ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 61 Номер 4 2018

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Синтез высокодисперсного карбида ванадия (VC) С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОВОЛОКНИСТОГО УГЛЕРОДА

Нагруженность и напряженное состояние бойков установки НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ ПОЛОСЫ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛИСТОВ из стали для сварных труб. Сообщение 1

• ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ РАСЧЕТА ПРОЦЕССА ОБЖИГА РУДО-УГОЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ НА КОНВЕЙЕРНОЙ МАШИНЕ

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Исследование структуры биметалла конструкционная УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ – НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ

ГРАДИЕНТНАЯ СТРУКТУРА СЛОЯ, НАПЛАВЛЕННОГО НА СТАЛЬ HARDOX 450 порошковой проволокой Fe-C-Cr-Nb-W и модифицированного ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

• ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Календарное планирование ИТ-сервисов ERP-проекта ПРЕДПРИЯТИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY VOI. 61 NO. 4 2018

Web: www.fermet.misis.ru

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ <u>ИЗЗВЕССТИЛЯ</u> ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ № 4, 2018 Издается с января 1958 г. ежемесячно ТОМ 61

BBEC1198(91 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)

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

Члены редакционной коллегии: ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный

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 индистриальный иниверситет. г. Новокизнеик)

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

университет, г. Тула) КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и

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

КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва) ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия) ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград) МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия) ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела

«Ресурсосбережение в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Инновации в металлургическом промышленном

и лабораторном оборудовании, технологиях и матетиалах» (Российский наично-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Настоящий номер журнала подготовлен к печати Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Тел./факс: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27 E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru

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

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

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

Сибирский государственный индустриальный университет

РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «Стали особого назначения» (Академия наук Болгарии. Болгария) РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург)

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

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

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

индистриальный иниверситет. г. Новокизнеик)

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материало-

ведение» (Наииональный 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)



UZVESTIYA. 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)

Deputy Coordinating Editor: BASHCHENKO L.P. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

> **E ditorial Board:** V.M. KOLOKOL'TSEV (Magnitogorsk State Technical

M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and

University, Magnitogorsk)

N.P. ALESHIN (Russian Akademy of Sciences, Moscow) 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) V.D. BELOV (National Research Technological

University "MISIS", Moscow) A.A. BRODOV, Editor of the section "Economic efficiency of metallurgical production" (IP Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow)

A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal University, Ekaterinburg)

A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow) M.R. FILONOV, Editor of the section "Material science" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

A.M. GLEZER (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

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

K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "Metallurgical Technologies" (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

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

A.G. KOLMAKOV (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

Materials Science of RAS, Moscow) K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow) YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State Technical University, Moscow) V.V. KURNOSOV (National Research Technological University "MISIS", Moscow) S.S. LAZUTKIN (Group of Companies "MetProm", Moscow) H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany) V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University, Volgograd) L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk) S.A. NIKULIN (National Research Technological University "MISIS", Moscow) O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales, Sidney, Australia) G.S. PODGORODETSKII, Editor of the section "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow) I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section "Inovations in metallurgical industrial and laboratory equipment, technologies and materials"

(Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk) TS.V. RASHEV, Editor of the section "Superduty steel"

(Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria)

A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg) O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University, Ekaterinburg)

L.M. SIMONYAN, Editor of the section "Ecology Rational Use of Natural Resources" (National Research Technological University "MISIS", Moscow) R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University.

Germany)

B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company, Moscow)

L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals", Ekaterinburg)

S.V. SOLODOV, Editor of the section "Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland) N.A. SPIRIN (Ural Federal University, Ekaterinburg)

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

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

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

A.B. YUR'EV (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk) V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel)

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

Founders:



Siberian State Industrial University

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

Editorial Addresses:

119991, 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. 2018. Том 61. № 4

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Чукин М.В., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Чукин Д.М., Никитенко О.А. Исследование влияния скорости движения заготовки из высокоуглеродистой стали в агрегате патентирования на формирование структуры и механических свойств 306

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

краткие сообщения

 Izvestiya VUZOV. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2018. Vol. 61. No. 4

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Yu.L. Krutskii, A.G. Tyurin, M.V. Popov, E.A. Maksimovskii,	
O.V. Netskina Synthesis of finely dispersed vanadium carbide	
(VC _{0.88}) using nanofibrous carbon	260
O.S. Lekhov, A.V. Mikhalev, M.M. Shevelev Load and strain status of	
CCM backups and stripe deformation at production of steel sheets	
for welded pipes. Report 1	268
N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, A.A. Umanskii, A.R. Mikhno, L.V. Du-	
mova Investigation and development of welding fluxes with the	
use of ladle electric-furnace slag and barium-strontium modifier	
for rolls surfacing	274

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

MATERIAL SCIENCE

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

V.V. Zimin, V.V. Mit'kov, A.V. Zimin Calendar planning of IT-services	
of the enterprise's ERP-project	319
V.D. Sarychev, B.B. Khaimzon, S.A. Nevskii, A.V. II'yashchenko,	
V.A. Grishunin Mathematical models of mechanisms for rolled	
products accelerated cooling	326

SHORT REPORTS

A.G. Nikitin, E.I. Demina, I.A. Bazhenov Experimental investigation	
of pre-curved stripe cutting by scissors	. 333

ИЗВЕСТИЯ высших учебных заведений ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ



От имени профессорско-преподавательского состава Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина и себя лично горячо поздравляю, редакционный совет и коллектив редакции журнала «Известия высших учебных заведений. Черная металлургия» с замечательным юбилеем, отражающим 60-летие совместной творческой работы редакции журнала с авторами публикаций. За эти годы журнал получил международное признание, о чем свидетельствует включение публикаций журнала в международные реферативные базы Scopus, Russian Science Citation Index, Web of Science и Chemical Abstracts Service.

Считаю своим долгом отметить, что творческий контакт редакции с учеными нашего университета установился с издания первых номеров журнала, и за годы его издания эти связи только укреплялись. Высокая активность ученых нашего вуза в подготовке рукописей статей для журналаюбиляра обязана результативности работы коллективов ведущих научных школ университета в области металлургии, а также участию руководителей этих школ в работе редакционной коллегии.

Мне приятно отметить, что Почетный выпускник нашего вуза, ныне академик РАН, Л.И. Леонтьев, возглавляет редакционную коллегию такого авторитетного научного журнала.

Желаю коллективу редакции творческих успехов, основу которых составляет плодотворное сотрудничество с образованием, наукой и производством!

> Ректор УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина В.А. Кокшаров

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 260 – 267. © 2018. Крутский Ю.Л., Тюрин А.Г., Попов М.В., Максимовский Е.А., Нецкина О.В.

УДК 546.261

СИНТЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО КАРБИДА ВАНАДИЯ (VC_{0,88}) С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОВОЛОКНИСТОГО УГЛЕРОДА^{*}

Крутский Ю.Л.¹, к.т.н., доцент кафедры химии и химической

mexнологии(j_krutskii@rambler.ru)

Тюрин А.Г.¹, к.т.н., доцент кафедры материаловедения

в машиностроении (a.tyurin@corp.nstu.ru)

Попов М.В.¹, старший преподаватель кафедры химии и химической

mexнологии (m.popov@corp.nstu.ru)

Максимовский E.A.², к.х.н., старший научный сотрудник лаборатории

эпитаксиальных слоев (eugene@niic.nsc.ru)

Нецкина О.В.³, к.х.н., старший научный сотрудник лаборатории исследования

гидридных соединений (netskina@catalysis.ru)

 ¹ Новосибирский государственный технический университет (630073, Россия, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20)
 ² Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН (630090, Россия, г. Новосибирск, пр. Академика Лаврентьева, 3)
 ³ Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН (630090, Россия, г. Новосибирск, пр. Академика Лаврентьева, 5)

