Yu., Khomutov M.G., Solonin A.N., Mukhanov E.L., Efimov V.M. Comparative study of the stress flow models for highboron corrosion-resistant steel based on an Arrhenius-type equation and artificial neural networks. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2014, no. 4, pp. 527–531.
- Dudała J., Gilewicz-Wolter J., Stęgowski Z. Simultaneous measurement of Cr, Mn and Fe diffusionin chromium-manganese steels. *NUKLEONIKA*. 2005, vol. 50(2), pp. 67–71.
- Ivantsov I.G., Blinkin A.M. Self-diffusion in highly diluted binary solutions. Part. III. Influence of Sn, Sb, Pb, Bi impurities on selfdiffusion of iron in γ-phase. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1966, vol. 22, no. 6, pp. 876–883. (In Russ.).
- Fedorov G.B., Semenikhin A.N. Influence of alloying on diffusion of elements in chromium-nickel steels. In: *Sb. nauchnykh rabot* [Collection of materials]. Emel'yanov V.S., Evtyukhin A.I. eds. Issue 2. Moscow: Atomizdat, 1962, pp. 252–258. (In Russ.).
- Pavlinov L.V. Diffusion of iron and carbon in four-component ironchromium-nickel - molybdenum alloys in the gamma solid solution range. *Physics of Metals and Metallography*. 1976, vol. 41, no. 2, pp. 102–108.
- 10. Pavlinov L.V., Sugonyaev V.N., Gladyshev A.M. Issledovanie diffuzii zheleza, kobal'ta i margantsa v austenitnykh khromonikelevykh stalyakh 0Kh16N15M3B i 10Kh18N10T [Research of diffusion of iron, cobalt and manganese in austenitic chromium-nickel steels 0Cr16Ni15Mo3Nb and 10Cr18Ni10Ti]. Obninsk: FEI, 1980, Preprint FEI–1146, 13 p. (In Russ.).
- Gruzin P.L., Kornev Yu.V., Kurdyumov G.V. Influence of carbon on iron self-diffusion. *DAN SSSR*. 1951, vol. 80, no. 1, pp. 49–51. (In Russ.).
- Zelinskii M.S., Noskov B.M., Pavlov P.V., Shitova E.V. Influence of vanadium impurities on iron self-diffusion. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1959, vol. 8, Issue 5, pp. 725–730. (In Russ.).
- 13. Gertsriken S.D., Pryanishnikov M.P. Influence of crystal lattice and all-round compression on parameters of self-diffusion of iron in pure iron and in iron with small additives of aluminum. *Ukrainskii fizichnyi zhurnal*. 1958, vol. III, no. 2, pp. 255–264. (In Ukr.).
- 14. Obraztsov S.M., Birzhevoi G.A. Konobeev Yu.V. etc. Butstrepanalysis of temperature dependence of iron self-diffusion in α-, γ- and δ-phases of iron. In: *Trudy XVIII Mezhdunarodnogo soveshchaniya "Radiatsionnaya fizika tverdogo tela"* [Proceedings of the 18th Int.Meeting "Radiative Physics of Solid State "]. Moscow: NII PMT pri MGIEM (TU), 2008, pp. 277–288. (In Russ.).
- Gruzin P.L., Kuznetsov E.V., Kurdyumov G.V. Influence of the intragranular structure of austenite on iron self-diffusion. *DAN SSSR*. 1953, vol. 93, no. 6, pp. 1021–1023. (In Russ.).
- Gruzin P.L. Influence of Cr on iron self-diffusion. In: Problemy metallovedeniya i fiziki metallov. Sb. 4 [Problems of metal sci-

ence and metal physics. Part 4]. Moscow: Metallurgizdat, 1955, pp. 524–527. (In Russ.).

- 17. Tselishchev A.V., Ageev V.S., Budanov Yu.P., Ioltukhovskii A.G., Mitrofanova N.M., Leontieva-Smirnova M.V., Shkabura I.A., Zabud'ko L.M., Kozlov A.V., Mal'tsev V.V., Povstyanko A.V. Development of structural steel for fuel elements and fuel assemblies of sodium-cooled fast reactors. *Atomic Energy*. 2010, vol. 108, no. 4, pp. 274–280.
- 18. Obraztsov S.M., Konobeev Yu.V., Pechenkin V.A., Solov'ev V.A. Neural network research of influence of silicon and titan on irradiating swelling of austenitic stainless steel. In: *Radiatsionnaya fizika tverdogo tela.Trudy 20 Mezhdunarodnogo soveshchaniya, Sevastopol', 2010* [Radiation physics of solid body. Proceedings of the 20th International Meeting, Sevastopol, 2010]. Moscow: NII PMT MGIEM (TU), 2010, pp. 63–67. (In Russ.).
- **19.** Portnykh I.A., Kozlov A.V., Panchenko V.L., Mitrofanova N.M. Characteristics of radiation porosity formed upon irradiation in a

BN-600 reactor in the fuel-element cans of cold-deformed steel EK-164 (06Kh16N20M2G2BTFR)-ID c.d. *Physics of Metals and Metallography.* 2012, vol. 113, no. 5, pp. 520–531.

20. Portnykh I.A., Kozlov A.V., Panchenko V.L. Effect of dose and temperature parameters of neutron irradiation to maximum damaging dose of 77 dpa on characteristics of porosity formed in steel 0.07C-16Cr-19Ni-2Mo-2Mn-Ti-Si-V-P-B. *Physics of Metals and Metallography*. 2014, vol. 115, no. 6, pp. 625–633.

Information about the authors:

M.Yu. Belomyttsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metallography and Physics of Strength" (<u>myubelom@yandex.ru</u>) S.M. Obraztsov, Dr. Sci. (Phys.–Math.) V.A. Solov'ev, Senior Researcher

Received October 25, 2016

ISSN: 0368-0797. Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2017. Vol. 60. No. 11, pp. 897-903. © 2017. K.B. Borodyanskiy, M.I. Zinigrad, L.I. Leont'ev

УДК 669.017

STUDY OF ALLOYS MODIFICATION BY NANOMATERIALS

K.B. Borodyanskiy¹, Ph.D. (konstantinb@ariel.ac.il) M.I. Zinigrad¹, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Professor, Rector L.I. Leont'ev^{2, 3, 4}, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences, Chief Researcher

¹Ariel University

(40700, Ariel, Israel) ² Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences) (119991, Russia, Moscow, Leninskii prosp., 32a) ³ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS (119334, Russia, Moscow, Leninskii prosp., 49) ⁴ National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia (119049, Russia, Moscow, Leninskii prosp., 4)

Abstract. In last years, improvement of metals mechanical properties and performance comes to be one of the main challenges in materials science and particularly in metallurgical manufacturing. Generally, an alloying process is traditionally applied to reach metals enhanced properties and performance. Recently, nanotechnology approach is also applied, usually to produce composite materials with improved performance. This work, however, describes a different technique, where different nanoparticles areused as modifiers in metal casting process. The influence of these nanomaterials was investigated on a hypoeutectic casting aluminum alloy and on pure copper. Microstructural evaluation of modified Al alloy illustrated that a coarse Al grains were refined. Tensile strength tests revealed that Al ductility improved while the strength remained unchanged. Particularly, results pointed that addition of up to 0.1 wt. % of ceramic nanoparticles enhanced metals elongation at fracture by 20 – 60 %, depending on the mold location. Strengthening mechanism, which took place in the process, was evaluated by applying a high resolution transmission electron microscopy (HR-TEM) studies. HR-TEM investigations, jointly with mechanical properties test results, led to hypothesis that a grain-size strengthening mechanism works in the process. In this mechanism metal strengthening occurs due to a high concentration of grain boundaries which are serving as dislocation movement blockers. Results obtained on copper modification showed the improvement of metal strength simultaneously with its elongation at fracture. This behavior was obtained after addition of multi walled carbon nanotubes (MWCNT) and TiN nanoparticles up to 0.1 wt. %. Further application of the described approach can lead to its implementation into foundry industry turning it to more economically beneficial.

Keywords: nanomaterials, modification, casting alloys, mechanical properties, strengthening mechanism.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-897-903

One of the main tasks in current metallurgy processes is materials obtaining with required properties. Typically, advanced mechanical properties can be conventionally reached by alloying process, where some chemical compounds are added to affect the chemical composition of the formed material. Addition of a high concentration of costly materials makes the process economically nonfavorable.

Aluminum alloys are a key class of metals which is used often in various industrial applications such as automotive or aerospace. Al alloys have advanced properties, such as good thermal and electrical conductivity and low density which is only one third of steel [1]. Unfortunately, these alloys show relatively low mechanical properties matched to those of steel.

Al–Si cast alloys are of the most interested alloys in aluminum foundry. These alloys have a good castability, and mechanical and physical properties. Generally, Al–Si A356 alloy mechanical properties improves by basic alloying method [2-7] using master alloys or by applying ultrasound during solidification [8 - 10]. Other works show the addition of TiB₂ particles, which serve as a solidification nucleates, causes refinement of the metallic grains [11, 12]. Relatively small additions of Sr and Na into Al–Si cast alloys improve the formation of refined eutectic phase [13, 14]. Other works showed A356 alloy modification by rear-earth metals, such as Er, La and Ce [15, 16]. Semi-Solid Metal processing (SSM) is other technology for Al alloys strengthening. Using SSM method, metals strengths as a result of the dispersion of the non-metallic particles into the melt [18, 19].

Nanoscience approach has become a prevalent study topic in last two decades. It would be rational to assume that nanomaterials in the formed metal would cause to different changes in the mechanical properties. Unfortunately, the influence of nanoparticles addition to metallic materials has not been carefully studied yet, but some works described A356 alloy mechanical properties improvement by addition of Al_2O_3 or TiB₂ nanoparticles through the casting process [20, 21].

Copper production as well as aluminum depends to nonferrous metallurgy. Therefore, their physical behavior is close to each other. In some works it mentioned that copper can be modified by nanomaterials and its strength improves through the grain boundary mechanism [22 - 24].

In current research work we present different nanomaterials influence to the formation of Al–Si alloy as well as copper, and as the result to their mechanical properties.

Results and Discussion

WC nanoparticles application in metallurgical process

Tungsten carbide (WC) used in the research due to its progressive properties such as superior hardness and modulus of elasticity, high melting point, and outstanding wear and corrosion resistances. Lekatou et.al [25] described that WC nanoparticles can be applied in Al strengthening technique in a relatively small quantity of Al. Unfortunately, WC has low wettability by aluminum alloys. The possible solution to this issue was reported by Chattopadhyay et.al [26]; the researchers solved the problem by various treatment methods. In our work an alternative approach will be suggested; a modification process by hot extrusion method.

The experimental work was conducted using a commercial Al A356 hypoeutectic Al–Si cast alloy. WC nanoparticles with a crystallite size of 40-70 nm were mechanochemically treated with aluminum powder in planetary ball mill Retsch GmbH PM 100. The obtained mixture undergoes hot-extrusion special home-made equipment at 350 °C.

During the process the oxide layer on the nanoparticles surface disappeared because of relatively high compressive forces [27]. The final product is a modifier which in a form of rod containing a mixture of Al powder and WC nanoparticles. Electron microscope image of the obtained modifier is presented in Fig. 1.



Fig. 1. A modifier containing WC nanoparticles, top view

Рис. 1. Модификатор содержит WC, вид сверху

Industrial experiments were conducted using a 100 kg portion of Al A356 alloy ingots which were melted and overheated up to 760 °C. The melt was treated by typical industrial methods, and then, a modifier was added to the melt and stirred for 10 min using FDU rotor without gas addition. Here 0.03 wt. % of WC nanoparticles out of the total Al mass was added. Then, the melt was poured into a sand mold (Fig. 2). Finally, all specimens were subjected to T6 heat treatment.

The mechanical properties were performed by Instron 3369 testing machine according to ASTM B 108-01. Two specimens of modified and non-modified alloys were cut from the center and two from the perimeter of three different modified parts. Then they were T6 heat treated and subjected to tensile test which are presented in Table 1.

Obtained results indicate that nanoparticles addition into the melt improve metals' ductility by 30 and 60 % in perimeter and in central part of the mold, respectively. Simultaneously, tensile and yield strengths remained unchanged. These results show an unusual behavior, where the ductility growths while the strength remains unchanged.

The microstructural evaluation of the alloys was analyzed as well. Optical micrographs of the alloys are presented in Fig. 3.

Fig. 3 micrographs evaluate that the microstructure became finer and the number of pores (black dots on the microstructures) reduces after modification process. Additionally, the coarse elongated α -Al grains were refined into a fine equiaxed grains with eutectic Si network around them.



Fig. 2. Casting industrial sand mold used in the work

Рис. 2. Промышленная литейная песчаная форма, используемая в работе

Mechanical properties of A356 alloy subjected to modification by WC nanoparticles

		Tensile Strength [MPa]	Yield Strength [MPa]	Elongation [%]
Mold contor	Before modification	277.5 ± 1.1	226.7 ± 1.8	2.8 ± 0.1
Mold center	After modification	284.8 ± 0.9	226.7 ± 1.6	4.6 ± 0.3
Mold perimeter	Before modification	303.5 ± 13.1	231.8 ± 3.6	6.5 ± 1.8
	After modification	307.3 ± 7.6	230.3 ± 4.4	8.6 ± 0.8

Таблица 1. Механические свойства сплава А356, модифицированного наночастицами WC



Fig. 3. Optical micrographs of (a) non-modified and (b) subjected to modification by WC nanoparticles Al A356 alloy

Рис. 3. Микроструктура алюминиевого сплава А
356:a-до модификации, b-модифицированного на
ночастицами WC

TiC nanoparticles application in metallurgical process

The experimental work performed by preparation and addition of titanium carbide (TiC) nanoparticles was similar to the discussed above (addition of the WC nanoparticles) pragraph. A hot extrusion process of modifier preparation and pouring processes were similar as well.

The experimental work was conducted using the commercial A356 hypoeutectic Al–Si cast alloy. TiC nanoparticles (20 nm) were mechanochemically treated with aluminum powder in planetary ball mill by Retsch GmbH PM 100. The obtained mixture undergoes hot-extrusion special home-made equipment at 350 °C.

The mechanical properties were performed by Instron 3369 testing machine according to ASTM B 108-01. Two specimens of modified and non-modified alloys were cut from the center and two from the perimeter of three different modified parts. Then they were T6 heat treated and subjected to tensile test which are presented in Table 2.

Obtained results indicate that nanoparticles addition into the melt improve metals' ductility by 20 and 50 % in the mold perimeter and in the central part of the mold, re-

Table 2

Mechanical properties of A356 alloy subjected to modification by TiC nanoparticles

Таблица 2. Механические свойства сплава А356, модифицированного наночастицами ТіС

		Tensile Strength [MPa]	Yield Strength [MPa]	Elongation [%]
Mold center	Before modification	268.3	225.0	1.9
	After modification	280.9 ± 1.0	221.7 ± 4.0	3.8 ± 0.7
Mold perimeter	Before modification	311.0	233.0	6.5
	After modification	310.4 ± 3.1	226.9 ± 2.2	9.0 ± 1.3

spectively. Simultaneously, tensile and yield strengths remained unchanged.

Fractographs evaluation of the alloys was analyzed as well. Electron microstructures of the alloys are presented in Fig. 4.

Modified alloy fractographs demonstrate ductile to brittle fracture. On the modified alloy (Fig. 4, b) more dimples are presented which is an indicator of a ductile fracture. Lee et.al also reported the same behavior where the metals' elongation improved by the ductile fracture [28].

The strengthening mechanism was studied by HR-TEM technique. In this work HR-TEM JEOL JEM 2010 was applied.

The obtained images are shown in Fig. 5. Here a high concentration of dislocations found across the grain boundary (Fig. 5, a); simultaneously Ti inclusions which are originated from TiC nanoparticles found into Al grain (Fig. 5, b).

As deriving, a large concentration of dislocations is observed near the grain boundaries in the modified alloy. In addition, ceramic nanoparticles were found into aluminum grains. Obviously that nanoparticles act as nucleation accelerators during solidification process and cause to the formation of a fine-grained microstructure. As the result, the alloys' mechanical properties are improved. Based on both,



Fig. 4. Scanning electron microscopy fractographs of (a) non-modified and (b) subjected to modification by TiC nanoparticles Al A356 alloy

Рис. 4. СЭМ микрофотографии излома алюминиевого сплава A356: *а* – до модификации, *b* – модифицированного наночастицами TiC



Fig. 5. HR-TEM images of modified A356 alloy by TiC nanoparticles: a - grain boundary; b - Al grain

Рис. 5. Структура сплава А356, модифицированного наночастицами ТіС, полученная с помощью HR-TEM: *а* – граница зерна, *b* – зерно алюминия

the mechanical properties results and the microstructure investigations, it was assumed that a grain boundary mechanism is responsible for the modification process.

Copper modification by various nanomaterials

In this section we show our experimental work obtained on pure copper using various nanomaterials namely, multi walled carbon nanotubes (MWCNT) and TiN nanoparticles.

The experimental work was conducted using pure copper rods CW004A. TiN nanoparticles with a crystallite size of 10 - 20 nm and MWCNT with an outer diameter of 30 - 50 nm, length of $10 - 20 \,\mu\text{m}$ and purity of >95 wt. % were used in the research. These nanomaterials were mechanochemically treated with aluminum powder in planetary ball mill Retsch GmbH PM 100. The obtained mixture undergoes a cold pressing by a pressure of 18 GPa.

The mechanical properties were performed by Lloyd EZ50 universal testing machine according to ASTM B 108-01. The obtained results are presented in Table 3.

The behavior of obtained tensile tests is described on the stress-strain graph presented in Fig. 6.

As it is seen from the obtained results, mechanical properties of copper can be improved by addition of ceramic TiN nanoparticles as well as MWCNT. Both nanomaterials show improvement of tensile strength around 30 %; the yield strength improved by 13 and 47 % adding MWCNT and TiN, respectively. Ductility of a modified alloys improved by 60 and 35 % after addition of MWCNT and TiN nanoparticles, respectively.

Summary. The presented work showed the novel method of nanotechnology application into traditional metallurgical processes. The effect of modification by specially prepared ceramic nanoparticles on Al–Si casting alloy, and ceramic nanoparticles and MWCNTs on copper were described. The following results were obtained:

• Addition of ceramic nanoparticles to the Al–Si casting alloy improved the ductility of the metal by 20 and 60 % in different mold areas while the tensile and the yield strengths of the alloy remained unaffected.

• The strengthening mechanism was studied in the work as well. It was found that ceramic nanoparticles act as nucleates during the crystallization process and do not change phase composition. The grain boundaries stop the



Fig. 6. Stress-strain graph of pure copper subjected to modification by various nanomaterials:

l – unmodified; *2* – MWCNT modification; *3* – TiN nanoparticles modification

Рис. 6. Диаграмма растяжения чистой меди, модифицированной различными наночастицами:

1 – без модификации; 2 – модификация многослойными углеродными нанотрубками (MWCNT); 3 – модификация наночастицами TiN

dislocation motion and, as a result a grain-size strengthening mechanism works in the process.

• Addition of MWCNT and TiN nanoparticles improved the strength and the ductility of copper by 30 - 40 and 35 - 60 % simultaneously.

REFERENCES

- 1. Callister W.D. *Materials Science and Engineering*. 7th ed. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons Inc., 2007.
- Schaffer P.L., Dahle A.K. Settling behavior of different grain refiners in aluminum. *Mater. Sci. Eng. A.* 2005, 413–414, pp. 373–378.
- Y. Birol. AlB₃ master alloy to grain refine AlSi₁₀Mg and AlSi₁₂Cu aluminum foundry alloys. *J.Alloys Compd.* 2012, 513, pp. 150–153.
- 4. Mohanty P.S., Gruzleski J.E. Mechanism of grain refinement in aluminum. *Acta Metall. Mater.* 1995, 43, pp. 2001–2012.
- Wang C., Wang M., Yu, Chen D., Qin P., Feng M., Dai Q. The grain refinement behavior of TiB₂ particles prepared with in situ technology. *Mater. Sci. Eng. A.* 2007, 459, pp. 238–243.
- Chou N.S., Huang J.L., Lii D.F., Lu H.H. The mechanical properties of Al₂O₃/aluminum alloy A356 composite manufactured by squeeze casting. *J. Alloys Compd.* 2006, 419, pp. 98–102.

Table 3

Mechanical properties of copper subjected to modification by various nanomaterials

Таблица 3. Механические свойства меди, модифицированной различными наночастицами

	Tensile Strength [MPa]	Yield Strength [MPa]	Elongation [%]
Before modification	173.75 ± 5.97	58.63 ± 1.39	28.36 ± 1.12
After modification by MWCNT	225.17 ± 6.00	66.20 ± 6.48	45.36 ± 5.23
After modification by TiN nanoparticles	220.98 ± 7.25	86.43 ± 5.20	38.20 ± 5.83

- Daoud M. Abo-Elkhar. Influence of Al₂O₃ or ZrO₂ particulate addition on the microstructure aspects of AlNi and AlSi alloys. *J. Mater: Process. Technol.* 2002, 120, pp. 296–302.
- Han Y., Le K., Wang J., Shu D., Sun B. Influence of high-intensity ultrasound on grain refining performance of Al-5Ti-1B master alloy on aluminum. *Mater. Sci. Eng. A.* 2005, 405, pp. 306–312.
- Das A., Kotadia H.R. Effect of high-intensity ultrasonic irradiation on the modification of solidification microstructure in a Sirich hypoeutectic Al-Si alloy. *Mater. Chem. Phys.* 2011, 125, pp. 853–859.
- Zhang S., Zhao Y., Cheng X., Chen G., Dai Q. High-energy ultrasonic field effects on the microstructure and mechanical behaviors of A356 alloy. 2009, *J. Alloys Compd.* 470, pp. 168–172.
- 11. Lu H.T., Wang L.C., Kung S.K., Grain refining in A356 Alloys. J. Chin. Foundrym. Assoc. 1981, 29, pp. 10–18.
- Sigworth G.K., Guzowski M.M. Grain refining of Hypo-eutectic Al-Si alloys. ASF Trans. 1985, 93, pp. 907–912.
- Clapham L., Smith R.W. The mechanism of the partial modification of Al-Si eutectic alloys. J. Crys. Growth. 1986, 79 (1-3), part 2, pp. 866–873.
- Kori S.A., Murty B.S., Chakraborty M. Development of an efficient grain refiner for Al–7Si alloy and its modification with strontium. *Mater. Sci. Eng. A.* 2000, 283, pp. 94–104.
- Shi Z.M., Wang Q., Zhao G., Zhang R.Y. Effects of erbium modification on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2015, 626, pp. 102–107.
- 16. Torre A.D.L., Pérez-Bustamante R., Camarillo-Cisneros J., Gómez-Esparza C.D., Medrano-Prieto H.M., Martínez-Sánchez R. Mechanical properties of the A356 aluminum alloy modified with La/Ce. J. *Rare Earths.* 2013, 31, pp. 811–816.
- Flemings M.C., Riek R.G., Young K.P. Rheocasting. *Mater. Sci. Eng.* 1976, 25, pp. 103–117.
- Kapranos P., Ward P.J., Atkinson H.V., Kirkwood D.H. Near net shaping by semi-solid metal processing. *Mater. Des.* 2000, 21, pp. 387–394.