Аннотация. Представлены результаты исследования процесса синтеза высокодисперсного порошка карбида ванадия состава VC_{0.88}. Карбид ванадия был получен восстановлением оксида ванадия (III) нановолокнистым углеродом (НВУ) в индукционной печи в среде аргона. НВУ – продукт каталитического разложения легких углеводородов. Основной характеристикой НВУ является высокое значение удельной поверхности (~150 000 м²/кг), что существенно выше, чем у сажи(~50 000 м²/кг). Содержание примесей в НВУ находится на уровне 1 % (по массе). На основе анализа диаграммы состояния системы V-С определены состав шихты и верхний температурный предел реакции карбидообразования для получения карбида ванадия в порошкообразном состоянии. На основе термодинамического анализа определена температура начала реакции карботермического восстановления оксида ванадия (III) при различных давлениях СО. Изучены характеристики карбида ванадия с использованием рентгенофазового и элементных анализов, пикнометрического анализа, сканирующей электронной микроскопии с применением локального энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (EDX), низкотемпературной адсорбции азота с последующим определением удельной поверхности по методу БЭТ, седиментационного анализа, синхронной термогравиметрии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ТГ/ДСК). Полученный при оптимальных параметрах материал представлен одной фазой – карбидом ванадия VC_{0.88}. Частицы порошка преимущественно агрегированы. Средний размер частиц и агрегатов составляет 9,2 – 9,4 мкм с широким диапазоном распределения по размерам. Удельная поверхность образцов составляет 1800 – 2400 м²/кг. Окисление карбида ванадия начинается при температуре примерно 430 °С и практически заканчивается приблизительно при 830 °С. Оптимальными параметрами синтеза являются соотношение реагентов по стехиометрии на получение карбида состава VC_{0.88} при температуре 1500 – 1600 °С и времени выдержки 20 мин. Показано, что для такого процесса нановолокнистый углерод является эффективным восстановителем и карбидизатором и что оксид ванадия (III) практически полностью восстанавливается до карбида VC_{0.88}

Ключевые слова: высокодисперсный порошок, синтез, карбид ванадия, нановолокнистый углерод, карботермическое восстановление.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-260-267

Карбид ванадия VC_{0,88} вследствие высоких значений температуры плавления, твердости, тепло- и электропроводности, значительной химической инертности [1] используется при изготовлении защитных покрытий на стальных изделиях [2 – 4]. Применяется он также в качестве ингибитора роста зерен карбида вольфрама в твердых сплавах WC–Co [5 – 8], катализатора [9 – 11].

Карбид ванадия в порошкообразном виде может быть получен следующими методами: восстановлением оксида ванадия магнием [12 - 14] или натрием [15]в присутствии углерода или его соединений; синтезом из элементов [16]; карботермическим восстановлением [9 - 11, 17 - 27]. При синтезе карбида ванадия этим методом применяется углерод [9, 17, 25, 26] и его соединения: метан CH₄ [10, 11, 18], пропан C₃H₈ [19], винная кислота C₄H₆O₆ [20], дициандиамид C₂H₄N₄ [21], меламин C₃H₆N₆ [22], цианамид CH₂N₂ [23], синтетическая смола [24], *n*-додекан C₁₂H₂₆ [25], сахаро-

^{*} Работа выполнена в НГТУ в рамках проектной части государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации № 10.1151.2014/К.

за $C_{12}H_{22}O_{11}$ [28]. В работах [27, 29] сообщается, что реакция синтеза карбида ванадия происходит через образование низших оксидов: $V_2O_5 \rightarrow VO_2 \rightarrow V_5O_9 \rightarrow V_4O_7 \rightarrow V_2O_3 \rightarrow VC_{1-x} \rightarrow V_8C_7(VC_{0.88}).$

Таким образом, в довольно большом количестве публикаций, посвященных исследованию карботермического процесса синтеза этого соединения, сообщается о значительном количестве различных углеродных материалов и соединений углерода. Однако следует отметить, что информация о влиянии типа углеродного материала на условия синтеза и характеристики карбида ванадия ограничена. В частности, отсутствуют сведения об использовании в качестве реагента нановолокнистого углерода (НВУ), полученного каталитическим пиролизом метана [30]. В то же время ранее показано, что НВУ является эффективным реагентом для синтеза тугоплавких карбидов [31 – 33].

В настоящей работе описывается получение высокодисперсного порошка карбида ванадия VC_{0,88} восстановлением оксида ванадия (III) НВУ при различных температурах. Выполнено также изучение некоторых его характеристик и свойств.

Нановолокнистый углерод состоит из (4-8)-мм гранул, образованных плотно переплетенными нанонитями диам. 30 - 100 нм. НВУ достаточно чист: находящиеся в нем примеси представляют собой остатки исходного катализатора (90 % Ni/10 % Al₂O₂); их содержание не превышает 1 % (по массе) [30]. Для проведения синтеза гранулы НВУ растирались в агатовой ступке и просеивались через сито 100 мкм. Удельная поверхность измельченного НВУ достаточно развита (рис. 1) и находится на уровне 150 000 м²/кг, т.е. существенно выше, чем у ламповой сажи (примерно 50 000 м²/кг) [17, 30]. Другим реагентом служил оксид ванадия V₂O₃ (ТУ 6-09-02-390-85, чистота 99 % (по массе), средний размер частиц 0,92 мкм). Все исходные реагенты перед проведением экспериментов высушивались в печи при 100 °С для удаления влаги.

Известно, что карбид ванадия VC имеет очень узкую область гомогенности (42,1 – 46,5 % (ат.) C); его предельный состав – VC_{0,88} [1]. Поэтому для получения карбида ванадия, свободного от примесей реагентов, шихта должна готовиться строго в соответствии со стехиометрией для реакции

$$V_2O_3 + 4,76C = 2VC_{0.88} + 3CO.$$
 (1)

Исходные порошки совместно просеивались через сито 100 мкм.

Изменение свободной энергии для реакции (1) при давлении СО 0,1 МПа, вычисленное по термодинамическим данным [1, 34], становится отрицательным при температурах выше ~1390 К или около 1120 °С. При уменьшении давления СО эта температура существенно снижается (рис. 2). Для обеспечения полноты протекания реакции (1) могут потребоваться более высокие температуры. Эксперименты были проведены при температурах 1200, 1400, 1500 и 1600 °С (образцы 1, 2, 3 и 4 соответственно) в индукционной печи модели ВЧ-25АВ (ООО ТД «Мосиндуктор») в среде аргона, что устраняло нежелательную вероятность образования нитридов ванадия V₃N и VN [1] и уменьшало парциальное давление СО. Температура плавления оксида ванадия (III) составляет примерно 1970 °С [34]. Углерод при этих температурах находится в твердофазном состоянии [35]. Температура плавления карбида ванадия состава VC_{0 88} равна 2625 °C [1]. По этим причинам реакция карбидообразования в выбранном температурном диапазоне является твердофазной, а целевой продукт - карбид состава VC_{0 88} должен получаться в порошкообразном состоянии.

Шихта массой примерно 10 г засыпалась в тигли из углерода, помещаемые в кварцевый реактор. Через реактор, вставляемый в индуктор, продувался аргон. Время процесса во всех случаях составляло 20 мин. Оценку степени прохождения реакции проводили пу-



Рис.1. Микрофотография ПЭМ измельченного НВУ, полученная на микроскопе JEM-2010 (JEOL)

Fig. 1. TEM micrographs of grinded NFC obtained using JEM-2010 (JEOL) microscope



Рис. 2. Изменение свободной энергии реакции (1) при различных значениях давления СО

Fig. 2. Change of free-energy of the reaction (1) at various CO pressure values

тем взвешивания шихты и продуктов реакции и сопоставления экспериментальных данных с расчетными.

Продукты реакций исследовались рентгенофазовым анализом на дифрактометре ДРОН-3 с использованием Си Ка-излучения ($\lambda = 0,15406$ нм). Размер кристаллитов L, нм, в фазе карбида ванадия определяли по формуле Шеррера с учетом инструментального уширения [36]. Содержание ванадия и примесей элементов с большой атомной массой (больше атомной массы фтора) в полученных образцах определяли рентгеноспектральным флуоресцентным методом на анализаторе ARL-Advant'х с Rh-анодом рентгеновской трубки. Содержание общего углерода определяли по СО, путем сжигания навески в токе кислорода на анализаторе CS-444 фирмы «LECO». Действительную плотность образцов измеряли на автоматическом газовом пикнометре Ultrapycnometer 1200е. Морфологию поверхности и элементный состав образцов изучали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) S-3400N производства фирмы «Hitachi», оборудованном приставкой для энергодисперсионного анализа производства фирмы «Oxford Instruments».

Микрофотографии поверхности образцов получены в режиме низкого вакуума детектором обратнорассеянных электронов. Текстурные характеристики образцов определяли по изотермам низкотемпературной адсорбции и десорбции азота при 77 К, полученных на приборе Quantachrom NOVA 2200е в диапазоне относительных давлений от 0,005 до 0,995. Удельную поверхность рассчитывали по многоточечному методу БЭТ. Седиментационный анализ выполняли на лазерном анализаторе частиц MicroSizer 201 ВА Инструментс. Тугоплавкие соединения и изделия из них обычно эксплуатируются в экстремальных условиях, в том числе в окислительных средах. Поэтому стойкость их к действию кислорода при повышенных температурах является важным свойством. Термоокислительную стабильность полученных образцов определяли с использованием прибора синхронного термического анализа NETZSCH STA 449 C Jupiter. В ходе анализа проводили окисление карбида в атмосфере кислорода при нагревании до температуры 1000 °С со скоростью 15 К/мин.

Расчетная убыль массы для реакции (1) составляет 40,56 % (по массе). По результатам экспериментов для образцов 1, 2, 3 и 4 убыль массы составляет 18,8; 34,8; 41,6 и 42,0 % (по массе) соответственно. Некоторое превышение величины экспериментальной убыли массы над расчетной связано, вероятно, с наличием примеси оксида ванадия (V) в исходном реагенте – оксиде ванадия (III).

Дифрактограммы полученных образцов приведены на рис. 3. Фаза карбида V_8C_7 ($\approx VC_{0,88}$) присутствует во всех образцах. Однако при температурах 1200 и 1400 °C на дифрактограммах имеются также рефлексы исходного реагента – оксида V_2O_3 . Вычисленные по уравнению Шеррера размеры кристаллитов карби-



да ванадия составляют 40 и 45 нм соответственно для образцов 3 и 4.

Таким образом, по совокупности этих методов можно утверждать, что при температурах процесса ниже 1500 °C реакция карбидообразования имеет место, однако не проходит до конца. Оптимальные температуры процесса находятся в диапазоне 1500 – 1600 °C. Увеличение температуры синтеза выше 1600 °C нецелесообразно, поскольку явно приведет к повышению размеров частиц.

Результаты элементного анализа образцов 3 и 4 приведены в табл. 1. Примесями являются элементы с атомной массой больше, чем у фтора: Al, Ni, S, Si, Ca, Fe, Nb, K, Ti, Zr (на уровне следов).

Расчетное содержание ванадия в карбиде VC_{0.88} составляет 82,85 % (по массе), углерода – 17,15 % (по массе). Результаты элементного анализа образцов 3 и 4 очень близки к расчетным данным. Это является доказательством низкого содержания примесей в исследованных образцах. С учетом вероятного присутствия кислорода и непрореагировавшего углерода содержа-

Таблица 1

Результаты элементного анализа образцов карбида ванадия

Table 1. Results of elemental analysis of vanadium carbide samples

05	Содержание, % (по массе)									
Ооразец	V	Примеси	С _{общ}							
3	80,34	1,61	17,2							
4	80,06	1,56	17,3							

ние примесей может быть оценено на уровне 2 % (по массе).

Плотность образцов *3* и *4* составляет 1500 – 5180 и 1600 – 5170 кг/м³ соответственно. Эти значения достаточно близки к приведенным в справочной литературе для карбида ванадия ($\rho = 5360$ кг/м³) [37].

Типичные фотографии частиц образцов, выполненные на растровом электронном микроскопе, приведены на рис. 4. На снимках образцов 1 и 2 отчетливо видно, что они представлены частицами исходных реагентов. Образцы 3 и 4 (реакция карбидообразования явно прошла до конца) представлены более крупными частицами с округлыми краями (очевидное доказательство того, что они были получены по химическим реакциям). Частицы агрегированы. По результатам энергодисперсионной спектроскопии в образцах 3 и 4 присутствуют преимущественно ванадий, углерод и в незначительных количествах кислород.

Значения удельной поверхности образцов 1 - 4 следующие: 31 100; 24 800; 2400 и 1800 м²/кг соответственно.

Значения удельной поверхности образцов, полученных при температурах 1200 и 1400 °С, довольно велики. С увеличением температуры они резко снижаются. Это явно следствие полного расходования имеющего развитую удельную поверхность НВУ на реакцию карбидообразования.

Результаты седиментационного анализа (гистограммы) однофазных образцов (3 и 4) приведены на рис. 5.

По методике, приведенной в работе [38], «геометрическим методом» определены средние размеры частиц/ агрегатов, величины стандартных отклонений, диапазонов дисперсности и показателей асимметричности. Эти данные (табл. 2) показывают, что повышение температуры приводит к незначительному росту размеров частиц/агрегатов. Величины стандартных отклонений свидетельствуют о широком диапазоне распределения частиц/агрегатов по размерам (они «плохо отсортированы»). Сравнительно невысокие значения показателей асимметричности – доказательство симметричности гистограмм.

При нагреве карбида ванадия в кислороде термодинамически наиболее вероятно протекание следующей реакции [39]:

$$2VC_{0.88} + 4,26O_2 = V_2O_5 + 1,76CO_2.$$
 (2)

При этом расчетная прибыль массы составляет 47,82 % (по массе).

Дериватограммы образцов 3 и 4 практически идентичны. Кривые термогравиметрии (ТГ) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) для образца 3 приведены на рис. 6.

Окисление образца начинается при температуре примерно 430 °C и завершается около 830 °C. Фактический прирост массы составляет около 47 % (по массе), следовательно, можно считать, что окисление образца карбида ванадия прошло полностью. Следует отметить, что окисление нанопорошка карбида ванадия с размером частиц 0,2 мкм происходит в температурном диапазоне 280 – 580 °C, то есть при менее высоких температурах [40].



Рис.4. Снимки СЭМ образцов 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г)

Fig. 4. SEM images of the samples 1(a), $2(\delta)$, $3(\epsilon)$, $4(\epsilon)$





Fig. 5. Particle size distribution (histograms) for samples 3(a) and 4(b)

Таблица 2

Результаты седиментационного анализа

Образец	Средний размер 50 % частиц и агрегатов, мкм	Средний размер частиц и агрегатов, мкм	Стандартное отклонение, мкм	Показатель асимметричности
3	11,0	9,2	2,32	-0,39
4	11,3	9,4	2,29	-0,39

Table 2. The results of sedimentation analysis

Уменьшение массы в области температур 500 – 600 °С, сопровождающееся экзотермическим эффектом, отсутствует, что свидетельствует о практическом отсутствии примесей свободного углерода.

По совокупности результатов по убыли массы в ходе реакции, элементного и термогравиметрического анализов содержание примесей (элементы с атомной массой больше, чем у фтора, и непрореагировавшие реагенты) в карбиде ванадия можно оценить на уровне примерно 2 % (по массе).

Выводы. Проведено исследование процесса синтеза мелкокристаллического порошка карбида ванадия карботермическим восстановлением оксида ванадия (III) с использованием нановолокнистого углерода. Процесс проведен в индукционной печи тигельного типа в среде аргона. Оптимальные параметры процесса следующие: массовое соотношение оксид ванадия (III)/углерод по стехиометрии на карбид VC_{0.88}; время выдержки при температурах 1500 - 1600 °C составит 20 мин. Полученные продукты однофазны и содержат только карбид VC_{0 88} с незначительным количеством примесей (2,0 % по массе). Значения пикнометрической плотности синтезированных карбидов практически соответствуют приведенным в справочной литературе. По результатам растровой электронной микроскопии установлено, что частицы карбида ванадия имеют округлую форму с размером до 7 мкм. Частицы агрегированы. Удельная поверхность однофазных образцов составляет 1800 – 2400 м²/кг, средние размеры частиц 9,2 – 9,4 мкм. Окисление карбида ванадия происходит в температурном диапазоне 430 – 830 °С. Показано, что нановолокнистый углерод может быть эффективно использован для синтеза карбида ванадия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / Под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия. 1986. – 928 с.
- 2. Wu X.Y., Li G.Z., Chen Y.H., Li G.Y. Microstructure and mechanical properties of vanadium carbide coatings synthesized by reactive



Fig. 6. TG (1) and DSC (2) curves for sample 3

magnetron sputtering // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2009. Vol. 27. P. 611 - 614.