- Liao B.C., Park Y.K., Ding H.S. Effects of rheocasting and heat treatment on microstructure and mechanical properties of A356 alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2011, 528(3), pp. 986–995.
- Akbari M.K., Baharvandi H.R., Shirvanimoghaddam K. Tensile and fracture behavior of nano/micro TiB₂ particle reinforced casting A356 aluminum alloy composites. *Mater. Des.* 2015, 66, pp. 150–161.
- Sajjadi S.A., Parizi M.T., Ezatpour H.R., Sedghic A. Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al₂O₃ particles by a developed compocasting method and study of its properties. *J. Alloys Compd.* 2012, 511, pp. 226–231.
- **22.** Lobemeier D., Klein H., Nembach E. Grain boundary strengthening of copper-base copper-manganese and copper-gallium solid solutions. *Acta mater*. 1998, 46 (8), pp. 2909–2912.
- Lewis A.C., Eberl C., Hemker K.J., Weihs T.P. Grain boundary strengthening in copper/niobium multilayered foils and fine-grained niobium. J. Mater. Res. 2008, 23 (2), pp. 376–382.
- Ozerinc S., Tai K., Vo N.Q., Bellon P., Averback R.S., King W.P. Grain boundary doping strengthens nanocrystalline copper alloys. *Scripta Materialia*. 2012, 67, pp. 720–723.
- 25. Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A., Gousia V., Kaptay G., Gácsi Z., Baumli P., Simon A. Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behaviour. *J. Mater. Des.* 2015, 65, pp. 1121–1135.
- Chattopadhyay A.K., Roy P., Sarangi S.K. Study of wettability test of pure aluminum against uncoated and coated carbide inserts. *Surface Coat. Technol.* 2009, 204, pp. 410–417.
- Borodianskiy K., Kossenko A., Zinigrad M. Improvement of the mechanical properties of Al-Si alloys by TiC nanoparticles. *Metall. Mat. Trans. A.* 2013, 44 (8), pp. 4948–4953.
- Lee K., Kwon Y.N., Lee J. Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeezecasting processes. *Alloys Compd.* 2008, 461, pp. 532–541.

Received May 11, 2017

Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 897 – 903.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОДИФИКАЦИИ СПЛАВОВ НАНОМАТЕРИАЛАМИ

Бородянский К.Б.¹, Зиниград М.И.¹, Леонтьев Л.И.^{2,3,4}

¹Университет Ариэля (40700, Израиль, Ариэль)

 ² Президиум РАН (119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)
 ³ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)
 ⁴ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. В последние годы улучшение механических свойств и характеристик металлов является одной из основных проблем в материаловедении и, особенно, в металлургическом производстве. Как правило, процесс легирования традиционно используется для улучшения свойств и характеристик металлов. В последнее время для производства композитных материалов с улучшенными свойствами применяется нанотехнологический подход. Однако данная работа описывает другой метод, в котором различные наночастицы используются в качестве модификаторов в процессе литья металла. Влияние этих наноматериалов исследовано на гипоэвтектическом литейном алюминиевом сплаве и чистой меди. Испытания на прочность и на растяжение показали, что пластичность алюминия улучшилась, а прочность осталась неизменной. В частности, добавление до 0,1 % (по массе) керамических наночастиц увеличивает удлинение металлов при разрушении на 20 – 60 %. Механизм упрочнения, предложенный для этого процесса, был оценен путем применения электронной микроскопии с высокой разрешающей способностью (HR-TEM). Исследования HR-TEM, вместе с результатами испытаний механических свойств, привели к гипотезе о том, что в этом процессе работает механизм упрочнения зерна. В этом механизме упрочнение металла происходит из-за высокой концентрации границ зерен, которые блокируют движение дислокаций. Результаты, полученные при модификации меди, показали улучшение прочности металла одновременно с пластичностью. Такое поведение было получено после добавления многослойных углеродных нанотрубок (MWCNT) и наночастиц TiN до 0,1 % (по массе). Дальнейшее применение описанного подхода может привести к его внедрению в литейную промышленность, превратив ее в экономически выгодную.

Ключевые слова: наноматериалы, модификация, литейные сплавы, механические свойства, механизм упрочнения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-897-903

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Callister W.D. Materials Science and Engineering. 7th ed. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons Inc., 2007.

- 2. Schaffer P.L., Dahle A.K. Settling behavior of different grain refiners in aluminum // Mater. Sci. Eng. A. 2005. 413 414. P. 373 378.
- **3.** Birol Y. AlB₃ master alloy to grain refine AlSi₁₀Mg and AlSi₁₂Cu aluminum foundry alloys // J. Alloys Compd. 2012. 513. P. 150 153.
- 4. Mohanty P.S., Gruzleski J.E. Mechanism of grain refinement in aluminum // Acta Metall. Mater. 1995. 43. P. 2001 – 2012.
- Wang C., Wang M., Yu B. etc. The grain refinement behavior of TiB₂ particles prepared with in situ technology // Mater. Sci. Eng. A. 2007. 459. P. 238 – 243.
- Chou N.S., Huang J.L., Lii D.F., Lu H.H. The mechanical properties of Al₂O₃/aluminum alloy A356 composite manufactured by squeeze casting // J. Alloys Compd. 2006. 419. P. 98 – 102.
- Daoud A., Abo-Elkhar M. Influence of Al₂O₃ or ZrO₂ particulate addition on the microstructure aspects of AlNi and AlSi alloys // J. Mater. Process. Technol. 2002. 120. P. 296 – 302.
- Han Y., Le K., Wang J. etc. Influence of high-intensity ultrasound on grain refining performance of Al-5Ti-1B master alloy on aluminum // Mater. Sci. Eng. A. 2005. 405. P. 306 – 312.
- Das A., Kotadia H.R. Effect of high-intensity ultrasonic irradiation on the modification of solidification microstructure in a Si-rich hypoeutectic Al-Si alloy // Mater. Chem. Phys. 2011. 125. P. 853 – 859.
- Zhang S., Zhao Y., Cheng X. etc. High-energy ultrasonic field effects on the microstructure and mechanical behaviors of A356 alloy // J. Alloys Compd. 2009. 470. P. 168 172.
- Lu H.T., Wang L.C., Kung S.K. Grain refining in A356 Alloys // J. Chin. Foundrym. Assoc. 1981. 29. P. 10 – 18.
- Sigworth G.K., Guzowski M.M. Grain refining of Hypo-eutectic Al-Si alloys // ASF Trans. 1985. 93. P. 907 – 912.
- Clapham L., Smith R.W. The mechanism of the partial modification of Al-Si eutectic alloys // J. Crys. Growth. 1986. 79 (1–3). Part 2. P. 866 – 873.
- Kori S.A., Murty B.S., Chakraborty M. Development of an efficient grain refiner for Al–7Si alloy and its modification with strontium // Mater. Sci. Eng. A. 2000. 283. P. 94 – 104.
- Shi Z.M., Wang Q., Zhao G., Zhang R.Y. Effects of erbium modification on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2015. 626. P. 102 – 107.
- Torre A.D.L., Pérez-Bustamante R., Camarillo-Cisneros J. etc. Mechanical properties of the A356 aluminum alloy modified with La/ Ce // J. Rare Earths. 2013. 31. P. 811 – 816.
- Flemings M.C., Riek R.G., Young K.P. Rheocasting // Mater. Sci. Eng. 1976. 25. P. 103 – 117.
- Kapranos P., Ward P.J., Atkinson H.V., Kirkwood D.H. Near net shaping by semi-solid metal processing // Mater. Des. 2000. 21. P. 387–394.

- Liao B.C., Park Y.K., Ding H.S. Effects of rheocasting and heat treatment on microstructure and mechanical properties of A356 alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2011. 528(3). P. 986 – 995.
- Akbari M.K., Baharvandi H.R., Shirvanimoghaddam K. Tensile and fracture behavior of nano/micro TiB₂ particle reinforced casting A356 aluminum alloy composites // Mater. Des. 2015. 66. P. 150 – 161.
- Sajjadi S.A., Parizi M.T., Ezatpour H.R., Sedghic A. Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al₂O₃ particles by a developed compocasting method and study of its properties // J. Alloys Compd. 2012. 511. P. 226 – 231.
- Lobemeier D., Klein H., Nembach E. Grain boundary strengthening of copper-base copper-manganese and copper-gallium solid solutions // Acta mater. 1998. 46 (8). P. 2909 – 2912.
- Lewis A.C., Eberl C., Hemker K.J., Weihs T.P. Grain boundary strengthening in copper/niobium multilayered foils and fine-grained niobium // J. Mater. Res. 2008. 23 (2). P. 376 – 382.
- Ozerinc S., Tai K., Vo N.Q. etc. Grain boundary doping strengthens nanocrystalline copper alloys // Scripta Materialia. 2012. 67. P. 720 – 723.
- Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A. etc. Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behaviour // J. Mater. Des. 2015. 65. P. 1121 1135.
- Chattopadhyay A.K., Roy P., Sarangi S.K. Study of wettability test of pure aluminum against uncoated and coated carbide inserts // Surface Coat. Technol. 2009. 204. P. 410 – 417.
- Borodianskiy K., Kossenko A., Zinigrad M. Improvement of the mechanical properties of Al-Si alloys by TiC nanoparticles // Metall. Mat. Trans. A. 2013. 44 (8). P. 4948 – 4953.
- Lee K., Kwon Y.N., Lee J. Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeezecasting processes // Alloys Compd. 2008. 461. P. 532 – 541.

Информация об авторах:

Бородянский К.Б., доктор философии

(konstantinb@ariel.ac.il)

Зиниград М.И., д.т.н., профессор, ректор

Леонтьев Л.И., академик РАН, советник, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник

Поступила 11 мая 2017 г.

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 904 – 909. © 2017. Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А., Чернов В.П., Хренов И.Б.

УДК 621.74

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА АБРАЗИВНУЮ И УДАРНО-АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ^{*}

Вдовин К.Н., д.т.н., профессор, зав. кафедрой технологий металлургии и литейных процессов (kn.vdovin@gmail.com)

Феоктистов Н.А., к.т.н., доцент кафедры технологий металлургии и литейных процессов

Горленко Д.А., к.т.н., старший преподаватель кафедры технологий металлургии

и литейных процессов

Чернов В.П., д.т.н., профессор кафедры технологий металлургии и литейных процессов **Хренов И.Б.**, магистрант кафедры технологий металлургии и литейных процессов

> Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (455000, Россия, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. В работе рассмотрены основные факторы, которые влияют на износостойкость высокомарганцевой стали, а также представлен обзор отечественных и зарубежных научных трудов, посвященных изучению этой проблемы. Сделаны выводы по материалам, представленным в изученных работах, а также сформулирована цель исследований, имеющих большую актуальность для промышленных предприятий, производящих и эксплуатирующих детали из стали Гадфильда. Рассмотрены материалы, использованные для обработки жидкой стали, технология получения экспериментальных изделий из высокомарганцевой стали, химический состав сплава, взятый за базу, методика и оборудование, применяющееся для определения скорости охлаждения сплавов в литейной форме, а также для изучения износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания, закалки и термического анализа. Представлены результаты исследований по легированию стали Гадфильда азотированными ферросплавами и комплексной лигатурой. Графически показаны зависимости коэффициентов абразивной и ударно-абразивной износостойкости при реализации различных схем легирования исследуемой стали выбранными материалами. Кроме этого, представлены результаты влияния использованных легирующих элементов на износостойкость высокомарганцевой стали при реализации различных условий изнашивания. Установлены концентрации легирующих элементов, при которых коэффициент абразивной и ударно-абразивной износостойкости имеет максимальное значение. Кроме того, приведены результаты термического анализа. Изучены процессы, протекающие при нагреве отливок из стали Гадфильда под закалку. Установлены температурные интервалы протекания таких процессов, как выделение избыточных фаз, растворение легированного цементита в аустените, полное растворение фосфидной эвтектики и карбидов легирующих элементов. Также определены температурные границы протекания процессов окисления стали и ее обезуглероживания. По результатам проведенных исследований даны некоторые рекомендации по увеличению износостойкости отливок из высокомарганцевой стали для различных условий эксплуатации и выбору температур для проведения термической обработки этих излелий.

Ключевые слова: высокомарганцевая сталь, азотированные ферросплавы, легирование, аустенит, износостойкость, избыточная фаза, закалка.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-904-909

На износостойкость литых деталей из высокомарганцевой стали влияют различные факторы: химический состав сплава, режим термической обработки, а также условия, в которых происходит процесс изнашивания. С целью повышения эксплуатационных свойств изделий из высокомарганцевой стали в литейных цехах осуществляют легирование и модифицирование ее различными материалами [1, 2].

В научной литературе приведены экспериментальные и производственные данные по легированию и модифицированию высокомарганцевой стали такими материалами, как хром [3], легирующемодифицирующий комплекс титан-бор-кальций [4], молибден, никель и редкоземельные металлы [5, 6], кальций и барий стронциевые карбонаты [7, 8], комплекс ферросиликоалюминий с титаном [9], ниобий [10], алюминий [11, 12], медь [13] и др. Однако во всех представленных работах основное внимание уделяется изучению микроструктуры, механических характеристик, что не всегда является прямым отражением эксплуатационных свойств.

Кроме всего этого, в работах отечественных и зарубежных исследователей не отражены данные по совместному влиянию тепловых условий формирования отливок (скорости охлаждения сплава) в литейной форме и легирования на свойства высокомарганцевой стали. При изготовлении деталей методом литья скорость охлаждения сплава может изменяться в зависимости от металлоемкости формы и габаритов отливки. При этом скорость охлаждения сплава в форме будет влиять на

^{*} Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда (проект №15-19-10020).

распределение легирующих элементов между вторичной фазой и аустенитом, изменяя степень легированности последнего [14, 15]. Это, в свою очередь, будет определять комплекс уникальных свойств, присущих стали Гадфильда, а также ее износостойкость.

Изделия из высокомарганцевой стали в обязательном порядке подвергают термической обработке с целью растворения вторичных фаз, располагающихся по границам зерен [16, 17]. Легирование и модифицирование стали приводит к выделению новых видов карбидов, нитридов. Для проведения термической обработки необходимо знать температурные интервалы, в которых происходит растворение вновь образовавшихся избыточных фаз. Подобного рода данные в научной литературе отсутствуют.

Условия, в которых происходит изнашивание изделий из высокомарганцевой стали, вносят существенное влияние на количественные показатели этого процесса. Как правило, изделия из высокомарганцевой стали работают в условиях абразивного (зуб ковша экскаватора, желоб дробилки) и ударно-абразивного (щеки и молотки дробилок) изнашивания [18]. При различии во внешних условиях в сплаве реализуются принципиально разные механизмы этого процесса, а износостойкость сплава одного и того же химического состава может значительно отличаться в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания.

Таким образом, целью данной работы являлось исследование комплексного влияния химического состава высокомарганцевой стали и скорости охлаждения изделий из нее в литейной форме на абразивную и ударно-абразивную износостойкость, а также обоснование температурных параметров термической обработки при реализации различных схем легирования.

Материалом для исследования служили литые образцы высокомарганцовистой стали с базовым химическим составом, % (по массе), представленным ниже:

С	Si	Mn	S	Р	Cr	Ni	Al
1,2	0,9	12,3	0,024	0,033	0,8	0,12	0,06

Химический состав образцов определяли на спектрометре фирмы SPECTRO, модель MAXx.

С целью кристаллизации и охлаждения высокомарганцевой стали с различными скоростями сплав заливали в формы с разной теплоаккумулирующей способностью: сухую и сырую песчано-глинистые формы, кокиль. Изменение температуры залитого металла во времени регистрировали с помощью вольфрам-рениевой термопары, которая была установлена в форму в процессе формовки. Результаты записывали при помощи аналого-цифрового преобразователя LA-50USB с частотой 50 Гц на каждый канал с возможностью одновременной записи по четырем каналам. Скорость охлаждения сплава в температурных интервалах кристаллизации и охлаждения определяли по кривой охлаждения. Базовый состав высокомарганцевой стали легировали следующими ферросплавами: азотированный феррохром ФХН-10, азотированная титан-кальциевая лигатура, азотированный феррованадий производства НПО «Эталон» (г. Магнитогорск). После этого определяли износостойкость сплавов в зависимости от содержания в них легирующих элементов.

Термическую обработку осуществляли в нагревательной печи сопротивления «НАКАЛ» в окислительной среде.

Испытание на износостойкость проводили на лабораторных установках в соответствии с ГОСТ 23.208 – 79 (абразивная износостойкость) и ГОСТ 23.207 – 79 (ударно-абразивная износостойкость).

Процессы, протекающие в высокомарганцевых сталях при нагреве под закалку, изучали на приборе синхронного термического анализа STA (Iupiter 449 F3) фирмы NETZSCH методами дифференциально-сканирующей калориметрии и термогравиметрии.

В ходе работы получены экспериментальные образцы из высокомарганцевой стали, легированные различным количеством азотированных ферросплавов: феррохром, титан-кальциевая лигатура, феррованадий. Проведено несколько серий экспериментов по легированию стали Гадфильда каждым из упомянутых ферросплавов. При легировании исследуемой стали азотированным феррохромом концентрация хрома в составе сплава достигала 3,15 %.

Влияние хрома на абразивную и ударно-абразивную износостойкость в зависимости от скорости охлаждения расплава в литейной форме в интервале кристаллизации представлено на <u>рис. 1</u>. Видно, что при легировании высокомарганцевой стали азотированным феррохромом следует обеспечивать концентрацию хрома в составе стали в пределах 2,0 – 2,5 %. При такой концентрации хрома отливки из этой стали будут иметь максимальную износостойкость в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания.

Увеличение износостойкости исследуемой стали после легирования азотированным феррохромом обусловлено изменениями параметров макро- и микроструктуры, а также формированием карбидов хрома. Это подробно рассмотрено в работах [19, 20].

Из графиков, представленных на <u>рис. 2</u>, следует, что максимальные значения абразивной и ударно-абразивной износостойкости стали Гадфильда получены при концентрации титана в составе сплава в пределах от 0,04 до 0,08 %. Дальнейшее повышение концентрации титана в исследуемом сплаве приводит к снижению абразивной и ударно-абразивной износостойкости. При этом максимальными значениями износостойкости обладает сталь, скорость охлаждения которой в литейной форме составляла 8,9 °С/с.

Наибольшее увеличение коэффициента износостойкости стали при ударно-абразивном изнашивании наблюдали после легирования высокомарганцевой стали



Рис. 1. Влияние легирования стали Гадфильда азотированным феррохромом на абразивную (*a*) и ударно-абразивную (*б*) износостойкость в зависимости от скорости охлаждения сплава в литейной форме, °C/с: *l* - 4,5; *2* - 8,9; 3 - 25

Fig. 1. Influence of alloying of Hadfield steel with nitride ferrochromium on abrasive (*a*) and impact-abrasive (*b*) wear resistance depending on cooling rate of the melt in casting mold at °C/s: I - 4.5; 2 - 8.9; 3 - 25



Рис. 2. Влияние микролегирования стали Гадфильда азотированной титан-кальциевой лигатурой на абразивную (*a*) и ударно-абразивную (*б*) износостойкость в зависимости от скорости охлаждения сплава в литейной форме, °C/с: I - 4,5; 2 - 8,9; 3 - 25

Fig. 2. Influence of microalloying of Hadfield steel with nitride titanium-calcium alloy on abrasive (*a*) and impact-abrasive (δ) wear resistance depending on cooling rate of the melt in casting mold at °C/s: I - 4.5; 2 - 8.9; 3 - 25

ванадием. Зависимость коэффициента абразивной и ударно-абразивной износостойкости высокомарганцевой стали от концентрации ванадия в сплаве представлена на <u>рис. 3</u>.

Концентрация ванадия в сплаве находилась в пределах от 0,01 до 0,4 %. Установлено, что коэффициент абразивной износостойкости высокомарганцевой стали повышается на 30-40 % по сравнению с нелегированным сплавом. При этом коэффициент ударно-абразивной износостойкости увеличивается в два раза. В случае абразивного изнашивания наиболее интенсивное увеличение коэффициента износостойкости происходит при увеличении концентрации ванадия в стали до 0,2 %, после чего интенсивность уменьшается. При ударноабразивном изнашивании увеличение концентрации ванадия в сплаве свыше 0,2 % приводит к снижению коэффициента износостойкости на 27 – 35 %. Повышение износостойкости обусловлено формированием карбидов ванадия взамен фосфидной эвтектики и легированного марганцем цементита по границам зерен аустенита, как в случае легирования азотированным феррохромом [19].