- Fan X.S., Yang Z.G., Xia Z.H., Zhang C., Che H.Q. The microstructure evolution of VC coatings on AISI H13 and 9Cr18 steel by thermo-reactive deposition process // Journal of Alloys and Compounds. 2010. Vol. 505. L15 – L18.
- Qianlin W., Wenge L., Ning Z., Gang W., Haishan W. Microstructure and wear behavior of laser cladding VC–Cr₇C₃ ceramic coating on steel substrate // Materials & Design. 2013. Vol. 49. P. 10 – 18.
- Hyoung R.L. Role of vanadium carbide additive during sintering of WC-Co: mechanism of grain growth inhibition // Journal of the American Ceramic Society. 2003. Vol. 86. No. 1. P. 152 – 154.
- Bonny K., De Baets P., Vleugels J. etc. Impact of Cr₃C₂/VC addition on the dry sliding friction and wear response of WC-Co cemented carbides // Wear. 2009. Vol. 267. P. 1642 – 1652.
- Espinoza-Fernández L., Borrell A., Salvador M.D., Gutierrez-Gonzalez C.F. Sliding wear behavior of WC-Co-Cr₃C₂-VC composites fabricated by conventional and non-conventional techniques // Wear. 2013. Vol. 307. P. 60 – 67.
- Курлов А.С., Гусев А.И. Физика и химия карбидов вольфрама. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 272 с.
- Meunier F., Delporte P., Heinrich B.etc. Synthesis and characterization of high specific surface area vanadium carbide; application to catalytic oxidation // Journal of Catalysis. 1997. Vol. 169. P. 33 44.
- Choi J-G. Ammonia decomposition over vanadium carbide catalysts // Journal of Catalysis. 1999. Vol. 182. P. 104 – 116.
- Rodríguez P., Brito G.L., Albornoz A., Labadí M., Pfaff C., Marrero S., Moronta D., Betancourt P. Comparison of vanadium carbide and nitride catalysts for hydrotreating // Catalysis Communications. 2004. Vol. 5. P. 79 82.
- Liu Z.G., Tsuchiya K., Umemoto M. Mechanical milling of fullerene with carbide forming elements // Journal of Materials Science. 2002. Vol. 37. P. 1229 – 1235.
- Zhang B., Li Z.Q. Synthesis of vanadium carbide by mechanical alloying // Journal of Alloys and Compounds. 2005. Vol. 392. P. 183 – 186.
- Ma J., Wu M., Du Y., Chen S., Ye J., Jin L. Low temperature synthesis of vanadium carbide (VC) // Materials Letters. 2009. Vol. 63. P. 905 – 907.
- 15. Chen Y., Zhang H., Ye H., Ma J. A simple and novel route to synthesize nano-vanadium carbide using magnesium powders, vanadium pentoxide and different carbon source // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2011. Vol. 29. P. 528 – 531.
- 16. Wang L., Li Q., Mei T. etc. A thermal reduction route to nanocrystalline transition metal carbides from waste polytetrafluoroethylene and metal oxides // Materials Chemistry and Physics. 2012. Vol. 137. P. 1 4.
- Шумилова Р.Г., Косолапова Т.Я. Полупромышленное получение карбида ванадия // Порошковая металлургия. 1968. № 11. С. 83 – 88.
- Kapoor R., Oyama S.T. Synthesis of vanadium carbide by temperature programmed reaction // Journal of Solid State Chemistry. 1995. Vol. 120. P. 320 – 326.
- 19. Низкотемпературная плазма. Т. 12. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов / В.П. Сабуров, А.Н. Черепанов, М.Ф. Жуков, Г.В. Галевский, Г.Г. Крушенко, В.Т. Борисов. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1995. – 344 с.
- Preiss H.D. Schultze D., Szulzewsky K. Carbothermal synthesis of vanadium and chromium carbides from solution-derived precursors // Journal of the European Ceramic Society. 1995. Vol. 19. P. 187 – 194.

- Lei M., Zhao H.Z., Yang H., etc. Syntheses of metal nitrides, metal carbides and rare-earth metal dioxymonocarbodiimides from metal oxides and dicyandiamide // Journal of Alloys and Compounds. 2008. Vol. 460. P. 130 – 137.
- **22.** Lei M., Zhao H.Z., Yang H., etc. Synthesis of transition metal carbide nanoparticles through melamine and metal oxides // Journal of the European Ceramic Society. 2008. Vol. 28. P. 1671 1677.
- Li P.G., Lei M., Tang W.H. Route to transition metal carbide nanoparticles through cyanamide and metal oxides // Materials Research Bulletin. 2008. Vol. 43. P. 3621 – 3626.
- 24. Eick B.M., Youngblood J.P. Carbothermal reduction of metal-oxide powders by synthetic pitch to carbide and nitride ceramics // Journal of Materials Science. 2009. Vol. 44. P. 1159 1171.
- Liu F., Yao Y., Zhang H., etc. Synthesis and characterization of vanadium carbide nanoparticles by thermal refluxing- derived precursors // Journal of Materials Science. 2011. Vol. 46. P. 3693 – 3697.
- 26. Dai L.Y., Lin S.F., Chen J.F., etc. A new method of synthesizing ultrafine vanadium carbide by dielectric barrier discharge plasma assisted milling // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2012. Vol. 30. P. 48 – 50.
- Zhao Z., Liu Y., Cao H., etc. Phase evolution during synthesis of vanadium carbide (V₈C₇) nanopowders by thermal processing of the precursor // Vacuum. 2008. Vol. 82. P. 852 – 855.
- Lin H., Tao B.W., Li Q., Li Y.R. In situ synthesis of (V₈C₇) nanopowders from a new precursor // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2012. Vol. 31. P. 138 – 140.
- Водопьянов А.Г., Кожевников Г.Н., Баранов С.В. Взаимодействие тугоплавких оксидов металлов с углеродом // Успехи химии. 1988. Т. LVII. Вып. 9. С. 1419 1439.
- Kuvshinov G.G., Mogilnykh Yu.L., Kuvshinov D.G., etc. Mechanism of Porous Filamentous Carbon Granule Formation on Catalytic Hydrocarbon Decomposition // Carbon. 1999. Vol. 37. P. 1239 1246.
- Крутский Ю.Л., Баннов А.Г., Антонова Е.В. и др. Синтез высокодисперсного порошка карбида титана с использованием нановолокнистого углерода // Перспективные материалы. 2014. № 2. С. 60 – 65.
- 32. Крутский Ю.Л., Дюкова К.Д., Баннов А.Г. и др. Синтез высокодисперсного порошка высшего карбида хрома с использованием нановолокнистого углерода // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2014. № 3. С. 3 – 8.
- 33. Крутский Ю.Л., Дюкова К.Д., Баннов А.Г. и др. Синтез высокодисперсного порошка карбида циркония с использованием нановолокнистого углерода // Научный Вестник НГТУ. 2015. Т. 60. № 3. С. 192 – 205.
- 34. Физико-химические свойства окислов: справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
- 35. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.
- West A.R. Solid State Chemistry and Its Applications. Part I. Chichester, John Wiley, 1984. – 734 p.
- Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения: справочник. М.: Металлургия, 1976. 560 с.
- 38. Blott S.J., Pye K. Gradistat: a grain size distribution and statistics package for the analysis of unconsolidated sediments // Earth Surface Processes and Landforms. 2001. Vol. 26. P. 1237 – 1248.
- 39. Войтович Р.Ф. Окисление карбидов и нитридов. Киев: Наукова Думка, 1981. – 192 с.
- 40. Крутский Ю.Л., Галевский Г.В., Корнилов А.А. Окисление ультрадисперсных порошков карбидов бора, ванадия и хрома // Порошковая Металлургия. 1983. № 2. С. 47 – 50.

Поступила 3 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 4, pp. 260-267.

SYNTHESIS OF FINELY DISPERSED VANADIUM CARBIDE (VC_{0.88}) USING NANOFIBROUS CARBON

Yu.L. Krutskii¹, A.G. Tyurin¹, M.V. Popov¹, E.A. Maksimovskii², O.V. Netskina³

¹ Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, Russia
² Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia

³ Boreskov Institute of Catalysis SB RAS, Novosibirsk, Russia

- Abstract. The paper presents the experimental data on the synthesis of finely dispersed powder of vanadium carbide (VC $_{0.88}$). Vanadium carbide was prepared by the reduction of vanadium oxide (III) with nanofibrous carbon (NFC) in the induction furnace under an argon atmosphere. NFC is a product of catalytic decomposition of light hydrocarbons. The main characteristic of a NFC is a high specific surface area (~150 000 m²/kg), which is significantly higher than that of soot (\sim 50 000 m²/kg). The content of impurities in the NFC is at the level of 1 % wt. Based on the analysis of the state diagram of the V-C system, the composition of the charge and the upper temperature limit of the carbide formation reaction for obtaining vanadium carbide in the powder state are determined. Based on the thermodynamic analysis, the temperature of the onset of the carbothermic reduction reaction of vanadium oxide (III) at various CO pressures was determined. The characteristics of vanadium carbide were studied using X-ray and elemental analyzes, pycnometric analysis, scanning electron microscopy using local energy dispersive X-ray microanalysis (EDX), low-temperature adsorption of nitrogen, followed by determination of the BET specific surface area, sedimentation analysis, synchronous thermogravimetry and differential scanning calorimetry (TG/DSC). The material obtained at optimal parameters is represented by a single phase – vanadium carbide $VC_{0.88}$. The powder particles were predominantly aggregated. The average size of the particles and the aggregates equaled $9.2 - 9.4 \,\mu\text{m}$ within a wide range of size distribution. The specific surface value of the obtained samples was $1800 - 2400 \text{ m}^2/\text{g}$. Oxidation of vanadium carbide began from the temperature of ~430 °C and practically ends at ~830 °C. Optimum parameters of synthesis are the ratio of reagents according to stoichiometry to obtain carbide of composition $VC_{0.88}$ at a temperature of 1500 - 1600 °C and a holding time of 20 minutes. It is shown that for this process nanofibrous carbon is an effective reducing agent and that vanadium oxide (III) is almost completely reduced to carbide $VC_{0.88}$.
- *Keywords*: finely dispersed powder, synthesis, vanadium carbide, nanofibrous carbon, carbothermic reduction.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-260-267

REFERENCES

- 1. Svoistva, poluchenie i primenenie tugoplavkikh soedinenii: spravochnik [Properties, production and application of refractory compounds: Reference book]. Kosolapova T.Ya. ed. Moscow: Metallurgiya, 1986, 928 p. (in Russ.).
- 2. Wu X.Y., Li G.Z., Chen Y.H., Li G.Y. Microstructure and mechanical properties of vanadium carbide coatings synthesized by reactive magnetron sputtering. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, vol. 27, pp. 611–614.
- Fan X.S., Yang Z.G., Xia Z.H., Zhang C., Che H.Q. The microstructure evolution of VC coatings on AISI H13 and 9Cr18 steel by thermo-reactive deposition process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010, vol. 505, pp. 15–18.
- 4. Qianlin W., Wenge L., Ning Z., Gang W., Haishan W. Microstructure and wear behavior of laser cladding VC–Cr₇C₃ ceramic coating on steel substrate. *Materials & Design.* 2013, vol. 49, pp. 10–18.

- 5. Hyoung R.L. Role of vanadium carbide additive during sintering of WC-Co: mechanism of grain growth inhibition. *Journal of the American Ceramic Society*. 2003, vol. 86, no. 1, pp. 152–154.
- Bonny K., De Baets P., Vleugels J., Huang S., Van der Biest O., Lauvers B. Impact of Cr₃C₂/VC addition on the dry sliding friction and wear response of WC-Co cemented carbides. *Wear*. 2009, vol. 267, pp. 1642–1652.
- Espinoza-Fernández L., Borrell A., Salvador M.D., Gutierrez-Gonzalez C.F. Sliding wear behavior of WC-Co-Cr₃C₂-VC composites fabricated by conventional and non-conventional techniques. *Wear*. 2013, vol. 307, pp. 60–67.
- Kurlov A.S., Gusev A.I. *Fizika i khimiya karbidov vol'frama* [Physics and chemistry of tungsten carbides]. Moscow: FIZMATLIT, 2013, 272 p. (in Russ.).
- Meunier F., Delporte P., Heinrich B., Bouchy C., Crouzet C., Pham-Huu C. Panissod P., Lerou J.J., Mills P.L., Ledoux M.J. Synthesis and characterization of high specific surface area vanadium carbide; application to catalytic oxidation. *Journal of Catalysis*. 1997, vol. 169, pp. 33–44.
- Choi J-G. Ammonia decomposition over vanadium carbide catalysts. *Journal of Catalysis*. 1999, vol. 182, pp. 104–116.
- Rodríguez P., Brito G.L., Albornoz A., Labadí M., Pfaff C., Marrero S., Moronta D., Betancourt P. Comparison of vanadium carbide and nitride catalysts for hydrotreating. *Catalysis Communications*. 2004, vol. 5, pp. 79–82.
- **12.** Liu Z.G., Tsuchiya K, Umemoto M. Mechanical milling of fullerene with carbide forming elements. *Journal of Materials Science*. 2002, vol. 37, pp. 1229–1235.
- Zhang B., Li Z.Q. Synthesis of vanadium carbide by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*. 2005, vol. 392, pp. 183–186.
- Ma J., Wu M., Du Y., Chen S., Ye J., Jin L. Low temperature synthesis of vanadium carbide (VC). *Materials Letters*. 2009, vol. 63, pp. 905–907.
- Chen Y., Zhang H., Ye H., Ma J. A simple and novel route to synthesize nano-vanadium carbide using magnesium powders, vanadium pentoxide and different carbon source. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 2011, vol. 29, pp. 528–531.
- Wang L., Li Q., Mei T., Shi L., Zhu Y., Qian Y. A thermal reduction route to nanocrystalline transition metal carbides from waste polytetrafluoroethylene and metal oxides. *Materials Chemistry and Physics*. 2012, vol. 137, pp. 1–4.
- Shumilova R.G., Kosolapova T.Ya. Semi-industrial production of vanadium carbide. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1968, no. 11, pp. 83–88. (In Russ.).
- Kapoor R., Oyama S.T. Synthesis of vanadium carbide by temperature programmed reaction. *Journal of Solid State Chemistry*. 1995, vol. 120, pp. 320–326.
- 19. Saburov V.P., Cherepanov A.N., Zhukov M.F., Galevskii G.V., Krushenko G.G., Borisov V.T. Plasma-chemical synthesis of ultradispersed powders and their application for the modification of metals and alloys. In: *Nizkotemperaturnaya plazma* [Low-temperature plasma]. Vol. 12. Novosibirsk: Nauka, Sibirskaya izdatel'skaya firma RAN, 1995, 344 p. (In Russ.).
- Preiss H., Schultze D., Szulzewsky K. Carbothermal synthesis of vanadium and chromium carbides from solution-derived precursors. *Journal of the European Ceramic Society*. 1995, vol. 19, pp. 187–194.
- Lei M., Zhao H.Z., Yang H., Song B., Cao L.Z., Li P.G., Tang W.H. Syntheses of metal nitrides, metal carbides and rare-earth metal dioxymonocarbodiimides from metal oxides and dicyandiamide. *Journal of Alloys and Compounds*. 2008, vol. 460, pp. 130–137.

- Lei M., Zhao H.Z., Yang H., Song B., Tang W.H. Synthesis of transition metal carbide nanoparticles through melamine and metal oxides. *Journal of the European Ceramic Society*. 2008, vol. 28, pp. 1671–1677.
- **23.** Li P.G., Lei M., Tang W.H. Route to transition metal carbide nanoparticles through cyanamide and metal oxides. *Materials Research Bulletin.* 2008, vol. 43, pp. 3621–3626.
- 24. Eick B.M., Youngblood J.P. Carbothermal reduction of metal-oxide powders by synthetic pitch to carbide and nitride ceramics. *Journal of Materials Science*. 2009, vol. 44, pp. 1159–1171.
- Liu F., Yao Y., Zhang H., Kang Y., Jin G., Huang Z., Liao X., Liang X. Synthesis and characterization of vanadium carbide nanoparticles by thermal refluxing- derived precursors. *Journal of Materials Science*. 2011, vol. 46, pp. 3693–3697.
- 26. Dai L.Y., Lin S.F., Chen J.F., Zeng M.Q., Zhu M. A new method of synthesizing ultrafine vanadium carbide by dielectric barrier discharge plasma assisted milling. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 2012, vol. 30, pp. 48–50.
- Zhao Z., Liu Y., Cao H., Gao S., Tu M. Phase evolution during synthesis of vanadium carbide (V₈C₇) nanopowders by thermal processing of the precursor. *Vacuum*. 2008, vol. 82, pp. 852–855.
- Lin H., Tao B.W., Li Q., Li Y.R. In situ synthesis of (V₈C₇) nanopowders from a new precursor. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 2012, vol. 31, pp. 138–140.
- Vodop'yanov A.G., Kozhevnikov G.N., Baranov S.V Interaction of refractory metal oxides with carbon. *Russian Chemical Reviews*. 1988, vol. 57, no. 9, pp. 810–823.
- 30. Kuvshinov G.G., Mogilnykh Yu.L., Kuvshinov D.G., Yermakov D.Yu., Yermakova M.A., Salanov A.N., Rudina N.A. Mechanism of porous filamentous carbon granule formation on catalytic hydrocarbon decomposition. *Carbon.* 1999, vol. 37, pp. 1239–1246.
- Krutskii Yu.L., Bannov A.G, Antonova E.V, Shinkarev V.V, Maksimovskii E.A, Ukhina A.V, Solov'ev E.A, Krutskaya T.M, Razumakov A.A., Golovin D.D, Netskina O.V. Synthesis of a highly dispersed titanium carbide powder using nanofibrous carbon. *Perspektivnye materialy*. 2014, no. 2, pp. 60–65. (In Russ.).
- 32. Krutskii Yu.L., Dyukova K.D., Bannov A.G., Ukhina A.V., Sokolov V.V., Pichugin A.Yu., Krutskaya T.M., Netskina O.V., Samoilenko V.A Synthesis of high-dispersed powder of higher chromium carbide with the use of nanofibrous carbon. *Izv. vuz. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2014, no. 3, pp. 3–8. (In Russ.).