Сравнительный анализ зависимостей, представленных на <u>рис. 1 – 3</u>, показал, что для увеличения абразивной износостойкости высокомарганцевую сталь целесообразно легировать азотированной титан-кальциевой лигатурой, обеспечивая остаточное содержание титана в сплаве в пределах от 0,04 до 0,08 %. Для повышения ударно-абразивной износостойкости следует легировать сталь Гадфильда феррованадием. При этом содержание ванадия не должно превышать 0,2 %.



Рис. 3. Влияние микролегирования стали Гадфильда азотированным феррованадием на абразивную (*a*) и ударно-абразивную (*б*) износостойкость в зависимости от скорости охлаждения сплава в литейной форме, °C/с: *1* – 4,5; 2 – 8,9; 3 – 25

Fig. 3. Influence of microalloying of Hadfield steel with nitride ferrovanadium on abrasive (a) and impact-abrasive (δ) wear resistance depending on cooling rate of the melt in casting mold at °C/s:

1 - 4.5; 2 - 8.9; 3 - 25

Обязательной технологической операцией при производстве отливок из высокомарганцевой стали является проведение термической обработки с целью растворения эвтектики, выделяющейся по границам зерен в процессе кристаллизации. Традиционно в качестве режима термообработки отливок применяют закалку в воде от температуры 1100 °С, несмотря на легирование и модифицирование сплавов различными элементами. Нагрев осуществляют в печи с окислительной атмосферой, что может приводить к некоторому изменению химического состава сплава.

С целью оценки кинетики фазовых превращений, протекающих при нагреве под закалку отливок из высокомарганцевой стали после легирования различными материалами, провели термический анализ.

На всех полученных кривых дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) имеется три характерных пика. Первый пик, не зависимо от химического состава стали, находится в пределах 283 – 285 °С, что соответствует выделению карбидов из пересыщенного твердого раствора. Второй и третий пики соответствует температурам растворения избыточных фаз, которые представлены в <u>таблице</u>. Пик второго эндотермического эффекта, находящийся в интервале 631 – 752 °С, соответствует растворению легированного цементита. Фосфидная эвтектика растворяется при более высоких температурах (893 – 1006 °С). При этих же температурах заканчивается растворение карбидов легирующих элементов. Поэтому нагрев отливок, изготовленных из легированной высокомарганцевой стали, до температур 945 – 1006 °С обеспечит растворение избыточных фаз в полном объеме.

Путем проведения термогравиметрического анализа установлено, что окисление высокомарганцевой стали начинается при температуре около 500 °C и продолжается до 900 °C. Одновременно с этим протекает процесс обезуглероживания, который начинается в интервале температур 900 – 1000 °C. При более высоких температурах интенсивность процесса обезуглероживания возрастает, что приводит к снижению концентрации углерода в легированных сплавах от 0,04 до 0,14 %. Установлено, что минимальная интенсивность обезуглероживания характерна для сплавов, легированных хромом. Это обусловлено формированием на поверхности образца плотной пленки оксида хрома, снижающей интенсивность поступления кислорода к металлу.

Результаты ДСК исследований

Results of DSC tests

	Эндотермический эффект, °С							
Легирующий материал	второй	пик на крив	ой ДСК	третий пик на кривой ДСК				
	начало	пик	окончание	начало	пик	окончание		
Азотированный феррохром	657	703	752	893	925	945		
Азотированная титан-кальциевая лигатура	633	713	746	923	968	1006		
Азотированный феррованадий	631	707	743	920	964	1005		

Сплавы, легированные ванадием, имеют максимальные показатели по обезуглероживанию.

Выводы. В процессе исследований установлено, что легирование азотированными ферросплавами приводит к увеличению износостойкости отливок из стали Гадфильда. Для повышения абразивной износостойкости целесообразно применять азотированную титан-кальциевую лигатуру, обеспечивая остаточное содержание титана в составе сплава в пределах от 0,04 до 0,08 %. При этом происходит увеличение коэффициента абразивной износостойкости на 39 - 52 % в зависимости от скорости охлаждения расплава в литейной форме. Повышение ударно-абразивной износостойкости в 2 раза достигнуто при легировании стали Гадфильда азотированным феррованадием. При этом содержание ванадия в сплаве не должно превышать 0,2 %.

Термический анализ позволил установить, что выделение избыточных фаз при нагреве под термическую обработку происходит при температурах 283 – 285 °C. В интервале температур 631 – 752 °C идет растворение легированного цементита, а при температурах 945 – 1006 °C – полное растворение избыточных фаз. Эти температуры могут быть рекомендованы для проведения закалки.

Термогравиметрический анализ показал, что окисление высокомарганцевой стали происходит в интервале температур 500 – 900 °С. При температурах 900 – 1000 °С начинается процесс обезуглераживания, интенсивность которого возрастает при температурах свыше 1000 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Давыдов Н.Г., Благих Б.М., Бигеев А.М. К вопросу повышения качества отливок из высокомарганцевой стали 110Г13Л. – Томск: ТГУ, 1972. – 139 с.
- Давыдов Н.Г. Высокомарганцевая сталь. М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
- Колокольцев В.М., Долгополова Л.Б. Мулявко Н.М. Влияние химического состава на структуру и свойства хромомарганцевых аустенитных сталей // Литейные процессы. 2003. № 3. С. 31 – 36.
- Сысоев А.М., Бахметьев В.В., Колокольцев В.М. Рафинирование и модифицирование стали 110Г13Л комплексом титан-боркальций // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. № 1. С. 43 – 45.
- Цуркан Д.А., Леонтьев А.Н., Ишков А.В. Повышение конструкционной прочности стали 110Г13Л и литых деталей, используемых в специальных машинах, легированием Мо, Ni и модифицированием РЗМ // Ползуновский вестник. 2012. № 1/1. С. 334 – 336.
- 6. Nasajpour A., Kokabi A.H., Davami P., Nikzad S. Effect of molybdenum on mechanical and abrasive wear properties of coating of

as weld Hadfield steel with flux-cored gas tungsten arc welding $\prime\prime$ Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 659. P. 262 – 269.

- Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А. Выплавка высокомарганцовистой стали в дуговой сталеплавильной печи. Внепечная обработка. Сообщение 2 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 1. С. 23 – 28.
- Тэн Э.Б., Базлова Т.А., Лихолобов Е.Ю. Влияние внепечной обработки на структуру и механические свойства стали 110Г13Л // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 3. С. 26 – 28.
- Тен Э.Б., Лихолобов Е.Ю. Повышение качества отливок из стали 110Г13Л, обработанной в ковше ферросиликоалюминием и титаном // Литейщик России. 2010. № 10. С. 18 – 21.
- Mejía I., Bedolla-Jacuinde A., Pablo J.R. Sliding wear behavior of a high – Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Nb // Wear. 2013. Vol. 1 – 2. P. 590 – 597.
- Abbasi M., Kheirandish S., Kharrazi Y., Hejazi J. The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 513 – 514. P. 72 – 76.
- Park K.T., Jin K. G., Han S.H. etc. Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition // Materials Science and Engineering A. 2010. Vol. 16 – 17. P. 3651 – 3661.
- Peng X., Zhu D., Hu Z. etc. Stacking fault energy and tensile deformation behavior of high-carbon twinning-induced plasticity steels: Effect of Cu addition // Materials and Design. 2013. Vol. 45. P. 518 523.
- 14. Сильман Г.И. Сплавы системы Fe-C-Mn. Часть 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 1. С. 3 – 7.
- 15. Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Никитенко О.А., Феоктистов Н.А. Исследование влияния скорости охлаждения при кристаллизации на размер аустенитного зерна литой стали 110Г13Л// Международный научно-исследовательский журнал. 2015. № 10-2 (41). С. 28 – 31.
- 16. Чуманов И.В., Порсек М.А. О влиянии химического состава металла на режим термической обработки отливок из стали марки 110Г13Л // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2012. № 39 (298). С. 59 – 63.
- Головин Д.Д., Лосинская А.А. Рентгеноструктурный анализ стали Гадфильда после термической обработки и холодной деформации // Сб. тр. Всеросс. науч. студен. конф.: Наука. Технологии. Инновации. Новосибирск: НГТУ, 2012. С. 68 – 71.
- Новомейский Ю.Д., Лившиц В.И. Свойства и применение высокомарганцовистой аустенитной стали. – Томск: Изд-во Томского университета, 1964. – 159 с.
- 19. Колокольцев В.М., Вдовин К.Н., Чернов В.П. и др. Исследование механических и эксплуатационных свойств высокомарганцевой стали, легированной азотированным феррохромом // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2016. № 3. С. 46 54.
- 20. Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А. Исследование влияния скорости охлаждения в интервале выделения избыточных фаз на литую микроструктуру стали Гадфильда // Металлургия: технологии, инновации, качество: Тр. XIX Междунар. науч.-практич. конф., 15 – 16 декабря 2015 г. / Под ред. Е.В. Протопопова. – Новокузнецк: СибГИУ, 2015. С. 125 – 129.

Поступила 25 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 904-909.

INFLUENCE OF ALLOYING AND THERMAL TREATMENT ON ABRASIVE AND IMPACT-ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF CASTINGS PRODUCED FROM HIGH-MANGANESE STEEL

K.N. Vdovin, N.A. Feoktistov, D.A. Gorlenko, V.P. Chernov, I.B. Khrenov Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

- Abstract. In the introduction, the authors considered the main factors influencing the wear resistance of high-manganese steel and reviewed the domestic and foreign papers devoted to this problem. A conclusion was made on the basis of these materials and the research goal was set which is quite urgent for the enterprises producing and using parts made of Hadfield steel. Further, materials and research methods were considered. There is description of the materials used for processing of liquid steel, the technology of production of experimental samples from high-manganese steel, chemical composition of the alloy used as the basic one, methods and equipment used for calculation of cooling rate of the melt in the casting mold and for the investigation of wear resistance in terms of abrasive and impact-abrasive wear, equipment for hardening and thermal study. The third part of the paper contains the results of investigation of Hadfield steel alloyed with nitride ferroalloys and with complex addition alloy. The graphs show the dependence of abrasive and impact-abrasive wear resistance coefficients on different alloying schemes of the investigated steel with the selected materials. Besides, one can see how the used alloying elements influence the wear resistance of high-manganese steel under different wear conditions. The concentrations of alloying elements have been found, which provide the maximum value of abrasive and impact-abrasive wear resistance coefficient. The results of the thermal study are also given. The processes were investigated, which develop when castings from Hadfield steel are heated for hardening. The research work made it possible to define temperature ranges for such processes as separation of excess phases, dissolution of alloyed cementite in austenite, complete dissolution of phosphide eutectic and carbides of the alloying elements. Temperature ranges of the steel oxidation and decarburization processes were defined. The final part of the paper contains the conclusions of the investigation work and some recommendations aimed at improving the wear resistance of castings made of high-manganese steel for different operating conditions as well as recommendations on the temperatures of thermal treatment for these products.
- *Keywords*: high-manganese steel, nitride ferroalloys, alloying, austenite, wear resistance, excess phase, hardening.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-904-909

REFERENCES

- 1. Davydov N.G., Blagikh B.M., Bigeev A.M. *K voprosu povysheniya* kachestva otlivok iz vysokomargantsevoi stali 110G13L [Quality improvement of castings produced from high-manganese steel 110G13L]. Tomsk: TGU, 1972, 139 p. (In Russ.).
- 2. Davydov N.G. *Vysokomargantsevaya stal'* [High-manganese steel]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 176 p. (In Russ.).
- Kolokol'tsev V.M., Dolgopolova L.B. Mulyavko N.M. Influence of chemical composition on structure and properties of chromium-manganese austenitic steels. *Liteinye protsessy*. 2003, no. 3, pp. 31–36. (In Russ.).
- Sysoev A.M., Bakhmet'ev V.V., Kolokol'tsev V.M. Refining and inoculation of 110G13L steel with titanium-boron-calcium complex. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova.* 2008, no. 1, pp. 43–45. (In Russ.).
- Tsurkan D.A., Leont'ev A.N., Ishkov A.V. Improvement of structural strength of 110G13L steel and cast parts used in special vehicles by means of alloying with Mo, Ni and inoculation with rare-earth metals. *Polzunovskii Vestnik*. 2012, no. 1/1, pp. 334–336. (In Russ.).
- Nasajpour A., Kokabi A.H., Davami P., Nikzad S. Effect of molybdenum on mechanical and abrasive wear properties of coating of as weld Hadfield steel with flux-cored gas tungsten arc welding. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016, vol. 659. pp. 262–269.
- Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. High-manganese steel smelting in electric arc furnace. Ladle treatment. Report 2. *Iz-vestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, no. 1, pp. 23–28. (In Russ.).
- 8. Ten E.B., Bazlova T.A., Likholobov E.Yu. Effect of out-of-furnace treatment on the structure and mechanical properties of steel 110G13L. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015, vol. 57, no. 3-4, pp. 146–150.

- **9.** Ten E.B., Likholobov E.Yu. Improving the quality of castings produced from the 110G13L steel grade treated in the ladle furnace with aluminum ferrosilicon and titanium. *Liteishchik Rossii*. 2010, no. 10, pp. 18–21. (In Russ.).
- Mejía I., Bedolla-Jacuinde A., Pablo J.R. Sliding wear behavior of a high – Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Nb. *Wear*. 2013, vol. 1-2, pp. 590–597.
- Abbasi M., Kheirandish S., Kharrazi Y., Hejazi J. The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels. *Materials Science and Engineering A*. 2009, vol. 513–514, pp. 72–76.
- Park K.T., Jin K. G., Han S.H., Hwang S.W., Choi K., Lee C.S. Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition. *Materials Science and Engineering A*. 2010, vol. 16-17, pp. 3651–3661.
- Peng X., Zhu D., Hu Z., Yi W., Liu H., Wang M. Stacking fault energy and tensile deformation behavior of high-carbon twinninginduced plasticity steels: Effect of Cu addition. *Materials and Design.* 2013, vol. 45, pp. 518–523.
- Sil'man G.I. Alloys of the Fe-C-Mn system. Part 4. Special features of structure formation in manganese and high-manganese steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2006, vol. 48, no. 1-2, pp. 3–8.
- Vdovin K.N., Gorlenko D.A., Nikitenko O.A., Feoktistov N.A. Influence of the cooling rate during crystallization on the size of austenitic grain of cast 110G13L steel. *Mezhdunarodnyi nauchnoissledovatel'skii zhurnal*. 2015, no. 10-2 (41), pp. 28–31. (In Russ.).
- Chumanov I.V., Porsek M.A. Influence of chemical composition of metal on thermal treatment mode of castings produced from 110G13L steel. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta*. *Seriya: Metallurgiya*. 2012, no. 39 (298), pp. 59–63. (In Russ.).
- 17. Golovin D.D., Losinskaya A.A. X-ray crystallography of Hadfield steel after thermal treatment and cold deformation. In: *Sbornik trudov Vserossiiskoi nauchnoi studencheskoi konferentsii: Nauka. Tekhnologii. Innovatsii* [Proceedings of All-Russian Sci. Student Conf.: Science. Technology. Innovations]. Novosibirsk: NGTU, 2012, pp. 68–71. (In Russ.).
- Novomeiskii Yu.D., Livshits V.I. Svoistva i primenenie vysokomargantsovistoi austenitnoi stali [Properties and application of high-manganese austenitic steel]. Tomsk: izd-vo Tomskogo universiteta, 1964, 159 p. (In Russ.).
- Kolokol'tsev V.M., Vdovin K.N., Chernov V.P., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. Investigation of mechanical and performance characteristics of high-manganese steel alloyed with nitride ferrochromium. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova.* 2016, no. 3, pp. 46–54. (In Russ.).
- Vdovin K.N., Gorlenko D.A., Feoktistov N.A. Influence of the cooling rate in the range of excess phase separation on cast microstructure of Hadfield steel. In: *Metallurgiya: tekhnologii, innovatsii, kachestvo: trudy XIX Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, 15–16 dekabrya 2015 g.* [Metallurgy: Technologies, Innovations, Quality: Proceedings of 19th Int. Sci.-Pract. Conf., December 15-16, 2015]. Protopopov E.V. ed. Novokuznetsk: SibGIU, 2015, pp. 125-129. (In Russ.).
- *Acknowledgements*. The research was financially supported by the grant of the Russian Science Foundation (project no. 15-19-10020).

Information about the authors:

K.N. Vdovin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Technology of Metallurgy and Foundry Processes" (kn.vdovin@gmail.com) N.A. Feoktistov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Technology of Metallurgy and Foundry Processes"

D.A. Gorlenko, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair "Technology of Metallurgy and Foundry Processes"

V.P. Chernov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Technology of Metallurgy and Foundry Processes"

I.B. Khrenov, MA Student of the Chair "Technology of Metallurgy and Foundry Processes"

Received April 25, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 910 – 918. © 2017. Лобанов М.Л., Бородина М.Д., Данилов С.В., Пышминцев И.Ю., Струин А.О.

УДК 669.14-176 + 669.15-194.2 + 669.017.3

ТЕКСТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ*

Лобанов М.Л.¹, д.т.н., профессор кафедры «Термообработка и физика металлов» (<u>m.l.lobanov@urfu.ru</u>) Бородина М.Д.¹, магистрант кафедры «Термообработка и физика металлов» Данилов С.В.¹, аспирант кафедры «Термообработка и физика металлов» Пышминцев И.Ю.², д.т.н., профессор, генеральный директор Струин А.О.², к.т.н., заведующий лабораторией прочности и сварки труб

> ¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19) ² ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

> > (454139, Россия, Челябинск, ул. Новороссийская, 30)

Аннотация. Методом ориентационной микроскопии (EBSD) были исследованы структурно-текстурные состояния малоуглеродистой низколегированной трубной стали марки, близкой к 06Г2МБ, после контролируемой термомеханической обработки (thermo-mechanical controlled processing – ТМСР) и термических обработок: нагрев до 1000 °C с последующими закалкой в воду, изотермической закалкой с выдержкой при 300 °С и медленным охлаждением в печи. Все термические обработки включали двойную фазовую перекристаллизацию: $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{u}$, где а, – мартенсит, бейнит или феррит соответственно. Текстура, полученная после ТМСР, была сформирована в основном двумя сильными рассеянными ориентировками из {112}<110> и двумя более слабыми рассеянными ориентировками, близкими к {110}<223>. Показано, что, несмотря на двойную фазовую перекристаллизацию, основные кристаллографические ориентировки бейнита после ТМСР и после изотермической закалки совпадают. Это свидетельствует о наличии в материале некого механизма структурно-текстурной наследственности. Полученные в результате других термических обработок структуры, как мартенсит, так и феррит, также характеризовались наличием сложных многокомпонентных, но при этом четко выраженных текстур. Часть основных текстурных компонент мартенсита и феррита совпадали с бейнитными. Для всех структур после различных термических обработок общим является характер спектра высокоугловых границ с наиболее выраженными границами решетки совпадающих узлов (РСУ): Σ3, Σ11, Σ25b, Σ33c Σ41c. Показано, что ориентировки, составляющие текстуры всех полученных структур, связаны с основными ориентациями деформированных аустенитных зерен, сформированных в результате горячей прокатки при ТМСР, ориентационными соотношениями (ОС), промежуточными между ОС Курдюмова-Закса и ОС Нишиямы-Вассермана. Во всех случаях факт ориентационной связи компонент текстур исходного состояния материала и структур, полученных в результате термических обработок, объяснен началом реализации фазовых превращений (как сдвиговых, так и диффузионных) на кристаллографически обусловленных (в том числе специальных) границах, близких к границам РСУ Σ3 и Σ11.

Ключевые слова: трубные стали, контролируемая термомеханическая обработка, бейнит, мартенсит, феррит, ориентационная микроскопия, текстура, ориентационные соотношения, специальные разориентации, специальные границы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-910-918

Технология контролируемой термомеханической обработки (контролируемая прокатка с последующим ускоренным охлаждением, thermo-mechanical controlled processing (TMCP) [1-3]) малоуглеродистых низколегированных сталей поднялась в России на новый уровень с запуском специализированных прокатных станов 5000 на ПАО «Северсталь», ОАО «Выксунский металлургический завод» (ВМЗ) и ПАО «Магнито-горский металлургический комбинат» (ММК) [4-6]. ТМСР позволяет производить толстые листы, в том числе для магистральных трубопроводов, с заданными уникальными сочетаниями прочности, пластичности, хладостойкости и свариваемости за счет большой вариабельности как получаемых в стали сочетаний фер-

ритных, бейнитных и мартенситных структур, так и их морфологических характеристик [4 – 11].

Также следует отметить, что применение современного оборудования для ТМСР, как технологии, позволяющей достаточно жестко выдерживать параметры обработки, потребовало уточнения для применявшихся ранее сталей, температурных интервалов фазовых превращений и дозированного введения в химические композиции карбидообразующих элементов [12 – 14]. Последнее, за счет выделений труднорастворимых карбидов NbC выше определенной температуры, предотвращает рекристаллизацию аустенита при чистовой прокатке, способствуя тем самым диспергированию структуры при фазовых превращениях в процессе ускоренного охлаждения [15].

Важным фактором, который необходимо учитывать при производстве и аттестации прокатанных листов,

^{*} Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006.

а также изготовлении и эксплуатации труб, является анизотропия прочностных и пластических свойств, обусловленная кристаллографической и морфологической текстурами [16]. Возникновение и развитие текстуры происходит на стадии изготовления изделия при направленных деформационных и термических воздействиях на материал [17]. Учет закономерностей формирования текстуры позволяет оптимизировать процессы производства материалов за счет рационального выбора температурно-временных и деформационных интервалов технологических операций [18].