- 33. Krutskii Yu.L., Dyukova K.D., Bannov A.G., Maksimovskii E.A., Ukhina A.V., Krutskaya T.M., Netskina O.V., Kuznetsova V.V. Synthesis of highly disperse zirconium carbide powder using nanofibrous carbon. *Nauchnyi Vestnik NGTU*. 2015, vol. 60, no. 3, pp. 192–205. (In Russ.).
- **34.** *Fiziko-khimicheskie svoistva okislov: spravochnik* [Physics and chemical properties of oxides: Reference book]. Samsonov G.V. ed. Moscow: Metallurgiya, 1978, 472 p. (In Russ.).
- Svoistva elementov. Chast' 1. Fizicheskie svoistva: spravochnik [Properties of elements. Part 1. Physical properties: Reference book]. Samsonov G.V. ed. Moscow: Metallurgiya, 1976, 600 p. (In Russ.).
- West A.R. Solid State Chemistry and Its Applications. Part I. Chichester: John Wiley, 1984, 734 p.
- Samsonov G.V., Vinitskii I.M. *Tugoplavkie soedineniya: spravochnik* [Refractory compounds: Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 560 p. (In Russ.).
- Blott S.J., Pye K. Gradistat: a grain size distribution and statistics package for the analysis of unconsolidated sediments. *Earth Surface Processes and Landforms*. 2001, vol. 26, pp. 1237–1248.
- **39.** Voitovich R.F. *Okislenie karbidov i nitridov* [Oxidation of carbides and nitrides]. Kiev: Naukova Dumka, 1981, 192 p. (In Russ.).
- Krutskii Yu.L., Galevskii G.V., Kornilov A.A. Oxidation of ultradispersed powders of boron, vanadium and chromium carbides. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1983, no. 2, pp. 47–50. (In Russ.).
- Acknowledgement. The work was performed in the NSTU within the project part of the state task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation no. 10.1151.2014/K.

Information about the authors:

Yu.L. Krutskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Chemistry and Chemical Technology" (j_krutskii@rambler.ru) A.G. Tyurin, Cand. Sci. (Eng), Assist. Professor of the Chair "Material Science and Mechanical Engineering" (a.tyurin@corp.nstu.ru) M.V. Popov, Senior Lecturer of the Chair "Chemistry and Chemical Technology" (m.popov@corp.nstu.ru)

E.A. Maksimovskii, Cand. Sci (Chem.), Senior Researcher of the Laboratory of Epitaxial Layers (eugene@niic.nsc.ru)

O.V. Netskina, Cand. Sci (Chem.), Senior Researcher of the Laboratory of Hydride Investigation (netskina@catalysis.ru)

Received July 3, 2017

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 268 – 273. © 2018. Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М.

УДК 621.746+621.771

НАГРУЖЕННОСТЬ И НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ БОЙКОВ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ ПОЛОСЫ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ ТРУБ. СООБЩЕНИЕ 1

*Лехов О.С.*¹, *д.т.н., профессор кафедры автомобилей и подъемно-транспортных машин* (MXLehov38@yandex.ru)

*Михалев А.В.*¹, старший преподаватель кафедры металлургии, сварочного

производства и методики профессионального обучения (mialex@trubprom.com)

Шевелев М.М.², начальник лаборатории неразрушающего контроля (MMShevelev@mail.ru)

¹ Российский государственный профессионально-педагогический университет (620012, Россия, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11) ² ЗАО «Центр тепловизионной диагностики» (620057, Екатеринбург, ул. Таганская, 56)

Аннотация. Рассмотрены перспективы развития совмещенных процессов непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб. Описана конструкция опытной установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для получения стальных полос. Описаны технологические возможности установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации с позиции улучшения качества листов из стали для сварных труб, условия эксплуатации стенок-бойков сборного кристаллизатора установки совмещенного процесса литья и деформации при получении листов из стали для сварных труб. Приведена постановка задачи одновременного определения напряженно-деформированного состояния металла в очаге циклической деформации и напряжения в зависимости от усилия обжатия в стенках-бойках сборного кристаллизатора установки. Приведены исходные данные и граничные условия для определения напряженно-деформированного состояния металла в очаге циклической деформации с использованием пакета ANSYS. Представлены эпюры осевых напряжений при получении листов сечением 3×2250 мм из стали 09Г2С. Проведена оценка схемы напряженного состояния металла в очаге циклической деформации с позиции получения качественных листов из стали для сварных труб. Изложена методика определения осевых напряжений в зависимости от усилий обжатия при получении листов из стали для сварных труб на установке непрерывного литья и деформации. Приведена расчетная схема и характер нагружения стенки-бойка. Расчет напряженного состояния стенки-бойка выполнен в пяти сечениях, результаты представлены для характерных линий. Определены величины и закономерности распределения осевых напряжений в приконтактном слое и по высоте и ширине стенки-бойка в зависимости от усилий обжатия. Приведены величины наибольших сжимающих и растягивающих напряжений в зависимости от усилий обжатия и их распределение в стенках-бойках при получении листов из стали для сварных труб на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации.

Ключевые слова: установка, совмещенный процесс, непрерывное литье, стенка-боек, кристаллизатор, напряжение, усилие, очаг деформации, лист, качество.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-268-273

Для дальнейшего развития металлургии весьма актуальным является создание совмещенных процессов непрерывного литья и деформации, которые позволяют существенно снизить капитальные и эксплуатационные затраты и повысить качество листовой металлопродукции, особенно листов из стали для сварных труб [1 – 5].

Разработана установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации, которая может быть эффективно использована для производства листов из стали для сварных труб (рис. 1) [1, 6, 7].

На рис. 1 представлена опытная установки для совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для получения стальных полос толщиной 3 – 22 мм шириной 220 мм.

Установка состоит из водоохлаждаемого кристаллизатора 1 и двух суппортов 2 со стенками-бойками. Каждый суппорт установлен на двух эксцентриковых валах, синхронное вращение которых осуществляется от приводного электродвигателя 5 через редукторсинхронизатор 4. Стенки-бойки имеют специальные каналы для подвода воды для гидросбива окалины. Тянущее устройство 3 предназначено для вытягивания слитка из кристаллизатора 1. Во время рабочих ходов стенки-бойки одновременно с формированием полосы из оболочки слитка с жидкой фазой и обжатием затвердевшего металла вытягивают слиток из кристаллизатора и продвигают полосу по направлению литья.

В установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации высокое качество листа достигается за счет литья тонкого сляба и его обжатия стенкамибойками с высокой (до 90 %) степенью деформации за проход и в узком температурном интервале, что позво-



Рис. 1. Опытная установка для совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб:

1 – водоохлаждаемый медный кристаллизатор; 2 – суппорт со стенкой-бойком; 3 – тянущее устройство; 4 – редуктор-синхронизатор;
 5 – приводной электродвигатель

Fig. 1. Experimental installation for combined continuous casting and deformation process for production of steel sheets for welded pipes: *I* – water-cooled copper mold; 2 – rest with a backup-wall; 3 – pulling device; 4 – reducer-synchronizer; 5 – drive motor

ляет существенно проработать литую структуру стали и получить калиброванный лист с однородной и мелкозернистой структурой металла без осевой ликвации и продольной разнотолщинности [1, 6, 7].

Основной проблемой, возникающей при обжатии непрерывнолитых слябов, является обеспечение благоприятной схемы напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации с позиции получения листов высокого качества.

Стенки-бойки сборного кристаллизатора установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации при обжатии листов из стали для сварных труб работают в тяжелых условиях, при которых циклически воспринимают усилия деформирования и одновременно температурную нагрузку. Поэтому на первом этапе расчета необходимо определить нагруженность и закономерности распределения напряжений в стенкахбойках в зависимости от усилия обжатия и влияния на них технологических параметров совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Это позволит разработать рекомендации для снижения уровня напряжений в стенках-бойках сборного кристаллизатора и тем самым повысить их стойкость. Напряжение в стенках-бойках определяется одновременно при исследовании напряженно-деформированного состояния металла в очагах деформации при получении листов из стали для сварных труб [1, 7].

Для определения нагруженности стенок-бойков установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации рассмотрим получение листа сечением 3×2250 мм из стали 09Г2С. Толщина полосы после смыкания широких стенок оболочки с жидкой фазой составляет 30 мм. Температура тонкого сляба 1200 °С. Величина эксцентриситета эксцентрикового вала – 5 мм, угол наклона рабочей поверхности стенки-бойка 12,5°. Скорость вытягивания слитка из неразъемного кристаллизатора составляет 2,5 м/мин. Скорость вращения эксцентриковых валов 110 мин⁻¹.