В работах [19 – 22] показано, что существенную роль в процессах разрушения листов трубных сталей играет не интегральная текстура изделия, а одна из ее слабых компонент – (001)[110]. Для развития трещины важным является наличие достаточно протяженных областей с соответствующей ориентировкой по своей длине, превышающей критический размер трещины.

При ТМСР формирование текстуры происходит в основном в результате двух последовательно реализованных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении. За счет реализации определенных напряженно-деформационных условий при контролируемой изотермической прокатке с большой степенью обжатия (более 90 %) по всей толщине листа формируется структура, состоящая из вытянутых в направлении прокатки деформированных аустенитных зерен. Они характеризуются наличием стабильных для ГЦК-решетки девяти ориентировок, а именно: (011)[100], две из {011}<211>, две из {011}<111</td>

Сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение должно происходить с выполнением определенных ориентационных соотношений (ОС) Нишиямы-Вассермана (Н-В) или Курдюмова-Закса (К-З). В результате сдвиговых фазовых превращений и отсутствия ограничений на места зарождения новой фазы, при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении из одной ориентировки аустенита может возникать 12 (при выполнении ОС Н-В) или 24 (при выполнении ОС К-З) ориентировок аустенита [24 – 29].

Таким образом, общее число возникших в результате ТМСР ориентировок феррита может составить величину, несколько меньшую 9×12 или 9×24 . Последнее связано с тем, что в силу кубической симметрии системы часть возникающих ориентировок будет совпадать. Очевидно, что при реализации подобного процесса невозможно существование какой-либо выраженной текстуры в материале, претерпевшем сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Однако исследования листов трубных сталей, прошедших ТМСР, показывают наличие выраженной текстуры [30, 31].

Появление ограниченного числа ориентировок в результате сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, в материале с исходно сложной многокомпонентной текстурой, предполагает наличие неких структурных факторов,

существенно ограничивающих возникновение всех возможных ориентаций кристаллитов при фазовой перекристаллизации [32].

Данная работа посвящена исследованию особенностей формирования структурно-текстурных состояний (бейнит, мартенсит, феррит) в листовой малоуглеродистой низколегированной трубной стали, полученной контролируемой термомеханической обработкой после различных термических обработок (изотермическая закалка, закалка, полный отжиг), включающих двойную фазовую перекристаллизацию $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$.

В качестве материалов для исследований использовались образцы листовой малоуглеродистой низколегированной трубной стали 06Г2МБ следующего химического состава, % (по массе): 0,056 С; 1,7 Мп; ~0,05 Nb; ~0,05 Мо (остальное Fe и неизбежные примеси) с преимущественно бейнитной структурой после контролируемой термомеханической обработки, характеризовавшиеся в пределах класса прочности (К65) близкими уровнями механических свойств ($\sigma_{0,2}$ в направлении деформации ~575 – 585 Н/мм²).Температура конца изотермической горячей прокатки при ТМСР была близка к температуре Ac_3 для данной стали (~830 °C).

Образцы подвергались термическим обработкам в лабораторных муфельных печах и печах-ваннах. Аустенитизацию осуществляли при 1000 °С, после чего образцы охлаждали с различной скоростью. Для получения преимущественно мартенситной микроструктуры проводили закалку в воду. Для получения бейнитной глобулярной морфологии образцы переносили в соляную ванну с температурой 300 °С на 30 мин с последующей закалкой в воду. Для получения преимущественно ферритной микроструктуры охлаждение проводили с печью до комнатной температуры (более суток).

Из полученных образцов были приготовлены металлографические шлифы на плоскости НП-НН, где НП – направление прокатки при ТМСР; НН – направление нормали к плоскости прокатки.

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводилось на растровом микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxsford Instruments. Шаг сканирования 0,1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки не более $\pm 1^{\circ}$ (в среднем $\pm 0,6^{\circ}$). Малоугловые границы (МУГ) между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2 до 15°: толщина границ на рисунках 1 пиксель. При разориентациях ≥15° проводились высокоугловые границы (ВУГ): толщина границ на рисунках 2 пикселя. Исследование текстуры проводилось с использованием построения функций распределения ориентировок (ФРО). Анализ специальных границ между отдельными зернами осуществлялся построением их на ориентационных картах с учетом заложенного в программное обеспечение стандартного критерия Брендона $\pm \Delta \Theta$. Для каждой границы он составляет конкретную величину: $\Delta \Theta = \frac{15^{\circ}}{(\Sigma n)^{1/2}}$, где Σn – количество совпадающих узлов

при наложении трехмерных кристаллических решеток.

При анализе ориентировок в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением горячей прокатки при ТМСР (X $\|$ HП), нормалью к ее плоскости (Y $\|$ HH) и перпендикулярным им направлением (Z $\|$ ПН), которое совпадает с осью валков, так что все три направления образуют правую тройку векторов.

В образцах после ТМСР с бейнитной структурой фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в НП, толщиной 5-30 мкм. Данные области соответствовали деформированным в результате контролируемой прокатки зернам аустенита, которые приобрели в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения структуру бейнита. Предположительно, сохранение размеров областей, соответствующих исходным зернам аустенита, связано с формированием дисперсных карбидов на границах в процессе горячей деформации. Данная структура была сильно фрагмен-

тированной, состоящей из кристаллитов размером 0,5 – 5,0 мкм, несколько вытянутых (от 1:1 до 5:1) под углами порядка 0, 30 и 90° к НП (рис. 1, *a*). Также бейнитная структура характеризовалась наличием большого числа мелких округлых кристаллитов, по-видимому соответствующих областям ранее существовавшего аустенита, в которых $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализовывалось в последнюю очередь.

Исследование методом EBSD выявило, что текстура всех образцов в основном состояла из одних и тех же рассеянных компонент: две сильно выраженные ориентировки из {112}<110>, две слабые ориентировки из {110}<223> и слабая ориентировка (001)[110] (рис. 2, *a*). Основные ориентировки были представлены сравнительно однородными областями, состоящими из кристаллитов, отделенных друг от друга малоугловыми границами. Спектр межкристаллитных границ содержал практически все возможные по углам разориентации границы (рис. 3, *a*). Следствием последнего явилась фиксация всех возможных специальных границ с заметной выделенностью границ типа Σ 3, Σ 9, Σ 7, Σ 11 (рис. 3, *b*).

После изотермической закалки структура была сравнительно однородной, состоящей из кристаллитов размерами от 2 до 10 мкм, характеризующихся фор-



Рис. 1. Микроструктура стали 06Г2МБ после ТМСР и различных термических обработок в виде ориентационных карт (EBSD) с НП: *a* – после ТМСР (бейнит); *b* – после изотермической закалки (бейнит); *b* – после закалки (мартенсит); *c* – после полного отжига (феррит)

Fig. 1. Microstructure of 06G2MB steel in the form of orientation maps (EBSD) RD after TMCP and various heat treatments: a – after TMCP (bainite); δ – after isothermal hardening (bainite); e – after quenching (martensite); ∂ – after full annealing (ferrite)



Рис. 2. Текстура в виде ФРО стали 06Г2МБ после ТМСР и различных термических обработок (все «стандартные» сечения пространства углов Эйлера):

a – c – сечения пространства углов Эйлера при φ = 0° и φ₂ = 45°; d – стандартные сетки для сечений ФРО при φ = 0° и φ₂ = 45°
 с нанесением идеальных ориентировок в виде элементарных кристаллографических ячеек (вид с ПН); a – после ТМСР (бейнит);
 б – после изотермической закалки (бейнит); s – после закалки (мартенсит); c – после полного отжига (феррит)

Fig. 2. Texture in the form ODF in 06G2MB steel after TMCP and various heat treatments (all "standard" sections of the space of the Euler angles); a - c - section of the space of the Euler angles at $\varphi = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$; ∂ - standard grid for sections ODF at $\varphi = 0^\circ$ and $\varphi_2 = 45^\circ$ with the application of the ideal orientations in the form of elementary crystallographic cell (view from TD); a - after TMCP (bainite); δ - after isothermal hardening (bainite); ϵ - after quenching (martensite); c - after full annealing (ferrite)

мами от округлых до вытянутых. Большинство кристаллитов были отделены друг от друга МУГ (рис. 1, δ). Текстура бейнита характеризовалась следующими компонентами: две сильные, близкие к {112}<110>, отклоненные от идеальной ориентировки по углу Эйлера φ_1 на 10°, и набора более слабых двойных ориентировок из семейств {011}<311>, {023}<332>, {011}<322>, {011}<111>, {113}<110>, {331}<233> (рис. 2, δ). Интересно отметить существенное изменение в спектрах межкристаллитных границ в «превращенном» бейните по сравнению с исходной бейнитной структурой до термической обработки. Все ВУГ сосредоточены в углах разориентации от 49 до 60° (рис. 3, ϵ). В спектре специальных границ заметное преимущество приобрели Σ 3, Σ 11, Σ 17*b*, Σ 25*b*, Σ 29*b*, Σ 33*c*, Σ 41*c* (рис. 3, ϵ).

В случае закалки фиксировалась характерная для мартенсита пакетная структура, состоящая из чередую-

щихся реек толщиной от 2 до 10 мкм и длиной от 2 до 50 мкм (<u>рис. 1, 6</u>). Текстура представлена сильными компонентами – две из {110}<113> и более слабыми – по две из {112}<110>, {001}<110>, {023}<132>. Спектр межкристаллитных границ в целом соответствовал зафиксированному для бейнитной структуры, но в отличие от него, появились МУГ с разориентацией 10 – 18°. В спектре специальных границ исчезли все границы, кроме Σ_3 , Σ_{11} , Σ_{17b} , Σ_{25b} , Σ_{33c} , Σ_{41c} .

Ферритная структура, сформированная в результате медленного охлаждения, состояла из сравнительно крупных в основном равноосных зерен размерами от 10 до 30 мкм, отделенных друг от друга ВУГ с углами разориентации $50 \pm 1^{\circ}$ и $60 \pm 1^{\circ}$. Текстура феррита была представлена двумя сильными компонентами, близкими к {001}<230>, отвернутыми на 10° по углу Эйлера, и набором более слабых двойных ориентировок



Рис. 3. Спектры межкристаллитных границ (*a*, *b*, *d*, *ж*) и специальных границ (*б*, *c*, *e*, *з*), полученные методом EBSD, в структуре стали 06Г2МБ после ТМСР и различных термических обработок; *a*, *б* – после ТМСР (бейнит); *b*, *c* – после изотермической закалки (бейнит); *d*, *e* – после закалки (мартенсит); *ж*, *з* – после полного отжига (феррит)

Fig. 3. Spectra of grain boundaries $(a, \varepsilon, \partial, \mathcal{H})$ and of special boundaries $(\delta, \varepsilon, e, \beta)$ obtained by EBSD method in microstructure of 06G2MB steel after TMCP and various heat treatments; a, δ – after TMCP (bainite); ε, ε – after isothermal hardening (bainite); π, ε – after quenching (martensite); \mathcal{H}, β – after full annealing (ferrite)

из {221}<232>, {111}<112>, {332}<113> и {001}<110>, отклоненных на 10° по углу Эйлера (<u>рис. 2, 2</u>). Спектр специальных границ в целом повторяет спектр бейнита (<u>рис. 3, ж, 3</u>).

Таким образом, малоуглеродистая низколегированная сталь с бейнитной структурой и выраженной кристаллографической текстурой после ТМСР была подвергнута различным ТО, при которых в материале дважды происходило фазовое превращение: $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ или $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. В результате ТО во всех структурах (бейнит, мартенсит, феррит), вне зависимости от механизма превращения при охлаждении (сдвигового или диффузионного), были получены текстуры, отличные по основным ориентировкам друг от друга.

Анализ кристаллографической взаимосвязи компонент текстуры в структурах, полученных после ТМСР и после термических обработок показывает, что все они могут быть получены в соответствие с промежуточными между ОС К-З и Н-В из основных ориентировок текстуры прокатанного аустенита: {112}<111>, {110}<111>,{110}<112>, {110}<001>.

Отметим, что основные ориентировки бейнита после ТМСР и после ТО совпадают. Последнее предполагает реализацию в материале определенной текстурной наследственности – основные компоненты текстуры аустенита (стабильные ориентировки при деформации ГЦК-решетки [23]) трансформируются в дискретный набор ориентировок бейнита при ТМСР. При последующем нагреве ориентировки бейнита трансформируются в текстуру аустенита, совпадающую с текстурой γ-фазы при ее изотермической деформации (при ТМСР). Изотермическая закалка восстановленного аустенита приводит к формированию бейнитной структуры с присущим ей набором компонент текстуры.

По-видимому, подобного рода текстурная наследственность, но с вариациями, связанными с механизмами фазовых превращений, имела место как при закалке на мартенсит, так и при полном отжиге, в результате которого формировался равновесный феррит. Подобный механизм эволюции текстуры при фазовых превращениях предполагает наличие в структуре материала после ТМСР (точнее, после горячей деформации) неких факторов, ответственных за наследственность. Подобным фактором могут служить сформированные при горячей деформации специальные границы $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$ между деформированными аустенитными зернами, относительное расположение которых в структуре материала дополнительно зафиксировано выделениями карбидных фаз [19].

Использование кристаллографически обусловленных границ (в том числе специальных) в качестве носителей структурно-текстурной наследственности представляется вполне оправданным. Только для подобных границ возможно описание их движения на уровне скольжения и переползания дислокаций. Также, наличие и движение специальных границ достаточно просто объясняет формирование и развитие локальных текстур в поликристаллических материалах в процессах структурных превращений [32, 33]. Формированию специальных границ должно предшествовать возникновение специальных разориентаций кристаллической решетки двух соседних зерен - взаимных расположений двух кристаллических решеток, совмещенных в общем узле, при некоторых дискретных поворотах которых возникает трехмерная решетка совпадающих узлов. Отметим, что возникновение специальной разориентации между кристаллическими решетками соседствующих зерен еще не означает наличие между ними специальной границы. Однако при нахождении системы в области достаточно высоких температур возможно ожидать перестройку ВУГ общего типа в специальную границу, как в более энергетически устойчивый объект, за счет протекания процессов скольжения и переползания окружающих границу дислокаций на небольшие расстояния, т. е. полигонизации. Важно отметить, что метод ориентационной микроскопии за счет измерения кристаллогеометрических параметров выявляет именно специальные разориентации, а не специальные границы.

В работе [34] показано, что формирование зародышей сдвигового превращения существенно облегчается на границах двойников, как деформации, так и рекристаллизации, т. е. когда данное зарождение происходит на специальной границе Σ 3. Следует подчеркнуть, что в алюминии, имеющем ГЦК-решетку, согласно как теоретическим расчетам, так и экспериментальным наблюдениям, специальные границы Σ 3 и Σ 11 обладают минимальной поверхностной энергией [35], т. е. могут являться подложками для зародышей новой фазы или нового зерна [33].Также отметим, что специальные границы вблизи температуры фазового перехода могут являться источником дислокаций превращения.

Возможна ситуация, когда граница между аустенитными зернами, находящимися в данных разориентациях, после завершения горячей деформации (но до начала контролируемого охлаждения) превратится в специальную границу. Предположительно, в этом случае трансформация решетки при формировании первых зародышей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения может реализоваться не в пределах одного аустенитного зерна, а одновременно в соседних зернах, разделенных кристаллографически обусловленной границей. В результате будут образованы однородные области ферритных кристаллов, связанных двойниковой разориентацией (или близкой к ней).

Важно подчеркнуть, что возникшие в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения парные ориентировки α -фазы также связаны между собой специальными ориентациями $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$. Таким образом, если все последующие фазовые превращения в данном материале будут начи-

наться на специальных границах, соответствующих данным специальным разориентациям, то становится вполне очевидной текстурная наследственность, которая в действительности сводится к сохранению при каждом фазовом переходе одних и тех же специальных разориентаций.

Отметим, что в спектрах специальных границ, зафиксированных во всех структурах, полученных после термических обработок, наиболее сильно выраженными являются $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. В работе [36] показано, что появление данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения в соответствие с ОС промежуточными между ОСК-3 и Н-В. Подобные спектры специальных границ были также зафиксированы в мартенсите низкоуглеродистой трубной стали [37]. Достаточно удивительным является появление подобного набора специальных границ между зернами феррита, сформировавшимися по диффузионному механизму. Можно предположить, что образование зародышей феррита при диффузионном γ → α-превращении происходит по сдвиговому механизму, т. е. является ориентированным.

Интересно отметить, что специальная граница $\Sigma 25b$ в мартенситной структуре, полученной в данной работе, была зафиксирована между пакетами, образовавшимися в пределах одного аустенитного зерна, но при этом характеризующимися разными поворотными осями. Последнее является доказательством того, что сдвиговое фазовое превращение реализуется либо в соответствие с ОС Н-В, либо в соответствие с промежуточными ОС [36]. Также представляется важным, что интенсивность специальной границы Σ3 является наибольшей как в мартенситной, так и в других структурах. Проведенная в данной работе ориентационная микроскопия мартенситной структуры показывает, что граница Σ3 в основном является внутри пакетной, т. е. часто фиксируется между параллельными рейками, принадлежащими одному пакету. По-видимому, данный факт свидетельствует о том, что мартенсит в пакете образуется не в виде отдельных реек со случайными ориентациями из шести возможных [24 – 26, 34], а в виде пар реек, находящихся в двойниковой разориентации.

Выводы. Установлено, что в образцах малоуглеродистой низколегированной трубной стали со структурой, сформированной в результате ТМСР, при их дальнейшей термической обработке наблюдается выраженная текстурная наследственность. При термических обработках стали, включающих двойную фазовую перекристаллизацию $\alpha_{\text{бейнит}} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{\text{TO}}$, где α_{TO} – ОЦК фаза, сформированная при переохлаждении до различных интервалов температур с образованием преимущественно микроструктур мартенсита, бейнита или феррита, во всех структурах наблюдаются сложные многокомпонентные текстуры. Ориентировки, составляющие данные текстуры, связаны с основными компонентами текстуры прокатанного при ТМСР аустенита ориентационными соотношениями, промежуточными между ОС Курдюмова-Закса и ОС Нишиямы-Вассермана. Во всех случаях факт ориентационной связи компонент текстур объяснен началом реализации фазовых превращений (как сдвиговых, так и диффузионных) на кристаллографически обусловленных (в том числе специальных) границах, близких к Σ3 и Σ11.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Endo S., Nakata N. Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and high performance steel in JFE Steel // JFE Technical Report. 2015. No. 20. P. 1 – 7.
- Zhao M.-Ch., Yang K., Shan Y. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel // Materials Science and Engineering A. 2002. Vol. 335. P. 14 – 20.
- Liang X.J., Hua M.J., Garcia C.I., DeArdo A.J. The Thermomechanical Controlled Processing of High-Strength Steel Plate: A New View of Toughness Based on Modern Metallography // Materials Science Forum. 2013. Vol. 762. P. 38 – 46.
- Настич С.Ю., Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю. и др. Освоение производства на стане 5000 ОАО «ММК» толстолистового проката из низколегированных сталей с повышенными характеристиками прочности и хладостойкости // Металлург. 2011. № 11. С. 57 –64.
- Морозов Ю.Д., Голи-Оглу Е.А., Настич С.Ю. и др. Разработка режимов ТМО низкоуглеродистой микролегированной стали на стане 5000, обеспечивающих высокую хладостойкость толстолистового проката // Сталь. 2012. № 2. С. 81 – 85.
- Ильинский В.И., Степанов П.П., Эфрон Л.И. и др. Опыт освоения производства толстого листа категории прочности SAWL 450 для глубоководных труб на стане 5000 ОАО «Выксунский металлургический завод» // Металлург. 2014. № 1. С. 59 62.
- Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю., Чевская О.Н. Обеспечение повышенного комплекса свойств проката для труб большого диаметра на основе формирования ферритно-бейнитной микроструктуры стали // Металлург. 2008. № 1. С. 41 – 46.
- Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Арабей А.Б. и др. Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой // Металлург. 2008. № 8. С. 39 – 42.
- Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Кичкина А.А., Лясоцкий И.В. Исследование микроструктуры микролегированной ниобием трубной стали после различных режимов контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 3. С. 44 – 49.
- Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А. и др. Сопротивление сталей класса прочности X80 распространению вязких трещин в магистральных газопроводах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 9. С. 3 – 8.
- Эфрон Л.И., Морозов Ю.Д., Голи-Оглу Е.А. Влияние режимов контролируемой прокатки на измельчение структуры и комплекс механических свойств низкоуглеродистых микролегированных сталей // Сталь. 2011. № 5. С. 67 – 72.
- Хулка К., Петерс П., Хайстеркамп Ф. Тенденции разработки сталей для труб большого диаметра // Сталь. 1997. № 10. С. 62 – 67.
- Столхейм Д.Дж. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I // Металлург. 2013. № 11. С. 53 – 66.
- 14. Sabirov I., De Diego-Calderón I., Molina-Aldareguia J.M. etc. Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties // Materials Science & Engineering A. 2016. Vol. 657. P. 136 – 146.
- 15. Частухин А.В., Рингинен Д.А., Хадеев Г.Е., Эфрон Л.И. Кинетика статической рекристаллизации аустенита микролеги-

рованных ниобием трубных сталей // Металлург. 2015. № 12. С. 33 – 38.

- 16. Кичкина А.А., Матросов М.Ю., Эфрон Л.И. и др. Влияние структурной анизотропии ферритно-бейнитной трубной стали на механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб // Металлург. 2010. № 12. С. 33 – 39.
- Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч П. Деформация. М.: Изд-во МИСИС, 1997. – 527 с.
- Беляевских А.С., Лобанов М.Л., Русаков Г.М. и др. Улучшение технологии производства сверхтонкой электротехнической анизотропной стали // Сталь. 2015. № 12. С. 63 – 67.
- 19. Пышминцев И.Ю., Струин А.О., Гервасьев А.М. и др. Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой // Металлург. 2016. № 4. С. 57 – 63.
- Pyshmintsev I.Yu., Gervasyev A.M., Petrov R.H. etc. Crystallographic texture as a factor enabling ductile fracture arrest in high strength pipeline steel // Materials Science Forum. 2012. Vol. 702 – 703. P. 770 – 773.
- Mohtadi-Bonab M.A., Eskandari M., Szpunar J.A. Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking // Materials Science & Engineering A. 2014. Vol. 620. P. 97 – 106.
- 22. Данилов С.В., Струина Е.Р., Бородина М.Д. Причина формирования расщеплений при разрушении трубных сталей, изготовленных методом ТМСР // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 3. С. 247 249.
- **23.** Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship between rolling textures and shear textures in F.C.C. and B.C.C. metals // Acta metall. mater. 1994. Vol. 42. No. 3. P. 879 886.
- 24. Андреев Ю.Г., Зайкова Е.И., Штремель М.А. Границы и субграницы в пакетном мартенсите // Физика металлов и металловедение. 1990. № 3. С. 161 – 167.
- 25. Счастливцев В.М., Блиндт Л.Б., Родионов Л.П. и др. Структура пакетного мартенсита в конструкционных сталях // Физика металлов и металловедение. 1988. Т. 66. № 4. С. 759 – 769.
- 26. Нестерова Е.В., Рубцов А.С., Рыбин В.Р., Золоторевский Н.Ю. Большеугловые границы, возникающие при фазовых превращениях // Поверхность. Физика, химия, механика. 1982. № 5. С. 30 – 35.
- Gong W., Tomota Y., Paradowska A.M. etc. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel // Acta Materialia. 2013. No. 61. P. 4142 – 4154.
- 28. Счастливцев В.М. Особенности структуры и кристаллографии реечного мартенсита конструкционных сталей // Металлы. 2001. № 5. С. 32 – 41.
- **29.** Pereloma E.V., Al-Harbi F., Gazder A.A. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 615. P. 96 110.
- Ray R.K., Jonas J. J. Transformation textures in steels // International Materials Reviews. 1990. Vol. 35. P. 1 – 36.
- Hutchinson B., Ryde L., Lindh E., Tagashira K. Texture in hot rolled austenite and resulting transformation products // Materials Science and Engineering A – Structural materials properties microstructure and processing. 1998. Vol. 257. No. 1. P. 9 – 17.
- 32. Лобанов М.Л., Данилов С.В., Струин А.О. и др. Структурная и текстурная наследственность при γ↔α превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2016. Т. 16. № 2. С. 46 – 54.
- 33. Русаков Г.М., Лобанов М.Л., Редикульцев А.А., Беляевских А.С. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe-3%Si // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 8. С. 827 838.
- 34. Nakada N., Ito H., Matsuoka Y. etc. Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. P. 895 – 903.

- **35.** Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004. 557 p.
- 36. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. и др. Исследование специальных разориентаций в реечном мартенсите низкоуглеродистой стали методом ориентационной микроскопии // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. № 3. С. 266 – 271.
- 37. Степанов А.И., Ашихмина И.Н., Сергеева К.И. и др. Особенности формирования структуры и комплекса механических свойств трубной низколегированной Сг-Мо-V-стали после аустенитизации в межкритическом интервале температур // Сталь. 2014. № 6. С. 86 90.

Поступила 21 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 910-918.

TEXTURAL HEREDITY AT PHASE TRANSFORMATIONS IN LOW-CARBON LOW-ALLOY PIPE STEEL AFTER CONTROLLED THERMOMECHANICAL PROCESSING

M.L. Lobanov¹, M.D. Borodina¹, S.V. Danilov¹, I.Yu. Pyshmintsev², A.O. Struin²

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

² Russian Scientific Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk, Russia

- Abstract. The orientation microscopy (EBSD) was used for studying of the structural and textural states of the low-carbon low-alloy pipe steel close to 06G2MB after the thermomechanical controlled processing (TMCP) and subsequent thermal treatments - heating up to 1000 °C followed by: 1) water quenching; 2) isothermal quenching with holding at 300 °C; 3) slow cooling in a furnace. All heat treatments included double phase recrystallization: $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{N}$ (where α_{N} is martensite, ferrite or bainite, respectively). The texture obtained after TMCP, was formed mainly by two strong orientations {112}<110> and two weaker orientations close to {110}<223>. It was shown that despite dual phase recrystallization the main crystallographic orientations of bainite after TMCP and after isothermal quenching are consistent with each other. This indicates some mechanism of structure and texture heredity within the material. The structures obtained through other thermal treatments, martensite and ferrite, were also characterized by complex multi-textures. Part of the basic textural components of martensite and ferrite were the same as in case of bainite. All structures after various thermal treatments have common spectrum of high angle boundaries with the most pronounced boundaries of the coincidence site lattice (CSL): Σ 3, Σ 11, Σ 25*b*, Σ 33*c*, Σ 41*c*. It has been demonstrated that the orientations inside textures of all obtained structures are associated with the major orientations of the strained austenite grains formed as a result of hot rolling during TMCP and the orientation relationships (ORs) that are intermediate between ORs of Kurdyumov-Sachs and Nishiyama-Wasserman. In all cases, the fact of correspondence between orientation bonds of textures in initial and all resulting states is explained through a selective initiation of phase transformations (both shear and diffusion) on crystallographic (including special) boundaries close to the CSL boundaries $\Sigma 3$ and $\Sigma 11$.
- *Keywords*: pipe steel, thermo-mechanical controlled processing, bainite, martensite, ferrite, orientation microscopy, texture, orientation ratio, CSL orientation, CSL boundaries.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-910-918

REFERENCES

- Endo S., Nakata N. Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and high performance steel in JFE Steel. *JFE Technical Report*. 2015, no. 20, pp. 1–7.
- 2. Zhao M.-Sh., Yang K., Shan Y. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. *Materials Science and Engineering A*. 2002, vol. 335, pp. 14–20.
- 3. Liang X.J., Hua M.J., Garcia C.I., DeArdo A.J. The Thermomechanical Controlled Processing of High-Strength Steel Plate: A New

View of Toughness Based on Modern Metallography. *Materials Science Forum*. 2013, vol. 762, pp. 38–46.

- Nastich S.Yu., Morozov Yu.D., Matrosov M.Yu., Denisov S.V., Galkin V.V., Stekanov P.A. Assimilation of production in an MMK 5000 mill of thick rolled sheet from low-alloy steels with improved strength and cold resistance properties. *Metallurgist*. 2012, vol. 55, no. 11-12, pp. 810–818.
- Morozov Yu.D., Goli-Oglu E.A., Nastich S.Yu., Denisov S.V., Stekanov P.A. Thermomechanical treatment of microalloyed lowcarbon steel at a 5000 mill for the production of cold-resistant thick strip. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 2, pp. 171–176.
- Il'inskii V.I., Stepanov P.P., Efron L.I., Golovin S.V., Geier V.V., Matrosov M.Y., Goli-Oglu E.A., Talanov O.P. Experience of mastering plate production of strength category sawl 450 for deep-water pipes at the vyksa metallurgical plant 5000 mill. *Metallurgist*. 2014, vol. 58, no. 1, pp. 38–42.
- Morozov Yu.D., Nastich S.Yu., Matrosov M.Yu., Chevskaya O.N. Obtaining high-quality properties of rolled material for large-diameter pipes based on formation of ferrite-bainite-diameter pipes based on formation of ferrite-bainite microstructure. *Metallurgist*. 2008, vol. 52, no. 1–2, pp. 21–28.
- Morozov Yu.D., Matrosov M.Yu., Nastich S.Yu., Arabei A.B. New generation of high-strength tube steels with a ferrite-bainite structure. *Metallurgist*. 2008, vol. 52, no. 7–8. pp. 450–456.
- Matrosov M.Yu., Efron L.I., Kichkina A.A., Lyasotskii I.V. A study of the microstructure of niobium-microalloyed pipe steel after different modes of controlled rolling with accelerated cooling. Metal *Science and Heat Treatment*. 2008, vol. 50, No. 3–4. pp. 136–141.
- Arabei A.B., Pyshmintsev I.Y., Shtremel' M.A., Glebov A.G., Struin A.O., Gervas'ev A.M. Resistance of X80 steel to ductile-crack propagation in major gas lines. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 9, pp. 719–724.
- Efron L.I., Morozov Yu.D., Goli-Oglu E.A. Influence of controlled rolling on the structure and mechanical properties of lowcarbon microalloy steel. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 5, pp. 434–439.
- Hulka K., Peters P., Haisterkamp F. Trends in the development of large-diameter pipe steels. *Steel in Translation*.1997, vol. 27, no. 10, pp. 64–70.
- Stolheim D.J. Modern alloy designs and production practice for today's high strength oil and gas transmission line pipe steels. Part I. *Metallurg*. 2013, no. 11, pp. 53–66. (In Russ.).
- Sabirov I., De Diego-Calderón I., Molina-Aldareguia J.M., Föjer C., Thiessen R., Petrov R.H. Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties. *Materials Science & Engineering A*. 2016, vol. 657, pp. 136–146.
- Chastukhin A.V., Ringinen D.A., Khadeev G.E., Efron L.I. Kinetics of the static recrystallization of austenite of niobium-microalloyed pipe steels. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, no. 11, pp. 1180–1187.
- Kichkina A.A., Matrosov M.Yu., Efron L.I., Klyukvin M.B., Golovanov A.V. Effect of structural of anisotropy of ferrite-bainite pipe steel on mechanical properties in tensile and impact bending tests. *Metallurgist*. 2011, vol. 54, no. 11–12. pp. 808–816.

- Shtremel' M.A. Prochnost' splavov. Ch II. Deformatsiya [Strength alloys. Part II. Deformation]. Moscow: Izdatel'stvo MISIS, 1997, 527 p. (In Russ.).
- Belyaevskikh A.S., Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Improving the production of superthin anisotropic electrical steel. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 12, pp. 982–986.
- Pyshmintsev I.Yu., Struin A.O., Gervas'ev A.M., Lobanov M.L., Rusakov G.M., Danilov S.V., Arabey A.B. Effect of bainite crystallographic texture on failure of pipe steel sheets made by controlled thermomechanical treatment. *Metallurgist.* 2016, vol. 60, no. 3–4. pp. 405–412.
- Pyshmintsev I.Yu., Gervasyev A.M., Petrov R.H. etc. Crystallographic Texture as a Factor Enabling Ductile Fracture Arrest in High Strength Pipeline Steel. *Materials Science Forum*. 2012, vol. 702–703, pp. 770–773.
- Mohtadi-Bonab M.A., Eskandari M., Szpunar J.A. Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking. *Materials Science & Engineering A*. 2014, vol. 620, pp. 97–106.
- **22.** Danilov S.V., Struina E.R., Borodina M.D. Splitting of pipe steel produced by TMCP. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 3, pp. 188–189.
- Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship between Rolling Textures and Shear Textures in F.C.C. and B.C.C. *Metals. Acta metall. mater.* 1994, vol. 42, no. 3, pp. 879–886.
- Andreev Yu.G., Zaikova E.I., Shtremel' M.A. Borders and lineage boundary in batch martensite. *Physics of Metals and Metallography*. 1990, no. 3, pp. 161–167.
- Schastlivtsev V.M., Blindt L.B., Rodionov L.P., Yakovleva I.D. Structure of martensite packets in engineering steels. *Physics of Metals and Metallography*. 1988, vol. 66, no. 4, pp. 123–133.
- 26. Nesterova E.V., Rubtsov A.S., Rybin V.R., Zolotorevskii N.Yu. High angle boundaries, resulting at phase transformations. *Poverkhnost'*. *Fizika, khimiya, mekhanika*. 1982, no. 5, pp. 30–35. (In Russ.).
- 27. Gong W., Tomota Y., Paradowska A.M. etc. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel. *Acta Materialia*. 2013, no. 61, pp. 4142–4154.
- **28.** Schastlivtsev V.M. The structural and crystallographic features of the lathy martensite of structural steels. *Metally*. 2001, no. 5, pp. 32–41. (In Russ.).
- **29.** Pereloma E.V., Al-Harbi F., Gazder A.A. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, vol. 615, pp. 96–110.
- Ray R.K., Jonas J. J. Transformation textures in steels. *International Materials Reviews*. 1990, vol. 35, pp. 1–36.

- **31.** Hutchinson B., Ryde L., Lindh E., Tagashira K. Texture in hot rolled austenite and resulting transformation products. *Materials Science and Engineering A Structural materials properties microstructure and processing*. 1998, vol. 257, no. 1, pp. 9–17.
- 32. Lobanov M.L., Danilov S.V., Struin A.O., Borodina M.D., Pyshmintsev I. Yu. Structural and textural heredity at γ ↔ α transformations in low-carbon low-alloy pipe steel. *Vestnik Yuzhno-Ural skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya.* 2016, vol. 16, no. 2, pp. 46–54. (In Russ.).
- 33. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Belyaevskikh A.S. Special misorientations and textural heredity in the commercial alloy Fe-3% Si. *Physics of Metals and Metallography*. 2014, vol. 115, no. 8, pp. 775–785.
- Nakada N., Ito H., Matsuoka Y. etc. Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, pp. 895–903.
- **35.** Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004, 557 p.
- 36. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Belikov S.V., Karabanalov M.S., Struina E.R., Gervas'ev A.M. Research of special boundaries in lath martensite of low-carbon steel by orientation microscopy. *Physics of metals and Metallography*. 2016, vol. 117, no. 3, pp. 254–259.
- 37. Stepanov A.I., Ashikhmina I.N., Sergeeva K.I., Belikov S.V., Musikhin S.A., Karabanalov M.S., Al-Katawi A.A. Structure and properties of low-alloy Cr-Mo-V steel after austenitization in the intercritical temperature range. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 6, pp. 469-473.
- *Acknowledgements*. The authors are grateful for the assistance to the program to support the leading universities of the Russian Federation in order to improve their competitiveness no. 211 of the Government of the Russian Federation No. 02.A03.21.0006.

Information about the authors:

M.L. Lobanov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Heat Treatment and Physics of Metals" (m.l.lobanov@urfu.ru)

M.D. Borodina, MA Student of the Chair "Heat Treatment and Physics of Metals"

S.V. Danilov, Postgraduate of the Chair "Heat Treatment and Physics of Metals"

I.Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, General Director

A.O. Struin, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Strength and Pipe Welding

Received December 21, 2016

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 919 – 924. © 2017. Орыщенко А.С.

УДК 669.14.018.295:539.2

ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПОДХОДЫ В СОЗДАНИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ ХОРОШО СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ С ЭЛЕМЕНТАМИ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ

Орыщенко *А.С.*, *д.т.н., генеральный директор* (<u>оас@crism.ru</u>)

ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»

(191015, Россия, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49)

Аннотация. Для выполнения одной из важных задач России – освоения Арктики необходимо создание экономичных высокопрочных хладостойких сталей. Исследования показали, что для достижения этих целей необходимо создание механизма управления структурой, конечной целью которого является формирование квазиизотропной фрагментированной структуры в объеме металла, измельченной вплоть до наноуровня. Наиболее сильное воздействие на формирование мелкозернистой структуры оказывает интенсивная пластическая деформация в комбинации с рекристаллизацией и фазовыми превращениями. Для подтверждения теоретических и экспериментальных предпосылок были выполнены исследования на пластометре Gleeble-3800 и прокатном стане Кварто-800. Эксперименты проведены на плавках опытных сталей с углеродным эквивалентом С_{экв} = 0,44 – 0,87 %. При моделировании технологических процессов на пластометре Gleeble-3800 деформация сжатием проводилась в две стадии – черновой при 1100 – 1080 °С и чистовой при 950 и 820 °С, что имитировало цикл деформации на промышленных станах Кварто-5000. Установлено, что зерно в стали измельчалось от 6,5 до 2,2 мкм после деформации 950 °C и до 1,1 мкм – при 810 °C. В структуре стали фиксировалось 20 – 37 % фрагментов размером менее 500 нм. В стали с С_{экв} = 0,44 – 0,65 % предел текучести изменялся от 500 до 700 МПа, что на 40 % превышало уровень стандартных значений. В стали с C_{экв} = 0,65 - 0,87 % предел текучести возрастал от 700 до 1150 МПа. Это значение прочности достигалось при повышении содержания никеля в стали до 3 %, при дальнейшем повышении его концентрации предел текучести не повышался. После прокатки на стане Кварто-800 стали с С_{экв} = 0,60 - 0,87 % за один проход с деформацией 70 % при температуре 1100 °С и непосредственной закалки с последующим отпуском ли 600 °C достигнут предел текучести 1060 МПа. При этом влияние содержания никеля и изменения С_{акв} в указанных пределах на упрочнение стали незначительно. Структура стали представляет бейнит со средним размером зерна 8,3 - 6,9 мкм с большой плотностью дислокаций (1-2)·10¹⁵ м⁻² и большой степенью фрагментации внутри зерен. На базе новой технологии создана группа хладостойких сталей с пределом текучести 270 – 690 МПа с С_{экв} = 0,32 – 0,65 % в толщинах до 130 мм и рабочими температурами до – 60 °C. Эти стали применяли для строительства атомных ледоколов, судов ледового класса, стационарных и плавучих буровых платформ для разведки и добычи углеводородов на арктическом шельфе России. Выполненные работы показывают возможность создания конструкционных сталей с существенно более низким (на 20 – 30 %) уровнем легирования по сравнению с аналогами, а также унификации химического состава сталей.

Ключевые слова: структура, термомеханическая обработка, пластическая деформация, пластометр, предел текучести, фрагментация, углеродный эквивалент, хладостойкие стали.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-919-924

Одной из актуальных проблем развития России является освоение Арктики, в первую очередь богатого углеводородами континентального шельфа, обустройство островов и побережья, обеспечение бесперебойного круглогодичного плавания по Северному морскому пути.

Для выполнения этих задач необходимо создание экономичных высокопрочных хорошо свариваемых хладостойких сталей.

Кроме хладостойкости, эти стали должны отличаться высоким сопротивлением циклическим и динамическим нагружениям от воздействия ветро-волновых, ледовых и сейсмических нагрузок, сопротивлением коррозионно-эрозионному износу в ледовых условиях и других экстремальных воздействий [1, 2].

Исследования показали, что для достижения указанных целей необходимо создание механизма управления структурой на всех иерархических уровнях за счет легирования, технологии выплавки, пластической деформации, термической обработки и др. Конечной целью комплексного воздействия является формирование квазиизотропной фрагментированной структуры в объеме металла, измельченной вплоть до наноуровня.

Интересным оказалось то, что, в отличие от традиционных методов, при упрочнении с обеспечением даже частичного наноструктурирования повышение прочности не сопровождается снижением пластичности и вязкости (рис. 1).

Наоборот, при измельчении элементов структуры до наноуровня одновременно с прочностью возрастает вязкость и трещиностойкость.

Измельчение структур достигается за счет:

 интенсивной пластической деформации и структурных превращений;

- прецизионной термической обработки;

 управляемой кристаллизации и других мероприятий.

Теоретическая и экспериментальная оценка влияния пластической деформации показывают, что по



Рис. 1. Схема зависимости «структура – свойства»

Fig. 1. Diagram "structure – properties"

мере измельчения зерен от 500 мкм до 2000 – 3000 нм возрастет плотность дислокаций, прочность увеличивается по известному закону Холла–Пэтча и может достигать для малолегированной стали 500 – 600 МПа. При дальнейшем измельчении до 400 нм плотность дислокаций практически не изменяется, прочность возрастает до 700 – 800 МПа, причем в тем большей степени, чем больше доля наноструктуры. Особенно заметное упрочнение может наблюдаться при измельчении структуры до 100 – 200 нм (рис. 2). При этом плотность дислокаций уменьшается. Однако пластичность стали, вязкость, хладостойкость не только не снижаются, а наоборот повышаются, расширяется диапазон вязких разрушений при снижении температуры.

Это явление связано с тем, что наряду с дислокационным механизмом пластической деформации включается мощный механизм зернограничного проскальзывания, поворота элементов структуры относительно направления внешних сил и др.

Наиболее сильным фактором воздействия на формирование мелкозернистой структуры является интенсивная пластическая деформация в комбинации с рекристаллизацией и фазовыми превращениями [3].

Для подтверждения теоретических и экспериментальных предпосылок были выполнены исследования с использованием:

– пластометрического комплекса Gleeble-3800;

 – опытно-производственного прокатного стана Кварто 800;

– производственных станов Кварто 5000 на ПАО «Северсталь» и ПАО «Магнитогорский металлургичес-кий комбинат».

Для проведения экспериментов было выплавлено восемь опытных сталей с С_{экв} 0,44 – 0,87 %, соответст-



Химический состав опытных плавок

Chemical composition at experimental heats

Номер	С	Si	Mn	S	Р	Cr + Ni + Cu	Al	N ₂	V + Nb + Mo + Ti	~* 0/	G
стали						% (по массе)		. –		С _{экв} , %	Структура
1	0,06	0,24	1,71	0,003	0,010	0,59	0,027	0,006	0,331	0,44	Феррито-
2	0,09	0,24	0,65	0,002	0,006	2,37	0,020	0,008	0,229	0,46	перлитная
3	0,08	0,25	0,65	0,002	0,006	4,51	0,031	0,006	0,260	0,65	
4	0,12	0,08	0,18	0,004	0,007	3,14	0,010	_	0,840	0,63	
5	0,12	0,09	0,17	0,004	0,006	4,18	0,010	_	0,820	0,68	Бейнито-
6	0,11	0,08	0,17	0,004	0,007	5,17	0,010	_	0,830	0,77	мартенситная
7	0,11	0,09	0,19	0,004	0,007	5,95	0,010	_	0,820	0,81	
8	0,10	0,13	0,21	0,004	0,006	6,90	0,010	_	0,810	0,87	
* C ₂₈	$_{\rm rs} = C +$	$\frac{Mn}{m} + \frac{Q}{m}$	Cr + Mc	0 + V +	Cu + Ni	[4]				<u> </u>	



Рис. 3. Моделирование процессов термомеханической обработки с укоренным охлаждением с помощью пластометрического комплекса GLEEBLE-3800

Fig. 3. Simulation of thermomechanical controlled processing with high-rate cooling using plastometer Gleeble-3800

вующих производимым в промышленных условиях на станах Кварто 5000 (см. <u>таблицу</u>).