Для решения поставленной задачи использован пакет программ ANSYS, который успешно применяется при решении методом конечных элементов задач упруго-пластичности при наличии больших деформаций и перемещений [6, 12 – 16].

Расчет напряженно-деформированного состояния металла в очаге циклической деформации выполнен в плоской постановке с учетом вытягивания слитка из неразъемного кристаллизатора. На рис. 2 приведены результаты расчета напряжений на оси симметрии очага деформации.

Полученные результаты свидетельствуют о благоприятной с позиции получения качественных листов из стали для сварных труб схемы напряженного состояния в очаге циклической деформации с преобладанием высоких (до –323 МПа) сжимающих напряжений.

Для определения напряжений в стенках-бойках без каналов установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации использованы зависимости и алгоритм решения краевых задач теории упругости методом конечных элементов в объемной постановке [17 – 20].

Модель для расчета стенки-бойка без каналов приведена на рис. 3, *а*. Материал стенки-бойка – сталь 45ХНМ; толщина стенки-бойка по верхней плоскости 70 мм, длина стенки-бойка 570 мм. В расчете в силу симметрии принята половина стенки-бойка.

Для стенки бойка поверхности S_{1-1} и S_{1-2} контактируют с металлом в очаге деформации при обжатии заготовки.

Характер нагружения стенки-бойка представлен на рис. 3, δ , при этом точка «*O*» на графике соответствует линии *Y* = 81 мм на модели для расчета. Наибольшее удельное давление имеет место на переломе профиля стенки-бойка.



Рис. 2. Характер напряжений по оси ОХ на оси симметрии

Fig. 2. The nature of stresses along OX axis on the axis of symmetry

Результаты расчета напряженного состояния стенки-бойка выполнены в пяти сечениях, показанных на рис. 4. В каждом сечении напряжения приведены для характерных линий. Положение линий в сечении *3* показано на рис. 5.

Для каждой линии приведены осевые напряжения SX, SY и SZ вдоль координатных осей X, Y и Z соответственно и эквивалентные напряжения по Мизесу (SEQV).

Закономерности распределения осевых напряжений в приконтактном слое стенки-бойка без каналов в зависимости от усилия обжатия по его ширине приведены на рис. 6, *a*, *б* и в таблице. Наибольшее сжимающее напряжение в приконтактном слое стенки бойка наблюдается в направлении осей *X*, *Y* и *Z*, достигая в сечении *3* значений $-224 \div -275$ МПа. В сечении *4* осевые сжимающие напряжения значительно меньше, но они распределяются по ширине стенки-бойка без каналов равномерно.



Рис. 3. Модель для расчета (*a*) и характер (*б*) нагружения стенки-бойка

Fig. 3. Model for calculating (a) and the type (δ) of backup-wall loading



Fig. 5. Position of the lines in section 3

Fig. 6. Nature of stresses along the lines P13 (*a*), P14 (δ) and P17 (*b*) from the impact of compression force on the backup without channels

Распределение осевых напряжений от усилий обжатия по толщине приконтактного слоя, ширине и высоте стенки-бойка без каналов

	Напряжение, МПа												
Сечение, линия	S	X	S	Υ		SZ	SEQV						
-	OC	КС	OC	КС	OC	КС	OC	КС					
2, линия P11	0	0	56	42	78	2	73	46					
2, линия P12	-5	-7	40	24	0	71	67	32					
<i>4</i> , линия P13	-111	-111	-100	-88	-8	4	104	119					
<i>4</i> , линия P14	-121	-121	-105	-86	-9	-2	150	176					
<i>3</i> , линия P15	-275	-98	-86	66	-228	66	163	168					
<i>3</i> , линия Р16	-275	-275	-224	-185	-96	-21	160	236					
линия Р17	-2	-275	-2	-233	-2	-115	2	146					

Distribution of axial stresses from compression forces along the thickness of contact layer, width and height of backup-wall without channels

271

На рис. 6, *в* показано распределение осевых напряжений на контактной поверхности стенки-бойка по его высоте. Наибольшие сжимающие напряжения от усилия обжатия возникают в направлении осей *X* и *Y* и составляют –275 ÷ –233 МПа соответственно.

Наибольшие растягивающие осевые напряжения возникают в приконтактном слое стенки-бойка в сечении 2 (линии Р11 и Р12) и достигают 71 МПа (см. таблицу).

Выводы. Поставлена и решена задача одновременного определения напряженно-деформированного состояния полосы и стенок-бойков сборного кристаллизатора установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации при получении листов из стали 09Г2С сечением 3×2250 мм для сварных труб. Определены величины и закономерности распределения напряжений в очаге циклической деформации и осевых напряжений от усилий обжатия в стенках-бойках сборного кристаллизатора установки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лехов О.С., Комратов Ю.С. Совмещенные процессы непрерывного литья и деформации для производства проката. Екатеринбург: изд. УГТУ-УПИ, 2009. 411 с.
- Вюнненберг К. Производство непрерывнолитых заготовок отвечающих высшим требованиям качества.– В кн.: Труды шестого международного конгресса железа и стали. Т. 3. – М.: Машиностроение, 1990. С. 364 – 376.
- 3. Кох Г., Копп Р. Прогресс в области деформаций с большими обжатиями // Черные металлы. 1979. № 21. С. 3 11.
- Ямада К., Ватанабе Т., Абе К., Функда Т. Непрерывная разливка заготовок малого сечения // Черные металлы. 1981. № 10. С. 18 – 23.
- Эренберг Х.-Ю. Литье и обжатие с разливки тонких слябов на заводе фирмы «Маннесман ререн-верке АГ». – В кн.: Металлургическое производство и технология металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1990. С. 46 – 56.

- Лехов О.С., Турлаев В.В., Лисин И.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Теория и расчет. – Екатеринбург: изд. УРФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, 2014. – 112 с.
- Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Лисин И.В., Билалов Д.Х. Исследование совмещенного процесса непрерывной разливки и циклической деформации для получения листов из стали // Сталь. 2016. № 1. С. 52 62.
- Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs // Tetsu to Hagane. 1977. Vol. 63. No. 8. P. 1297 – 1304.
- Печке Ю., Ноймнетц Д. Способы непрерывного литья, совмещенного с прокаткой // Черные металлы. 1981. № 22. С. 9 – 13.
- Fujii H., Ohashi T, Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs // Transact. Iron and Steel Inst. Japan. 1978. Vol. 18. No. 8. P. 510 – 518.
- Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
- Норри Д., Фриз Ж. Введение в метод конечных элементов. М.: Мир, 1981. – 304 с.
- Зенкевич О., Морган К. Конечные элементы и аппроксимация. – М.: Мир, 1986. – 318 с.
- Галлагер Р. Метод конечных элементов. Основы. М.: Мир, 1984. – 432 с.
- 15. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. – In: Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry Proceedings of the 3rd Process Technological. Conference, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982. – New York, 1982. P. 264 – 270.
- 16. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 12.0. http://www.cadfern.ru.
- Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки-полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 10. С. 37 – 41.
- Работнов Ю.И. Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука, 1979. – 744 с.
- Мазур Д.Д., Хижняк В.Л. Сопротивление деформации низколегированных сталей // Сталь. 1991. № 8. С. 41 – 43.
- Хензель А., Шпиттель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: Справочник. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.

Поступила 12 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 4, pp. 268–273.

LOAD AND STRAIN STATUS OF CCM BACKUPS AND STRIPE DEFORMATION AT PRODUCTION OF STEEL SHEETS FOR WELDED PIPES. REPORT 1

O.S. Lekhov¹, A.V. Mikhalev¹, M.M. Shevelev²

¹Russian State Professional Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

² JSC "Center of Thermal Imaging Diagnostics", Ekaterinburg, Russia

Abstract. The prospects of development of combined continuous casting and deformation processes in production of steel sheets for welded pipes are considered. Design of a pilot plant for combined continuous casting and deformation process for production of steel strips is described. Technological possibilities of installation of combined continuous casting and deformation process are described from the point of improving the quality of steel sheets for welded pipes as well as operating conditions of comb mold backup-walls of combined casting and deformation plant in production of them. Problem of simultaneous determination of stress-strain state of metal with focus on cyclic deformation and stress is posed, depending on compression

force in walls of the comb molds of the installation. Initial data and boundary conditions for determination of stress-strain state of metal in focus of cyclic deformation are given using the ANSYS package. Diagrams of axial stresses are presented for preparation of sheets with section of 3×2250 mm made of 09G2S steel. Evaluation of the scheme of stressed state of metal with focus on cyclic deformation from the position of high-quality steel sheets production for welded pipes was carried out. Technique of determination of axial stresses is described depending on compression forces in steel sheets production for welded pipes in continuous casting and deformation plant. Design scheme and loading pattern of the backup-wall are given. Stress state of the backupwall is calculated in five sections, the results are presented for typical lines. The values and regularities of distribution of axial stresses in contact layer, in height and width of the backup-wall were determined depending on compression forces. Values of the greatest compressive and tensile stresses are given in relation to compression forces and their distribution in the backup-walls during production of steel sheets for welded pipes in combined continuous casting and deformation plant.