При моделировании технологических процессов на пластометре Gleeble-3800 (<u>рис. 3</u>) деформация сжатием проводилась в две стадии: черновая при температурах 1100 – 1080 °C и чистовая при 950 и 820 °C, что имитировало производственные циклы TMO на станах Кварто 5000.

Образцы с исходными размерами 10×15 мм деформировались на 50 % со скоростью 1 м/с, скорость охлаждения составляла 15 °C/с.

В результате пластической деформации в среднем зерно измельчалось от 6,5 до 2,2 мкм при 950 °C и до 1,1 мкм при 820 °C (рис. <u>4</u>).

Размеры отдельных фрагментов находились в пределах 0,5 – 1,5 мкм, а углы разориентировки между ними составляли 5 – 15°. В структуре также фиксировались 20 – 37 % фрагментов размером менее 500 нм.

Предел текучести стали 1-3 (см. таблицу) в зависимости от величины углеродного эквивалента от 0,44 до 0,65 % изменялся от 550 до 700 МПа, что на ~40 % превышало уровень стандартных значений для этих сталей. Следует отметить, что увеличение содержания Ni в этих сталях с 1,08 до 1,97 % не приводило к заметному упрочнению.

Большие значения прочности при моделировании TMO на установке Gleeble-3800 получались при тех же режимах обработки на сталях с более высоким легированием карбидообразующими элементами. Предел текучести стали достигал значений 1100 – 1150 МПа при содержании никеля 3 % и при дальнейшем повышении его концентрации не увеличивался (рис. 5).

Для более приближенной к реальным условиям оценки упрочнения стали за счет больших пластических деформаций запущен в эксплуатацию стан Кварто 800 с давлением на валки 1680 т, возможностью



Рис. 4. Влияние условий деформации и температуры на средний размер элементов структуры стали с содержанием Ni <1 %

Fig. 4. Effect of deformation and temperature conditions on the average size of structural elements of steel with the Ni content <1 %

обжатия и выдержек в строго фиксированных температурных интервалах, а также регулируемой скоростью охлаждения после прокатки.

Этот стан позволяет имитировать удельные характеристики промышленных станов Кварто 5000 и имеет следующие характеристики:

мощность нагревательной электрической печи – 150 кВт;

- рабочая температура печи - 200 - 1250 °C;

- размеры печи - 1300×1500×3000 мм;

– минимальное давление металла на валки рабочей клети – 1680 т;



Рис. 5. Влияние содержания никеля и режимов деформации на упрочнение:

$$I - T = 820$$
 °C, $\varepsilon = 50$ %; $2 - T = 950 + 820$ °C, $\varepsilon = 30 + 20$ %;
 $3 - T = 950$ °C, $\varepsilon = 50$ %

Fig. 5. Effect of nickel content and deformation conditions on the steel hardening:

$$1 - T = 820 \text{ °C}, \ \varepsilon = 50 \text{ %}; \ 2 - T = 950 + 820 \text{ °C}, \ \varepsilon = 30 + 20 \text{ %}; 3 - T = 950 \text{ °C}, \ \varepsilon = 50 \text{ %};$$

- мощность привода 2×750 кВт;
- скорость прокатки 40 90 м/мин;

диаметр рабочих валков – 560 мм, длина бочки – 800 мм.

На этом стане можно моделировать любой технологический процесс, в том числе термомеханическую обработку, воспроизводимую на промышленных станах Кварто 5000 ПАО «Северсталь» и ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат». Размер проката на стане Кварто 800 – (1 ÷ 100)×800×3000 мм.

В процессе производства стали на новом оборудовании возможно управление структурными изменениями на всех иерархических уровнях – формирование первичной равномерной дендритной структуры, измельчение аустенитного зерна за счет динамической, метадинамической и статической рекристаллизации в процессе деформации выше температуры рекристаллизации (черновая прокатка), дальнейшая фрагментация зерна аустенита в процессе чистовой прокатки ниже температуры рекристаллизации, наследование структуры деформированного аустенита конечной структурой при фазовом превращении в процессе ускоренного охлаждения.

Разновидностью ТМО является закалка стали с прокатного нагрева (после непрерывной прокатки за несколько проходов).

После прокатки на стане 800 заготовок из сталей 4-8 (см. таблицу) при температуре 1100 °С за один проход с деформацией 70 % и непосредственной закалки с последующим отпуском при 600 °С достигнут предел текучести 1025 – 1060 МПа, при этом влияние содержания Ni и углеродного эквивалента в целом в пределах 0,6 – 0,9 % на упрочнение стали незначительно. По-видимому, углеродный эквивалент стали с пределом текучести более 900 МПа при выполнении параметров прокатки, полученных на стане 800, может быть снижен до 0,6 - 0,65 %. Это позволит существенно уменьшить стоимость стали и кардинально повысить ее свариваемость.

Полученные результаты для этих сталей близки к данным, полученным на пластометре Gleeble-3800.

Освоенная к настоящему времени технология термомеханической обработки стали с С_{экв} 0,4 – 0,6 % на промышленных станах [5, 6] также близка к результатам обработки этих сталей на пластометре Gleeble-3800.

Структура стали после ТМО и отпуска при 600 °С представляет бейнит со средними размерами 8,3-6,9 мкм с большой плотностью дислокаций (до $(1-2)\cdot10^{15}$ м⁻²) и высокой степенью фрагментации, причем мало зависящих от содержания никеля [7-9].

На базе новых технологий создана группа хладостойких сталей с пределом текучести от 270 до 690 МПа с С_{экв} в пределах 0,32 - 0,68 % в толщинах до 130 мм и рабочими температурами до (-40 °C) – (-60 °C).

Эти стали применены для строительства атомных ледоколов и других судов арктического плавания, стационарных и плавучих буровых платформ для разведки и добычи углеводородов на континентальном арктическом шельфе РФ [2, 10, 11].

Весьма впечатляющих результатов удалось достичь при разработке сталей для отечественных газонефтепроводов. За счет увеличения степени и дробности пластической деформации удалось повысить долю наноструктуры в этих сталях до 30 – 40 % и обеспечить уникальное сочетание прочности, пластичности и сопротивления хрупким разрушениям при низких температурах. Создание сталей категорий прочности от X70 до X100, а также K60 – K70 обеспечило строительство газопроводов диаметром 1420 мм Бованенково–Ухта, Восточная Сибирь – Тихий океан и др. [12–14].

Полигонные испытания показали преимущество отечественных труб по сравнению с иностранными аналогами, что обеспечивает полное импортозамещение.

Выполненные работы демонстрируют возможность создания наноструктурированных конструкционных сталей с существенно более низким уровнем легирования (до 20 – 30 %) по сравнению с существующими и с повышенной работоспособностью. При этом вполне вероятна широкая унификация химических составов и создание нескольких базовых составов для всех отраслей промышленности [15].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Орыщенко А.С., Хлусова Е.И., Шарапов М.Г. Металловедение конструкционных свариваемых сталей. – СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2012. – 66 с.
- Горынин И.В., Хлусова Е.И. Наноструктурированные стали для освоения месторождений шельфа Северного Ледовитого океана // Вестник РАН. 2010. № 12. С. 1069 – 1075.
- **3.** Рыбин В.В. Большие пластические деформации и вязкое разрушение. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
- ГОСТ Р 52927-2015. Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. – М.: Стандартинформ, 2015.
- Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И., Голованов А.В. Влияние параметров термомеханической обработки на структуру и свойства горячекатаной толстолистовой низколегированной стали улучшенной свариваемости // Производство проката. 2006. № 3. С. 21 28.
- 6. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
- Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. и др. Микроструктура и свойства низкоуглеродистой свариваемой стали после термомеханического упрочнения // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. № 5. С. 507.
- Хлусова Е.И., Круглова А.А., Орлов В.В. Влияние химического состава, термической и термомеханической обработок на размер аустенитного зерна в низкоуглеродистой стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 2. С. 8 – 12.
- Хлусова Е.И., Михайлов М.С., Орлов В.В. Особенности формирования структуры толстолистовой низкоуглеродистой стали при термомеханической обработке // Деформация и разрушение. 2007. № 6. С. 18 – 25.
- Голосиенко С.А., Сошина Т.В., Хлусова Е.И. Новые высокопрочные стали для арктического применения // Производство проката. 2014. № 2. С. 17 – 25.
- Башаев А.К., Зыков В.В., Легостаев Ю.Л., Тишков В.Я. Свариваемые хладостойкие стали для морской стационарной платформы. «Приразломная» // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. 2000. Вып. 23. С. 114 – 137.
- Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
- 13. Сыч О.В., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Круглова А.А. Усовершенствование химического состава и технологических режимов производства штрипса К65-К70 (Х80-Х90) на базе имитационного моделирования // Металлург. 2013. № 2. С. 50 – 58.
- 14. Коротовская С.А., Нестерова Е.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние параметров пластической деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях // Вопросы материаловедения. 2011. № 1 (65). С. 100 –109.
- 15. Коротовская С.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Управление процессами структурообразования при термомеханической обработке судостроительных и трубных сталей унифицированного химического состава // Металлург. 2014. № 5. С. 71 – 78.

Поступила 16 января 2017 г.
IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 919-924.

FUNDAMENTAL APPROACHES IN THE DEVELOPMENT OF HIGH-STRENGTH STRUCTURAL EASY-TO-WELD STEELS WITH NANOSTRUCTURING

A.S. Oryshchenko

Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials "Prometey" National Research Center "Kurchatov Institute", St. Petersburg, Russia

- Abstract. The Russian Arctic region development considered as one of the most important national tasks to be realized makes it necessary the creation of economic high-strength cold-resistant steels. Investigations have shown that for this purpose to be achieved it is necessary to develop the mechanism of structure control aimed at forming a quasiisotropic fragmented structure in the metal volume to be refined till the nanolevel. The fine-grained structure formation is most affected by an intensive plastic strain combined with recrystallization and phase transformations. A number of investigations were conducted using a plastometer Gleeble-3800 and a rolling mill Quarto-800 for supporting theoretical and experimental assumptions. The experiments were carried out on the experimental heats of steels with the carbon equivalent $C_F = 0.44 - 0.87$ %. In modeling of the technological processes on the plastometer Gleeble-3800, compression deformation was conducted in 2 stages - roughing at 1100 - 1080 °C and finishing at 950 °C and 820 °C that simulated a strain cycle on the industrial mills Quarto-5000. It has been found that the steel grain was refined from 6.5 to 2.2 μ m after deformation at 950 °C and to 1.1 μ m – at 810 °C. 20 – 37 % of fragments of less than 500 nm were recorded in the steel structure. For steel with $C_F = 0.44 - 0.65$ % the yield strength changed from 500 MPa to 700 MPa that was 40 % higher than the level of standard values. For steel with $C_{E} = 0.65 - 0.87$ %, the yield strength increased from 700 MPa to 1150 MPa. This strength value was achieved with increasing the nickel content of steel up to 3 %, with further increase in its concentration the yield strength remained the same. After rolling the steel with $C_F = 0.60 - 0.87$ % on the mill Quarto-800 in one pass with a 70 % deformation at temperature of 1100 °C and direct quenching followed by tempering at 600 °C, the yield strength of 1060 MPa, thus, the effect of the nickel content and the change of C_F within the stated limits on the steel hardening were insignificant. The steel structure is bainite with the average grain size of $8.3 - 6.9 \,\mu\text{m}$ with a high dislocation density of $(1-2)\cdot 10^{15}$ m⁻² and a great extent of intragranular fragmentation. Based on the new technology, a group of cold-resistant steels with yield strength of 270 - 690 MPa and $C_E = 0.32 - 0.65$ % up to 130 mm in thickness and operating temperatures down to -60 °C has been developed. These steels were used in the building of nuclearpowered ice-breakers, ice-going ships, stationary and floating drilling platforms for the exploration and extraction of hydrocarbons in the Arctic Russian offshore zones. The completed work shows the possibility of developing structural steels with a significantly lower level of alloying (by 20 - 30 %) as compared to the steel analogues as well as that of unifying the chemical composition of steels.
- *Keywords*: structure, thermomechanical controlled processing, plastic strain, plastometer, yield strength, fragmentation, carbon equivalent, cold-resistant steels.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-919-924

REFERENCES

 Oryshchenko A.S., Khlusova E.I., Sharapov M.G. *Metallovedenie* konstruktsionnykh svarivaemykh stalei [Metal science of structural welded steels]. St. Petersburg: Izd-vo Politekhnicheskogo universiteta, 2012, 66 p. (In Russ.).

- Gorynin I.V., Khlusova E.I. Nanostructured steels for developing the shelf of the Arctic Ocean. *Herald of the Russian Academy of Sciences.* 2010, vol. 80, no. 6, pp. 507–513.
- Rybin V.V. Bol'shie plasticheskie deformatsii i vyazkoe razrushenie [Large plastic deformations and viscous fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 224 p. (In Russ.).
- GOST R 52927-2015. Prokat dlya sudostroeniya iz stali normal'noi, povyshennoi i vysokoi prochnosti [Rolled steel for shipbuilding of steel with normal, heightened and high strength]. Moscow: Standartinform, 2015. (In Russ.).
- 5. Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova E.I., Golovanov A.V. Influence of thermomechanical processing parameters on the structure and properties of hot-rolled thick-plate low-alloyed steel with improved weldability. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 3, pp. 21–28. (In Russ.).
- Efron L.I. Metallovedenie v "bol'shoi" metallurgii. Trubnye stali [Metal science in "big" metallurgy: Pipe steel]. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
- Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Klyueva S.Yu., Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova E.I. Microstructure and properties of low-carbon weld steel after thermomechanical strengthening. *Physics of Metals and Metallography*. 2012, vol. 113, no. 5, pp. 480–488.
- Khlusova E.I., Kruglova A.A., Orlov V.V. Effect of hot plastic deformation in the austenite interval on structure formation in lowalloyed low-carbon steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, no 11-12, pp. 556–560.
- Khlusova E.I., Mikhailov M.S., Orlov V.V. Features of structure formation of thick-plate low-carbon steel at thermomechanical processing. *Deformatsiya i razrushenie*. 2007, no. 6, pp. 18–25. (In Russ.).
- Golosienko S.A., Soshina T.V., Khlusova E.I. New high-strength steels for arctic applications. *Proizvodstvo prokata*. 2014, no. 2, pp. 17–25. (In Russ.).
- Bashaev A.K., Zykov V.V., Legostaev Yu.L., Tishkov V.Ya. Welded cold-resistant steels for marine stationary platform Prirazlomnaya. *Nauchno-tekhnicheskii sbornik Rossiiskogo Morskogo Registra sudokhodstva*. 2000, Issue 23, pp. 114–137. (In Russ.).
- **12.** Matrosov Yu.I., Litvinenko D.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov* [Steel for main pipelines]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 288 p. (In Russ.).
- Sych O.V., Khlusova E.I., Orlov V.V., Kruglova A.A. Improvement of chemical composition and production regimes for manufacture of K65-K70 (X80-X90) strip based on simulation. *Metallurgist*. 2013, vol. 57, no. 1-2, pp. 113-122.
- 14. Korotovskaya S.A., Nesterova E.V., Orlov V.V., Khlusova E.I. Influence of the parameters of plastic deformation on formation of ultrafine-grained structure in low-alloyed bainitic steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2011, no. 1 (65), pp. 100–109. (In Russ.).
- Korotovskaya S.V., Orlov V.V., Khlusova E.I. Control of structure formation during thermomechanical treatment of shipbuilding and pipe steels of unified chemical composition. *Metallurgist.* 2014, vol. 58, no 5–6, pp. 406–414.

Information about the author:

A.S. Oryshchenko, Dr. Sci. (Eng.), General Director (oac@crism.ru)

Received January 16, 2017

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 925 – 931. © 2017. Бельский С.М., Шопин И.И.

УДК 621.771.068

ПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ РУЛОНА НА МОТАЛКЕ

Бельский С.М., д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением» (<u>Belsky-55@yandex.ru</u>) Шопин И.И., аспирант кафедры «Обработка металлов давлением»

> Липецкий государственный технический университет (398600, Россия, Липецк, ул. Московская, 30)

Аннотация. Представлена математическая модель напряженно-деформированного состояния рулона в процессе смотки полосы с учетом совместного влияния неплоскостности, шероховатости поверхности и поперечной разнотолщинности (выпуклости профиля поперечного сечения). Напряженно-деформированное состояние рулона тонкой стальной полосы оказывает существенное влияние на распределение температуры в рулоне и образование окалины во время остывания при горячей прокатке, свариваемость витков при отжиге холоднокатаной полосы, форму самого рулона и т. п. В основе математической модели лежит представление рулона в качестве отдельных вложенных друг в друга полых цилиндров конечной длины. Цилиндры разбиваются на отдельные участки по ширине. Показано, что при этом сумма решений уравнения Ляме для отдельных участков сходится с решением для цилиндра в целом. Модель позволяет рассчитывать напряженно-деформированное состояние рулона с учетом образования зазора между соседними витками из-за поперечной разнотолщинности полосы. Показано распределение в рулоне радиальных и тангенциальных напряжений, сформированных при смотке полосы. Разработанная модель позволяет рассчитывать напряженно-деформированное состояние рулона при смотке ровной полосы, при смотке выпуклой ровной полосы без натяжения, при неплотной смотке выпуклой ровной полосы с натяжением, меньшим натяжения плотной смотки, при плотной смотке выпуклой ровной полосы с натяжением, обеспечивающим плотную смотку, а также при смотке выпуклой неровной полосы без натяжения. Расчет величины сближения контактирующих поверхностей с учетом шероховатости осуществляется на основе вероятностного подхода. Представлен алгоритм расчета напряженно-деформированного состояния рулона. Показанное распределение напряжений в рулоне является характерным для смотки стальных полос. Проверена адекватность данной модели для случая смотки горячекатаной полосы по величине зоны плотного прижатия соседних витков. Плотность прижатия витков в рулоне оценивалась по цветам побежалости на кромках горячекатаной полосы. Расхождение между измеренной и расчетной зонами плотного прижатия составляет 3 %.

Ключевые слова: тонколистовая прокатка, смотка, напряженно-деформированное состояние рулона, поперечная разнотолщинность, шероховатость, плоскостность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-925-931

Напряженно-деформированное состояние (НДС) стального листа и рулона тонкой стальной полосы оказывает существенное влияние на распределение температуры в листе и рулоне, образование окалины во время остывания при горячей прокатке, свариваемость витков при отжиге холоднокатаной полосы, форму стального листа и рулона и т. п. [1 – 25]. Известны модели напряжено-деформированного состояния рулона, учитывающие раздельное влияние таких факторов, как натяжение [1-2], шероховатость [5-6], поперечная разнотолщинность [8-9] и неплоскостность полосы [3, 4, 7]. Тем не менее, существует потребность в математической модели, которая учитывает одновременное влияние всех этих факторов. В настоящей работе представлена модель, учитывающая взаимное влияние шероховатости, неплоскостности и поперечной разнотолщинности на НДС рулона.

Рассмотрим смотку полосы толщиной h(z, x), где z – координата по ширине полосы; x – координата по длине. Смотка производится с натяжением T на барабан моталки, представленный эквивалентным цилиндром. При пересчете декартовых координат (z, x) полосы в цилиндрические координаты (r – радиальная координата, φ – угловая координата) допустим, что толщина в пределах одного витка постоянна по координате φ . Тогда величину h(z, x) можно заменить величиной

$$h_i(z) = h_i + \Delta h_i(z), \tag{1}$$

где h_i — минимальная толщина в пределах *i*-го витка; $\Delta h_i(z)$ — поперечная разнотолщинность полосы в пределах *i*-го витка.

Геометрические характеристики сматываемого витка в радиальных координатах представлены на <u>рис. 1</u>, где приняты следующие обозначения: $T_{\rm nc}$ – натяжение, при котором витки плотно прилегают друг к другу по всей ширине; $r_i(z)$ – внутренний радиус *i*-го витка в деформированном состоянии на участке плотной смотки; r_0 – внутренний радиус барабана моталки в деформированном состоянии; $r_i^{\rm B}$ – внутренний радиус *i*-го витка на участке ширины с минимальной толщиной полосы; $r_i^{\rm H}(z)$ – наружный радиус *i*-го витка в несжатом состоянии; $r_i^{\rm B}(z)$ – внутренний радиус *i*-го витка в несжатом состоянии; *l* – ширина полосы; $l_{\rm nc}$ – длина участка плот-



Рис. 1. Расчетная схема модели НДС рулона: a – смотка ровной полосы; δ – смотка выпуклой ровной полосы без натяжения; e – неплотная смотка выпуклой ровной полосы с натяжением $T < T_{\rm nc}$; e – плотная смотка выпуклой ровной полосы с натяжением $T \ge T_{\rm nc}$; ∂ – смотка выпуклой неровной полосы без натяжения

Fig. 1. Calculation scheme of the model of stress-strain state of a roll: $a - \text{coiling of a flat strip; } \delta - \text{coiling of a convex flat strip without}$ tension; e - a loose coiling of a convex flat strip with tension $T < T_{\text{nc}}$; $r - \text{tight coiling of a convex flat strip with tension } T \ge T_{\text{nc}}$; $\partial - \text{coiling of}$ a convex non-flat strip without tension

ной смотки; r_i^c – радиус среднего сечения *i*-го витка при смотке плоской полосы; $r_i^{cH}(z)$ – радиус среднего сечения *i*-го витка при смотке неплоской полосы; $\Delta r_i^{np}(z) = r_i^{cH}(z) - r_i^c$ – разница между радиусом среднего сечения *i*-го витка при смотке неплоской и такой же плоской полосы.

Разобьем рулон на M отдельных участков по ширине, как это сделано в работе [11], где показано, что сумма решений уравнения Ляме для отдельных участков по ширине цилиндра сходится с решением для цилиндра в целом.

Тогда формула (1) примет вид:

$$h_{ij} = h_i + \Delta h_{ij}, \tag{2}$$

где j – номер участка по ширине полосы; Δh_{ij} – приращение толщины полосы для *i*-го витка на *j*-ом участке по ширине.

Аналогичным образом заменим непрерывные величины $r_i(z), r_i^{\text{H}}(z), r_i^{\text{B}}(z), \Delta r_i^{\text{пр}}(z), r_i^{\text{cH}}(z)$ дискретными величинами на отдельных участках: $r_{ij}, r_{ij}^{\text{H}}, r_{ij}^{\text{B}}, \Delta r_{ij}^{\text{пр}}, r_{ji}^{\text{cH}}$.

Геометрия *i*-го витка однозначно определяется наружными и внутренними радиусами на отдельных участках по ширине полосы. Выберем внутренний радиус в точке минимальной толщины полосы $r_i^{\text{в}}$ в качестве опорной точки, относительно которой определим $r_{ij}^{\text{н}}$ по формулам

$$r_{ij}^{\rm B} = r_i^{\rm B} - \frac{\Delta h_{ij}}{2};$$
(3)

$$r_{ij}^{\rm H} = r_{ij}^{\rm B} + h_{ij}.$$
 (4)

Неплоскостность полосы, как правило, определяется в относительных деформациях $\Delta \varepsilon_i(z)$:

$$\Delta \varepsilon_i(z) = \frac{\Delta L_i(z)}{L_i} = \frac{\Delta r_i^{\rm np}(z)}{r_i^{\rm c}},\tag{5}$$

где L_i – длина витка; $\Delta L_i(z)$ – изменение длины витка из-за неплоскостности сматываемой полосы.

С учетом (5) определим наружные и внутренние радиусы *i*-го витка:

$$r_i^{\rm c} = r_i^{\rm B} + \frac{h_i}{2};$$
 (6)

$$r_{ij}^{\rm cH} = r_i^{\rm c} \Big(1 + \Delta \varepsilon_{ij} \Big); \tag{7}$$

$$r_{ij}^{\rm B} = r_{ij}^{\rm cH} - \frac{h_{ij}}{2};$$
 (8)

$$r_{ij}^{\rm H} = r_{ij}^{\rm CH} + \frac{h_{ij}}{2}.$$
 (9)

С учетом того, что сила натяжения T_{cH} вычисляется только для текущего внешнего *i*-го витка, формула расчета запишется как сумма отдельных сил на каждом *j*-ом участке по ширине полосы [11]:

$$T_{\rm cH} = -\sum_{j=1}^{M} l_j r_{ij}^{\rm B} \sigma_{ij}^{\rm B} = -\frac{\sum_{j=1}^{M} l_j E u_{ij}^{\rm B}}{\left[\frac{2\left(r_{ij}^{\rm B}\right)^2}{h_{ij}\left(2r_{ij}^{\rm B}+h_{ij}\right)} + 1 + \nu\right]}, \quad (10)$$

где l_j – ширина *j*-го участка по ширине полосы; $\sigma_{ij}^{\text{в}}$ – радиальное напряжение (межвитковое давление) на внутреннем радиусе *i*-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы; $u_{ij}^{\text{в}}$ – перемещение внутреннего радиуса *i*-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы; M – количество участков по ширине полосы; E – модуль упругости; ν – коэффициент Пуассона.

где

Радиальные перемещения наружной $u_{ij}^{\text{н}}$ и внутренней $u_{ij}^{\text{в}}$ поверхностей *i*-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы выразим через радиусы:

$$u_{ij}^{\rm H} = r_{(i+1)j} - u_{ij} - r_{ij}^{\rm H};$$
(11)

$$u_{ij}^{\rm B} = r_{ij} - r_{ij}^{\rm B}, \tag{12}$$

где r_{ij} и $r_{(i+1)j}$ – внутренний и наружный радиусы *i*-го витка, который находится в деформированном под натяжением состоянии на *j*-ом участке по ширине полосы.

Отклонение поверхности контакта от средней линии профиля между *i*-ом и (i + 1)-ом витком (расстояние между соседними витками, возникающее вследствие шероховатости поверхностей витков) на *j*-ом участке по ширине полосы (для наружного витка рулона $u_{kj} = 0$; k – количество витков):

$$u_{ii} = 3d - \Delta\delta_{ii},\tag{13}$$

где $d = 1,25R_a$ – дисперсия процесса шероховатости [12]; R_a – шероховатость полосы; $\Delta \delta_{ij}$ – величина сближения контактирующих шероховатых поверхностей при действии среднего контактного давления q между ними.

$$\frac{\Delta\delta}{d} = \frac{A_k q}{HB} + B_k; \tag{14}$$

$$\frac{q}{HB} = \frac{1}{A_k} \left(\frac{\Delta \delta}{d} - B_k \right), \tag{15}$$

где *HB* – твердость полосы; A_k и B_k – коэффициенты, полученные при аппроксимации интеграла вероятностей; $q = \sigma_{ij}^{\text{H}} = \sigma_{(i+1)j}^{\text{B}}$; σ_{ij}^{H} – радиальное напряжение на наружной поверхности *i*-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы; $\sigma_{(i+1)j}^{\text{B}}$ – радиальное напряжение на внутренней поверхности (*i* + 1)-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы.

Радиальные напряжения на наружной и внутренней поверхностях *i*-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы выразим через радиальные перемещения:

$$\sigma_{ij}^{\rm H} = d_{ij}^{\rm HH} u_{ij}^{\rm H} + d_{ij}^{\rm HB} u_{ij}^{\rm B}; \quad \sigma_{ij}^{\rm B} = d_{ij}^{\rm BH} u_{ij}^{\rm H} + d_{ij}^{\rm BB} u_{ij}^{\rm B}, \qquad (16)$$

где $d_{ij}^{\text{нн}}, d_{ij}^{\text{нв}}, d_{ij}^{\text{вн}}$ и $d_{ij}^{\text{вв}}$ – коэффициенты, которые рассчитываются по следующим формулам [13]:

$$d_{ij}^{\rm HH} = -\frac{E(r+\nu)}{r_{ij}^{\rm H}(\nu-1)(\nu+1)};$$
(17)

$$d_{ij}^{\rm HB} = -\frac{2Er_{ij}^{\rm B}}{\left[\left(r_{ij}^{\rm H}\right)^2 - \left(r_{ij}^{\rm B}\right)^2\right](\nu - 1)(\nu + 1)};$$
(18)

$$d_{ij}^{\rm BH} = -\frac{2Er_{ij}^{\rm H}}{\left[\left(r_{ij}^{\rm H}\right)^2 - \left(r_{ij}^{\rm B}\right)^2\right](\nu - 1)(\nu + 1)};$$
(19)

$$d_{ij}^{\rm \tiny BB} = -\frac{E(R-\nu)}{r_{ij}^{\rm \tiny B}(\nu-1)(\nu+1)};$$
(20)

(21)

$$R = -\frac{\left(r_{ij}^{\rm H}\right)^2 + \left(r_{ij}^{\rm B}\right)^2}{\left(r_{ij}^{\rm H}\right)^2 - \left(r_{ij}^{\rm B}\right)^2}.$$

Приравнивая радиальные напряжения на внутренней поверхности *i*-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы $\sigma_{ij}^{\text{в}}$ к радиальным напряжениям на наружной поверхности (*i* – 1)-го витка на *j*-ом участке по ширине полосы $\sigma_{(i-1)j}^{\text{н}}$ (напряжения на внутренней поверхности барабана и внешней поверхности внешнего витка равны нулю)

$$\sigma_{nj}^{\rm H} = 0; \; \sigma_{ij}^{\rm B} = \sigma_{(i+1)j}^{\rm H}; \; \sigma_{0j}^{\rm B} = 0, \tag{22}$$

получим следующую систему уравнений:

$$d_{nj}^{\prime \text{HH}} r_{(n+1)j} + d_{nj}^{\prime \text{HB}} r_{nj} = -(\nu + 1);$$

$$d_{ij}^{\prime \text{BH}} r_{(n+1)j} + d_{ij}^{\prime \text{BB}} r_{ij} - d_{(i-1)j}^{\prime \text{HH}} r_{ij} - d_{(i-1)j}^{\prime \text{HB}} r_{(i-1)j} =$$

$$= d_{ij}^{\prime \text{BH}} u_{ij} - d_{(i-1)j}^{\prime \text{HH}} u_{(i-1)j};$$

$$d_{0j}^{\prime \text{BH}} r_{1j} + d_{0j}^{\prime \text{BB}} r_{0j} = d_{0j}^{\prime \text{HB}} u_{0j} - (\nu + 1),$$
(23)

где $d'_{ij}^{'_{HH}}$, $d'_{ij}^{'_{BH}}$, $d'_{ij}^{'_{BH}}$ и $d'_{ij}^{'_{BB}}$ – коэффициенты, которые находятся из следующих выражений [13]:

$$d_{ij}^{\prime \rm HH} = -\left[\frac{\left(r_{ij}^{\rm H}\right)^{2} + \left(r_{ij}^{\rm B}\right)^{2}}{\left(r_{ij}^{\rm H}\right)^{2} - \left(r_{ij}^{\rm B}\right)^{2}} + \nu\right]\frac{1}{r_{ij}^{\rm H}};$$
(24)

$$d_{ij}^{\prime_{\rm HB}} = \frac{2r_{ij}^{\scriptscriptstyle B}}{\left(r_{ij}^{\scriptscriptstyle H}\right)^2 - \left(r_{ij}^{\scriptscriptstyle B}\right)^2};$$
(25)

$$d_{ij}^{\prime \text{\tiny BH}} = -\frac{2r_{ij}^{\text{\tiny H}}}{\left(r_{ij}^{\text{\tiny H}}\right)^2 - \left(r_{ij}^{\text{\tiny B}}\right)^2};$$
(26)

$$d_{ij}^{\prime BB} = \left[\frac{\left(r_{ij}^{H}\right)^{2} + \left(r_{ij}^{B}\right)^{2}}{\left(r_{ij}^{H}\right)^{2} - \left(r_{ij}^{B}\right)^{2}} - \nu\right]\frac{1}{r_{ij}^{B}}.$$
 (27)

Для однозначного определения НДС рулона по уравнениям Ляме необходимо знать радиальные напряжения на поверхностях каждого витка, которые определяются по формуле (16). Для этого, в свою очередь, необходимо знать перемещения наружной $u_{ij}^{\text{н}}$ и внутренней $u_{ij}^{\text{в}}$ поверхностей витков на различных участках ширины. Перемещения связаны с наружными и внутренними радиусами витков в деформированном состоянии (11) и (12), которые находятся решением системы уравнений (23). Учет шероховатости осуществляется расширением системы (23) уравнениями (13). Ниже представлен алгоритм расчета.

1. Задаем исходные данные для модели: внутренний $r_{0j}^{\text{в}}$ и наружный $r_{0j}^{\text{н}}$ радиусы барабана моталки; толщина полосы для всех витков и участков по ширине h_{ij} ; шероховатость полосы R_a ; натяжение полосы T.

2. Задаем радиус сматываемого витка r_i^{B} , равный наружному радиусу предыдущего витка r_{i-1}^{H} . С учетом толщины h_{ij} определяются геометрические размеры витка r_{ii}^{H} и r_{ij}^{B} .

3. Рассчитываем перемещения на внутреннем радиусе $u_{ij}^{\text{в}}$ по формуле (11) с учетом, что $\Delta \delta_{ij} = 0$. По формуле (10) рассчитываем напряжения в месте контакта $\sigma_{ij}^{\text{в}}$.

По формуле (14) определяем Δδ_{ii}.

5. Рассчитываем перемещения на внутреннем радиусе $u_{ij}^{\text{в}}$ по формуле (12) с учетом $\Delta \delta_{ij}$. Рассчитываем напряжения $\sigma_{ij}^{\text{в}}$ в месте контакта по формуле (10).

6. Сравниваем напряжения на текущем и предыдущем шагах. Если разница больше заданной погрешности, то переходим на п. 4, если меньше, то продолжаем дальше.

7. По формуле (10) рассчитываем силу натяжения $T_{\rm ch}$ и сравниваем с T. Если сила натяжения $T_{\rm ch}$ меньше натяжения T, то уменьшаем $r_i^{\rm B}$ и переходим к п. 4. Если сила натяжения $T_{\rm ch}$ больше натяжения T, то увеличиваем $r_i^{\rm B}$ и переходим на п. 4. Если разница между силой натяжения $T_{\rm ch}$ и натяжением T меньше заданной погрешности $|T_{\rm ch} - T| < \varepsilon$, расчет продолжается дальше.

8. Решаем систему уравнений (22) при $\Delta \delta_{ij} = 0$. По формулам (11) и (12) находим перемещения. По формуле (16) находим радиальные напряжения.

9. По формуле (15) находим радиальное напряжение и сравниваем с радиальным напряжением по формуле (16) для всех витков *i* и участков *j*. Если радиальное напряжение по формуле (16) больше для витка *i* на участке *j*, увеличиваем $\Delta \delta_{ij}$. Если радиальное напряжение по формуле (16) меньше для витка *i* на участке *j*, увеличиваем $\Delta \delta_{ij}$. Если радиальное напряжение по формуле (16) отличается от рассчитанного по формуле (15) для витка *i* на всех участках по ширине не больше величины заданной погрешности, то переходим на п. 11.

10. Решаем систему уравнений (22) для новых $\Delta \delta_{ij}$. По формулам (11) и (12) находим перемещения. По формуле (16) находим радиальные напряжения.

11. По формуле (10) вычисляем силу натяжения T_{ch} и сравниваем с *T*. Если сила натяжения T_{ch} больше натяжения *T*, то увеличиваем r_i^{B} и переходим на п. 4. Если сила натяжения T_{ch} меньше, то уменьшаем r_i^{B} и переходим на п. 4. Если разница между силой натяжения T_{ch} и натяжением *T* меньше заданной погрешности $|T_{ch} - T| < \varepsilon$, запоминаем размер текущего витка r_i^{B} , добавляем следующий виток и переходим на п. 2. Когда все витки добавлены – расчет окончен.

Для иллюстрации расчета зададим параметры модели, характерные для условия смотки горячекатаной полосы: удельное натяжение T/S = 30 МПа, где S – площадь поперечного сечения полосы; профиль наматываемой полосы параболический с выпуклостью +30 мкм; минимальная толщина h = 2,5 мм; геометрические размеры барабана моталки – внутренний радиус 0,34 м и наружный радиус 0,425 м; число витков 244; ширина полосы l = 1,25 м; шероховатость полосы $R_a = 1,5$ мкм; упругие свойства E и у для стали.

Результаты расчета представлены на <u>рис. 2</u>. Распределение напряжений в рулоне является типичным и при изменении параметров модели меняется в основном по величине.

Проверим адекватность модели НДС рулона с учетом шероховатости и поперечной разнотолщинности полосы, сравнив фактическую зону плотной смотки с расчетной. Фактическая зона плотного прижатия витков определялась по цветам побежалости на кромках полосы. Измерения проводились на горячекатаной полосе стали 08Ю (предел текучести при температуре смотки $\sigma_r = 250$ МПа; удельное натяжение при смотке T/S = 18,3 МПа) толщиной 2,5 мм и шириной 1270 мм. В расчетах использовали не идеализированный, а реальный профиль полосы, так как НДС рулона чувствительно к форме профиля.

Результаты сравнения представлены на рис. 3. Расчетная ширина зоны плотного прижатия витков в рулоне отличается от фактической в среднем на 3 %. Это свидетельствует об адекватности разработанной модели.

Выводы. Разработана математическая модель расчета НДС рулона, учитывающая шероховатость, неплоскостность и поперечную разнотолщинность сматываемой полосы.

Выполнена проверка адекватности математической модели сравнением фактической и расчетной ширины зоны плотного прижатия витков в горячекатаном рулоне. Среднее отклонение составляет 3 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Мазур В.Л., Ноговицын А.В. Теория и технология тонколистовой прокатки. Численный анализ и технические приложения. – Днепропетровск: PBA «Дніпро-VAL», 2010. – 500 с.
- Mazur V.L. Production of cold-rolled steel coils // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 9. P. 756 760.
- Belsky S.M., Mazur I.P., Lezhnev S.N., Panin E.A. A two-zone model of browdening during rolling // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 2. P. 180 – 185.
- Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2016. Vol. 51.No. 4.P. 371 – 378.
- Ларин Ю.И., Мухин Ю. А., Шкатов В. В. и др. Разработка математических моделей формирования свойств и режимов рекристаллизационного отжига раскисленных алюминием низкоуглеродистых сталей в колпаковых печах. Часть 2 // Производство проката. 2006. № 11. С. 31 – 35.
- Ларин Ю.И., Мухин Ю.А., Шкатов В. В. и др. Разработка математических моделей формирования свойств и режимов рекрис-





Fig. 2. Stress state of a roll, removed from the coiler: a – radial stresses; δ – tangential stresses

таллизационного отжига раскисленных алюминием низкоуглеродистых сталей в колпаковых печах. Часть 3 // Производство проката. 2006. № 12. С. 12 – 15.

- Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B. etc. Temperature field of stripes under hot rolling // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 613 – 616.
- Ашихмин Г.В., Ирошников С.А. Формирование профиля образующей рулона при намотке полосы // Производство проката. 2002. № 9. С. 14 – 17.
- Ашихмин Г.В., Ирошников С.А. Взаимосвязь распределения продольных напряжений по ширине полосы в рулоне и профиля его образующей // Производство проката. 2002. № 10. С. 16 – 22.
- Shinkin V.N., Kolikov A.P. Engineering calculations for processes involved in the production of large-diameter pipes by the SMS Meer technology // Metallurgist. 2012. Vol. 55. No. 11-12. P. 833 – 840.

- Шопин И.И., Бельский С.М. Упрощенная модель напряженнодеформированного состояния рулона на моталке // Производство проката. 2016. № 5. С. 13 – 17.
- **12.** Мазур В.Л. Производство листа с высококачественной поверхностью. Киев: Техника, 1982. 166 с.
- Шопин И.И., Бельский С.М. Слоистая модель напряженно-деформированного состояния рулона на моталке // Производство проката. 2016. № 8. С. 13 – 17.
- Shinkin V.N., Kolikov A.P. Simulation of the shaping of blanks for large-diameter pipe // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 1. P. 61 – 66.
- Shinkin V.N., Kolikov A.P. Elastoplastic shaping of metal in an edge-bending press in the manufacture of large-diameter pipe // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. No. 6. P. 528 – 531.
- 16. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 1.



Номера витков





Curvature of sheet // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 37 - 40.

- Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 2. Forces and moments // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. P. 40 – 44.
- Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 11. P. 776 – 780.
- Shinkin V.N. Preliminary straightening of thick steel sheet in a seven-roller machine // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 12. P. 836 – 840.
- Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya. etc. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace // Steel in Translation. 2007. Vol. 37. No. 11. P. 904 – 907.

- Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu. etc. Production of generator gas from solid fuels // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 6. P. 395 – 402.
- Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 11. P. 811 – 814.
- Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 9. P. 617 – 624.
- Hu J., Marciniak Z., Duncan J. Mechanics of Sheet Metal Forming. – Butterworth-Heinemann, 2002. – 211 p.
- Banabic D. Multiscale modeling in sheet metal forming. Springer, 2016. – 405 p.

Поступила 5 сентября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 925–931.

PARAMETRICAL MODEL OF STRESS-STRAIN STATE OF THE ROLL ON A COILER

S.M. Belskii, I.I. Shopin

Lipetsk State Technical University, Russia, Lipetsk

Abstract. The article presents a mathematical model of stress-strain state of the roll in the process of coiling at the simultaneous action of nonflatness, surfaces' roughness and gage transverse variation (a convexity of the cross-sectional profile). The stress-strain state of a thin steel strip roll has a significant effect on the distribution of temperature in the roll and the formation of scale during cooling at hot rolling, the weldability of the turns during annealing of the cold-rolled strip, the shape of the coil itself, etc. The mathematical model is based on representation the roll as separate embedded hollow cylinders of finite length. Cylinders are divided into separate sections in width. It is shown that, in this case, the sum of the solutions of the Lamé equation for individual sections converges with the solution for the cylinder as a whole. The model makes it possible to calculate the stress-strain state of a roll taking into account the formation of a gap between adjacent turns due to the

transverse strip thickness. The distribution in the roll of the radial and tangential stresses formed when the strip is under coiling is shown. The developed model makes it possible to calculate the stress-strain state of a roll when coiling an even strip, when coiling a convex flat strip without tension, when coiling a convex flat strip with a tension, less than tight tension, when coiling a convex flat strip with a tight tension, and also when coiling a convex uneven strip without tension. The calculation of convergence of the contacting surfaces taking into account the roughness is based on a probabilistic approach. The article presents an algorithm for calculating the stress-strain state of a roll. The present distribution of stresses in the roll is characteristic of coiling steel strips. Distribution in a roll of the radial and tangential tension created when coiling a strip is shown. Adequacy of this model in a case of coiling of a hot-rolled strip is checked by means of size of a zone of dense pressing of adjacent rounds. An estimation of density of pressing of rounds in a roll was evaluated by means of tarnishing on edges of a hot-rolled strip. The discrepancy between the measured and calculated areas of dense pressing is about 3 %.

Keywords: thin sheet rolling, coiling, stress-strain state of the coil, gage variation, roughness, flatness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-925-931

REFERENCES

- 1. Mazur V.L., Nogovitsyn A.V. *Teoriya i tekhnologiya tonkolistovoi prokatki. Chislennyi analiz i tekhnicheskie prilozheniya* [Theory and technology of thin sheet rolling. Numerical analysis and engineering applications]. Dnepropetrovsk: RVA "Dnipro-VAL", 2010, 500 p. (In Russ.).
- 2. Mazur V.L. Production of cold-rolled steel coils. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 9, pp. 756–760.
- 3. Belsky S.M., Mazur I.P., Lezhnev S.N., Panin E.A. A two-zone model of browdening during rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 2, pp. 180–185.
- Belskiy S., Mazur I., Lezhnev S., Panin E. Distribution of linear pressure of thin-sheet rolling across strip width. *Journal of Chemi*cal Technology and Metallurgy. 2016, vol. 51, no. 4, pp. 371–378.
- Larin Yu.I., Mukhin Yu. A., Shkatov V. V., Lukin A.S., Avtsynov V.N. Development of mathematical models of formation of properties and recrystallization annealing regimes of aluminumkilled low-carbon steels in bell furnaces. Part. 2. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 11, pp. 31–35. (In Russ.).
- Larin Yu.I., Mukhin Yu.A., Shkatov V. V., Lukin A. S., Avtsynov V.N. Development of mathematical models of formation of properties and recrystallization annealing regimes of aluminumkilled low-carbon steels in bell furnaces. Part. 3. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 12, pp. 12–15. (In Russ.).
- Belskiy S.M., Yankova S., Chuprov V.B., Bakhaev K.V., Stoyakin A.O. Temperature field of stripes under hot rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015, vol. 50, no. 6, pp. 613–616.
- Ashikhmin G.V., Iroshnikov S.A. Formation of the profile of roll forming during the strip coiling. *Proizvodstvo prokata*. 2002, no. 9, pp. 14–17. (In Russ.).
- Ashikhmin G.V., Iroshnikov S.A. Connection of distribution of longitudinal stresses along the strip width in the roll and profile of its forming. *Proizvodstvo prokata*. 2002, no. 10, pp. 16–22. (In Russ.).
- Shinkin V.N., Kolikov A.P. Engineering calculations for processes involved in the production of large-diameter pipes by the SMS Meer technology. *Metallurgist*. 2012, vol. 55, no. 11-12, pp. 833–840.
- Shopin I.I., Bel'skii S.M. Simplified model of stress-deformed state of roll on coiler. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 5, pp. 13–17. (In Russ.).
- Mazur V.L. Proizvodstvo lista s vysokokachestvennoi poverkhnost 'yu [Sheet production of high-quality surface]. Kiev: Tekhnika, 1982, 166 p. (In Russ.).

- Shopin I.I., Bel'skii S.M. Layered model of stress-strain state of roll on coiler. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 8, pp. 13–17. (In Russ.).
- 14. Shinkin V.N., Kolikov A.P. Simulation of the shaping of blanks for large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 1, pp. 61–66.
- **15.** Shinkin V.N., Kolikov A.P. Elastoplastic shaping of metal in an edge-bending press in the manufacture of large-diameter pipe. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 6, pp. 528–531.
- **16.** Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 1. Curvature of sheet. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 37–40.
- Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 2. Forces and moments. *CIS Iron and Steel Review*. 2016, vol. 12, pp. 40–44.
- **18.** Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 11, pp. 776–780.
- **19.** Shinkin V.N. Preliminary straightening of thick steel sheet in a seven-roller machine. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 12, pp. 836–840.
- 20. Groshkova A.L., Polulyakh L.A., Travyanov A.Ya., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Phosphorus distribution between phases in smelting high-carbon ferromanganese in the blast furnace. *Steel in Translation.* 2007, vol. 37, no. 11, pp. 904–907.
- Podgorodetskii G.S., Yusfin Yu.S., Sazhin A.Yu., Gorbunov V.B., Polulyakh L.A. Production of generator gas from solid fuels. *Steel* in *Translation*. 2015, vol. 45, no. 6, pp. 395–402.
- **22.** Orelkina O.A., Petelin A.L., Polulyakh L.A. Distribution of secondary gas emissions around steel plants. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 11, pp. 811–814.
- Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Yusfin Yu.S. Manganese-ferroalloy production from Russian manganese ore. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 9, pp. 617–624.
- 24. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Butterworth-Heinemann, 2002, 211 p.
- **25.** Banabic D. *Multiscale modeling in sheet metal forming*. Springer, 2016, 405 p.

Information about the authors:

S.M. Belskii, *Dr Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metal Forming"* (Belsky-55@yandex.ru)

I.I. Shopin, Postgraduate of the Chair "Metal Forming"

Received September 5, 2016

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Том 60. № 11. С. 932 – 934. © 2017. *Красильникова Ю.О., Мелконян М.К.*

УДК: 621.039.6

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ В ПРОЕКТАХ MEGA SCIENCE*

Красильникова Ю.О., начальник отдела научно-технической информации и молодежных программ *Мелконян М.К.*, координатор НКТ «Инфраструктура» (<u>fp7-infra@misis.ru</u>)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Большие установки Mega Science относятся к области физики высоких энергий и астрофизики, но на этапах их проектирования и строительства возникает большое количество задач, в решение которых могут внести значительный вклад технические университеты в области материаловедения. На примере Национального исследовательского технологического университета «МИСиС», являющегося участником двух проектов ЦЕРН – SHiP и LHCb, показано, что комплексный подход к участию университета в международных проектах Mega Science способствует его вовлечению в процесс поиска решений принципиально новых фундаментальных и прикладных научных задач, развития новых технологий, материалов и методик. Одновременно появляются возможности для разработки уникальных образовательных программ, создания передовых лабораторий, ориентированных на задачи, решаемые в рамках проектов Mega Science. Результатом успешного участия российского университета в таких проектах является повышение уровня его конкурентоспособности в глобальном научно-образовательном пространстве.

Ключевые слова: проекты Mega Science, Европейская организация по ядерным исследованиям ЦЕРН, Стандартная модель в физике элементарных частиц, Большой адронный коллайдер, проект SHiP, проект LHCb.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-932-934

В современной стратегии мирового научно-технологического развития уникальные технологически сложные большие установки (Mega Science) в области физических наук занимают особое место. Реализуемые на их основе проекты обладают не только непосредственной научной ценностью, но и значительной социально-экономической отдачей [1], так как проектирование больших установок предполагает создание принципиально новой физической аппаратуры, материалов, технологий и методов, которые находят дальнейшее применение во многих областях науки и техники, а также обеспечивают заказами высокотехнологические промышленные предприятия. Исследования на больших установках сопровождаются актуальными образовательными программами на всех уровнях для студентов, аспирантов, исследователей.

Одним из самых эффективных международных центров Mega Science является Европейский центр ядерных исследований ЦЕРН, гармонично сочетающий чисто фундаментальные исследования в области физики элементарных частиц, инновационные технологические разработки, подготовку будущих исследователей и инженеров.

Многие годы для анализа результатов исследований в области физики элементарных частиц успешно

использовалась Стандартная модель, объясняющая слабые и сильные электромагнитные взаимодействия всех известных элементарных частиц. В настоящее время для объяснения ряда новых явлений и частиц возникла настоятельная потребность в пересмотре Стандартной модели и разработке новой физической теории, которая лежит за ее пределами [2].

На ближайшее десятилетие в ЦЕРН одобрена программа изучения новой физики за пределами Стандартной модели, а в рамках двух проектов на Большом адронном коллайдере – «LHCb – Large Hadron Collider beauty experiment» [3] и «SHiP – Search for Hidden Particles» [4], ученые будут вести поиск явлений и частиц, подтверждающих необходимость новой физической теории.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (НИТУ «МИСиС») является участником обоих проектов.

Целью данной работы является анализ перспектив участия НИТУ «МИСиС» в международных проектах, реализуемых на больших установках Mega Science, и рассмотрение конкретного вклада университета в решение материаловедческих задач, сформулированных в проектах SHiP и LHCb.

Проект LHCb – это один их четырех крупных проектов ЦЕРН на Большом адронном коллайдере, в рамках которого в настоящее время идет процесс сбора экспериментальных данных, а установка готовится к полному обновлению, чтобы, работая при гораздо большей интенсивности, увеличить выборку данных в 50 раз.

^{*} Статья подготовлена в рамках выполнения соглашения о предоставлении субсидии от 16 октября 2014 г. № 14.572.21.0004 между НИТУ «МИСиС» и Министерством образования и науки РФ в рамках реализации Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы», утвержденной постановлением Правительства РФ от 28 ноября 2013 г. № 1096.

Модернизация установки предполагает развитие новых технологий изготовления детекторов, способных проводить точные измерения высоких потоков частиц, электромагнитных калориметров, кремниевых датчиков для отслеживания заряженных частиц в вершинном детекторе установки.

В рамках проекта SHiP ученые будут искать обоснование для физической теории за пределами Стандартной модели через поиск новых, очень слабо взаимодействующих легких частиц. Проект SHiP находится на раннем подготовительном этапе, но он уже объединяет 52 института в 17 странах, в том числе 12 российских организаций.

В рамках обоих проектов НИТУ «МИСиС» будет работать над следующими задачами:

 – разработка новых сплавов на основе вольфрама, радиационно-стойких сцинтилляторов и световодов, которые являются важнейшими компонентами калориметров. Разработанные сплавы найдут применение в калориметрах LHCb, детекторе и мишени установки SHiP;

 – разработка нового поколения кремниевых датчиков в радиационной жесткой среде, которые могут быть использованы для обновления трекинговой системы LHCb;

 – разработка эмульсионных пленок сверхвысокого разрешения для точной системы трекинга заряженных частиц, которые могут найти применение в эмульсионном нейтринном детекторе установки SHiP;

 – разработка стали с максимальной магнитной проницаемостью для мюонного экрана, проектирование и создание прототипов сверхпроводящих элементов магнита для спектрометра в проекте SHiP.

Исследования по указанным выше задачам будут проводиться в тесном сотрудничестве с ЦЕРН, НИЦ «Курчатовский институт», Национальным институтом ядерной физики Италии, Физическим институтом им. Лебедева РАН, Нагойским и Неаполитанским университетами.

Наряду с научными исследованиями, в рамках обоих проектов будут рассмотрены возможности создания специализированных совместных программ с ЦЕРН для обучения студентов, аспирантов и молодых ученых.

С целью координации международного сотрудничества университета в проектах на больших установках, в НИТУ «МИСиС» функционирует Центр инфраструктурного взаимодействия и партнерства Mega Science, который возглавил профессор кафедры физики высоких энергий Имперского колледжа Лондона Андрей Голутвин.

В НИТУ «МИСиС» планируется открытие новой лаборатории, ориентированной на задачи, поставленные в рамках проектов LHCb и SHiP.

В рамках программы сотрудничества с ЦЕРН, НИТУ «МИСиС» и Неаполитанский университет имени Фридриха II откроют совместную аспирантуру по подготовке специалистов для ЦЕРН. К аспирантской программе могут присоединиться также Цюрихский университет и Имперский колледж Лондона.

Участие НИТУ МИСИС в проектах SHiP и LHCb на этапах проектирования установок, их строительства и дальнейшей эксплуатации, отражает актуальность инженерных инструментов и решений для научных открытий.

Важным стимулом для участия в этих проектах является возможность обмена идеями, знаниями, опытом в процессе подготовки и проведения уникальных экспериментов, обучения молодых исследователей, аспирантов и студентов в рамках международных исследовательских программ. Приобретенные знания и опыт работы в международном научном коллективе на базе передовой инфраструктуры могут быть применены для развития российской науки и построения инновационной экономики.

Такие инициативы способствуют укреплению международной репутации университета и повышению уровня его конкурентоспособности в глобальном научно-образовательном пространстве.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Florio M., Forte S., Sirtori E. Cost-benefit analysis of the large hadron collider to 2025 and beyond // Physics and Society. Report number: TIF-UNIMI-2015-9. July 2015. P. 17. Available at URL: https://arxiv.org/abs/1507.05638 (Accessed 16.08.2017).
- Rosenfeld R. Physics beyond the Standard Model // Proceedings of the 2015 CERN–Latin-American School of High-Energy Physics on March 4-17 2015, Ibarra, Ecuador. P. 159 – 162. Available at URL: https://e-publishing.cern.ch/index.php/CYR/article/view/436/294 (Accessed 16.08.2017).
- Riegler W. LHC Experiments Upgrade and Maintenance // Proceedings of Chamonix 2014 Workshop on LHC Performance on September 22-25 2014, Chamonix, France. P. 288 – 289. Available at URL: https://e-publishing.cern.ch/index.php/CYR/article/view/ 158/102 (Accessed 16.08.2017).
- SHiP Collaboration: Anelli M., Aoki S. etc. // A facility to Search for Hidden Particles (SHiP) at the CERN SPS.Technical proposal. CERN-SPSC-2015-016 SPSC-P-350, 8 April 2015. P. 234. Available at URL: https://arxiv.org/pdf/1504.04956.pdf.

Поступила 18 августа 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. No. 11, pp. 932-934.

MATERIALS SCIENCE PROBLEMS IN THE FRAMEWORK OF THE MEGA SCIENCE PROJECTS

Yu.O. Krasil'nikova, M.K. Melkonyan

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

- *Abstract*. The large facilities (Mega Science) belong to the field of high-energy physics and astrophysics, but at the stages of their design and construction a number of problems arise that can be explored by technical universities in the field of materials science. The National University of Science and Technology MISIS has been involved in the SHiP and LHCb CERN projects, which is extremely beneficial to the university, as it has received an opportunity to carry out studies at the cutting edge of particle physics at CERN. Both projects open prospects in developing new materials, technologies and methodology; unique educational programs for young scientists and PhD students; establishing the advanced laboratories focused on key issues of Mega Science projects. The main result of successful participation of the Russian University in Mega Science projects can be improvement of its competitiveness in the global scientific and educational space.
- *Keywords*: Mega Science projects, the European Organization for Nuclear Research CERN, Standard Model of particle physics, the Large Hadron Collider, SHiP project, LHCb project.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-932-934

REFERENCES

1. Florio M., Forte S., Sirtori E. Cost-benefit analysis of the large hadron collider to 2025 and beyond. *Physics and Society*. Report

number: TIF-UNIMI-2015-9. July 2015, pp. 17. Available at URL: https://arxiv.org/abs/1507.05638 (Accessed 16.08.2017)

- Rosenfeld R. Physics beyond the Standard Model. Proceedings of the 2015 CERN–Latin-American School of High-Energy Physics on March 4-17 2015, Ibarra, Ecuador, pp. 159–162. Available at URL: https://e-publishing.cern.ch/index.php/CYR/article/view/436/294 (Accessed 16.08.2017)
- Riegler W. LHC Experiments Upgrade and Maintenance. Proceedings of Chamonix 2014 Workshop on LHC Performance on September 22-25 2014, Chamonix, France, pp. 288–289. Available at URL: https://e-publishing.cern.ch/index.php/CYR/article/view/158/102 (Accessed 16.08.2017)
- SHiP Collaboration: Anelli M., Aoki S., etc. A facility to Search for Hidden Particles (SHiP) at the CERN SPS. Technical proposal. CERN-SPSC-2015-016 SPSC-P-350, 8 April 2015, pp. 234. Available at URL: https://arxiv.org/pdf/1504.04956.pdf (Accessed 16.08.2017)
- Acknowledgements. The work was supported by the grant no. 14.572.21.0004 of the Federal Targeted Program for Research and Development in Priority Areas of Development of the Russian Scientific and Technological Complex for 2014–2020.

Information about the authors:

Yu.O. Krasil'nikova, Head of the Department of Scientific and Technical Information and Youth Programs M.K. Melkonyan, Coordinator of NCP "Infrastructure" (fp7-infra@misis.ru)

Received August 18, 2017

БОРИСУ СТЕПАНОВИЧУ МАСТРЮКОВУ – 80!



Заслуженному деятелю науки и техники РФ, академику Международной академии наук экологии и безопасности и жизнедеятельности (МАНЕБ), лауреату Премии Президента РФ в области образования, д.т.н., профессору Борису Степановичу Мастрюкову 14 сентября 2017 г. исполнилось 80 лет.

Б.С. Мастрюков поступил в МИСиС в 1954 г. и с тех пор вся его трудовая деятельность проходит в институте: стулент, ассистент, старший преподаватель, доцент, профессор кафедры теплофизики и экологии металлургического производства. Свою научную деятельность Борис Степанович начинал под руководством проф. В.А. Кривандина, занимаясь проблемой повышения светимости факела природного газа путем его термического пиролиза. В 1965 г. он защитил кандидатскую, а в 1980 докторскую диссертацию. Научные интересы Бориса Степановича были сконцентрированы вокруг проблем исследования спектральных характеристик поверхностей реальных систем, в которых имеет место радиационный теплообмен. Результаты его научных исследований легли в основу совершенствования тепловой работы печей, разработки математических моделей теплообменных процессов в рабочем пространстве печей и методов расчета радиационного теплообмена в реальных системах.

В 1996 г. по решению ректората института Б.С. Мастрюков возглавил кафедру «Безопасность жизнедеятельности». Огромный опыт педагогической, научной и научно-организационной работы позволил организовать эффективную работу подготовки инженеров по новой для института специальности «БЖД в техносфере».

За время работы на кафедрах «Теплофизика и экология металлургического производства» и «Безопасность жизнедеятельности» под руководством Б.С. Мастрюкова 30 его учеников защитили кандидатские диссертации. Им опубликовано более двухсот научных статей в различных журналах, в соавторстве с другими преподавателями написано более 16 учебников и монографий, из которых «Расчеты металлургических печей» выдержали три, а «Безопасность в чрезвычайных ситуациях» – четыре издания. На кафедре было создано научное направление по повышению промышленной безопасности предприятий, оценке риска возникновения техногенных аварий и потенциальной опасности в целях защиты персонала и населения от негативного воздействия поражающих факторов. Борис Степанович является членом редколлегий журналов «Металлург», «Безопасность жизнедеятельности», «Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций», председателем диссертационного Совета и членом других Советов.

Б.С. Мастрюков внес заметный вклад в развитие и совершенствование учебно-методического процесса, работая заместителем председателя Методического совета института. За разработку системного подхода и составление матрицы логических связей в учебном процессе Б.С. Мастрюкову присуждена премия Президента РФ в области образования.

В 2016 г. Б.С. Мастрюков с коллективом авторов разработал и внедрил в учебный процесс он-лайн курс «Безопасность жизнедеятельности» на портале Открытого образования. Борис Степанович всегда открыт к новым решениям в совершенствовании качества и уровня учебного процесса.

Б.С. Мастрюков – великолепный педагог, мудрый, доброжелательный наставник, человек высокой ответственности. Стиль его работы – тщательность, увлеченность, фундаментальный подход к решению научных проблем, глубокое изучение и строгая обоснованность выводов. Он никогда не уступает в принципиальных вопросах, но всегда готов помочь советом и делом, конструктивной критикой, поддержать неизменной шуткой, согреть своим обаянием. Порядочность и неравнодушие к окружающим миру всегда притягивали профессионалов, коллег и студентов. Все это позволяло создавать в коллективе кафедры творческую, непринужденную рабочую обстановку и до сих пор кафедра старается поддерживать качество выпускаемых специалистов и традиции, которые заложил Борис Степанович Мастрюков, как основатель и заведующий кафедрой.

Сотрудники кафедры «Техносферная безопасность», особенно те, кто является учениками Бориса Степановича, безгранично благодарны за участие в их жизни и становлении каждого как профессионала в педагогической и научной сферах.

Искренне поздравляя Бориса Степановича с юбилеем, от всего сердца желаем ему крепкого здоровья, благополучия, творческих успехов в осуществлении новых планов и замыслов.

> Коллектив кафедры «Техносферная безопасность». Редколлегия и редакция журнала «Известия вузов. Черная металлургия».

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Полулях Л.А., ответственный секретарь

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 17.11.2017. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,5. Заказ 6167. Цена свободная.

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

IZVESTIVA FERROUS METALLURGY

SHAMOTTE REFRACTORY MATERIALS ON THE BASIS OF TECHNOGENIC RAW MATERIALS FOR LINING OF THERMAL UNITS OF FOUNDRY PRODUCTION

DEVELOPMENT OF AUTOMATIC SYSTEM OF GAS-DYNAMIC CUT-OFF OF SLAG FOR CONVERTER WITH ROTATING VESSEL SHELL

INFLUENCE OF PARAMETERS OF THE CALIBRATION PROCESS ON BENDING STIFFNESS OF STEEL ROD. PART 1. DETERMINATION OF RESIDUAL STRESSES IN THE CALIBRATED ROD

METHOD OF OBTAINING EXACT ANALYTICAL SOLUTIONS OF TASKS OF HEAT CONDUCTIVITY WITH WARMTH SOURCES

RESEARCH OF PROPERTIES OF THE CUTTING TOOL RECEIVED BY POWDER METALLURGY

NEURAL NETWORK MODEL OF IRON DIFFUSION IN AUSTENITIC STEELS

STUDY OF ALLOYS MODIFICATION BY NANOMATERIALS

INFLUENCE OF ALLOYING AND THERMAL TREATMENT ON ABRASIVE AND IMPACT-ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF CASTINGS PRODUCED FROM HIGH-MANGANESE STEEL

TEXTURAL HEREDITY AT PHASE TRANSFORMATIONS IN LOW-CARBON LOW-ALLOY PIPE STEEL AFTER CONTROLLED THERMOMECHANICAL PROCESSING

FUNDAMENTAL APPROACHES IN THE DEVELOPMENT OF HIGH-STRENGTH STRUCTURAL EASY-TO-WELD STEELS WITH NANOSTRUCTURING

PARAMETRICAL MODEL OF STRESS-STRAIN STATE OF THE ROLL ON A COILER

MATERIALS SCIENCE PROBLEMS IN THE FRAMEWORK OF THE MEGA SCIENCE PROJECTS