Keywords: installation, combined process, continuous casting, backupwall, casting mold, tension, force, deformation center, sheet, quality.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-268-273

REFERENCES

- 1. Lekhov O.S., Komratov Yu.S. *Sovmeshchennye protsessy nepreryvnogo lit'ya i deformatsii dlya proizvodstva prokata* [Combined processes continuous casting and deformation for rolling stock production]. Ekaterinburg: UGTU-UPI, 2009, 411 p. (In Russ.).
- Vyunnenberg K. Production of continuously cast billets meeting the highest quality requirements. In: *Trudy shestogo mezhdunarodnogo kongressa zheleza i stali. T. 3* [Proceedings of the Sixth International Congress of Iron and Steel. Vol. 3]. Moscow, Mashinostroenie, 1990, pp. 364–376. (In Russ.).
- 3. Kokh G., Kopp R. Progress in the field of deformations with large compression. *Chernye metally.* 1979, no. 21, pp. 3–11. (In Russ.).
- Yamada K., Vatanabe T., Abe K., Funkda T. Continuous casting of small pieces. *Chernye metally*. 1981, no. 10, pp. 18–23. (In Russ.).
- Erenberg Kh.-Yu. Casting and rolling from the casting of thin slabs at the factory of "Mannesman Rhenen-Verke AG" Company. In: *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya metallurgicheskikh protsessov* [Metallurgical production and technology of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1990, pp. 46–56. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Turlaev V.V., Lisin I.V. Ustanovka sovmeshchennogo protsessa nepreryvnogo lit'ya i deformatsii. Teoriya i raschet [Installation of combined process of continuous casting and deformation. Theory and design]. Ekaterinburg: URFU, 2014, 112 p. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Guzanov B.N., Lisin I.V., Bilalov D.Kh. Investigation of the combined process of continuous casting and cyclic deformation for production of steel sheets. *Stal*[']. 2016, no. 1, pp. 52–62. (In Russ.).
- 8. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs. *Tetsu to Hagane*. 1977, vol. 63, no. 8, pp. 1297–1304.
- **9.** Pechke Yu., Noimnetts D. Methods of continuous casting combined with rolling. *Chernye metally*. 1981, no. 22, pp. 9–13. (In Russ.).
- Fujii H., Ohashi T, Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs. *Transact. Iron and Steel Inst. Japan.* 1978, vol. 18, no. 8, pp. 510–518.
- Efron L.I. Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnye stali [Metal science in "big" metallurgy. Pipe Steel]. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).

- Norrie D. H., de Vries G. An introduction to finite element analysis. New York: Academic Press, 1978. (Russ.ed.: Norrie D., de Vries G. Vvedenie v metod konechnykh elementov. Moscow: Mir, 1981, 304 p.).
- Zienkiewicz O.C., Morgan K. Finite Elements and Approximation. New York: Wiley, 1983, 328 p. (Russ.ed.: Zienkiewicz O.C., Morgan K. Konechnye elementy i approksimatsiya. Moscow: Mir, 1986, 318 p.).
- Gallagher R.H. Finite Element Analysis: Fundamentals. Prentice-Hall, New Jersey, 1975, 420 p. (Russ.ed.: Gallagher R. Metod konechnykh elementov. Osnovy. Moscow: Mir, 1984.).
- 15. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical and Physical Models in Iron and Steel Industry Proceedings of the 3rd Process Technological Conference, Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982.* New York, 1982, pp. 264–270.
- ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 12.0. Available at URL: http://www.cadfern.ru.
- Lekhov O.S. Study of stress-strain state of the rolls during rolling of band-beam in the stands of universal beam mill. Report 1. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2014, no. 10, pp. 37–41. (In Russ.).
- Rabotnov Yu.I. Mekhanika deformiruemogo tverdogo tela [Mechanics of the deformable solid]. Moscow: Nauka, 1979, 744 p. (In Russ.).
- **19.** Mazur D.D., Khizhnyak V.L. Low-alloyed steels resistance to deformation. *Stal*[']. 1991, no. 8, pp. 41–43. (In Russ.).
- Hensel A., Spittel T. Rationeller Energieeinsatz bei Umformprozessen. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1983. (Russ.ed.: Hensel A., Spittel T. Raschet energosilovykh parametrov v protsessakh obrabotki metallov davleniem. Moscow: Metallurgiya, 1982, 360 p.).

Information about the authors:

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

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

(mialex@trubprom.com)

M.M. Shevelev, Head of Nondestructive Testing Laboratory (MMShevelev@mail.ru)

Received June 12, 2017

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 274 – 279. © 2018. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Уманский А.А., Михно А.Р., Думова Л.В.

УДК 621.779.04 : 621.771.07

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОВШЕВОГО ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА И БАРИЙ-СТРОНЦИЕВОГО МОДИФИКАТОРА ДЛЯ НАПЛАВКИ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

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

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

Крюков Р.Е., к.т.н., доцент кафедры материаловедения, литейного

и сварочного производства (rek_nzrmk@mail.ru)

Уманский А.А., к.т.н., доцент, директор Центра коллективного пользования

«*Mamepuaловедение»* (umanskii@bk.ru)

Михно А.Р., магистрант кафедры материаловедения, литейного

и сварочного производства (mikno-mm131@mail.ru)

Думова Л.В., магистрант кафедры металлургии черных металлов (doumova@bk.ru)

Сибирский государственный индустриальный университет

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

Аннотация. Анализ существующих методов повышения стойкости калибров прокатных валков показал, что одним из наиболее эффективных способов является наплавка сплошными или порошковыми проволоками, что подтверждается наличием многочисленных материалов исследований отечественных и зарубежных авторов по совершенствованию составов порошковых проволок и сварочных флюсов. Перспективным направлением с точки зрения снижения себестоимости производства наплавочных материалов и обеспечения их требуемых технологических свойств является разработка новых составов порошковых проволок и флюсов на основе техногенных металлургических отходов. Проведенными в рамках развития указанного направления экспериментальными исследованиями показана принципиальная возможность и эффективность использования барий-стронциевого карбонатита при изготовлении сварочных флюсов на основе ковшевых электросталеплавильных шлаков. При проведении лабораторных исследований по наплавке стальных образцов использовали барийстронциевую флюс-добавку двух видов: смешанный с жидким стеклом барий-стронциевый модификатор и пыль барий-стронциевого модификатора фракции менее 0,2 мм. По полученным данным при использовании различных вариантов составов флюсов с варьированием доли вышеуказанных компонентов обеспечивается удовлетворительное качество макроструктуры наплавленного слоя и снижение загрязненности металла сварного шва такими неметаллическими включениями, как силикаты недеформирующиеся, оксиды точечные и силикаты хрупкие.

Ключевые слова: наплавка, прокатные валки, сварочные флюсы, техногенные отходы, барий-стронциевый модификатор, электросталеплавильный шлак, микроструктура, неметаллические включения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-274-279

Прокатные валки являются основным технологическим инструментом при производстве продукции в прокатных цехах независимо от их профилезации и сортамента, поэтому срок службы прокатных валков оказывает значительное влияние не только на себестоимость готового проката, но и на производительность прокатных станов, качество готовой продукции. На сегодняшний день одним из наиболее эффективных способов повышения стойкости калибров прокатных валков является их наплавка сплошными либо порошковыми проволоками. При этом наибольшее распространение получили наплавочные материалы Hп-30ХГСА, Hп-35В9ХЗСФ, Hп-25Х5ФМС, Hп-30Х4В2М2ФС в сочетании с флюсами AH348, AH60, AH20, AH26 [1, 2].

В последние годы проведен ряд исследований [3-8] по совершенствованию составов порош-

ковых проволок для наплавки прокатных валков. В частности, по результатам комплекса работ, выполненных специалистами «ТМ.ВЕЛТЕК» и ЧНПКФ «РЕММАШ» совместно с металлургическими заводами КГМК «Криворожсталь», ДМК им. Дзержинского и МК «Запорожсталь», отработаны системы легирования новых порошковых проволок на базе марок ПП-Нп-35В9ХЗСФ и ПП-Нп-25Х5ФМС [3]. По результатам проведенных экспериментальных исследований разработаны имеющие патентную защиту [9, 10] новые составы порошковых проволок систем легирования С-Si-Mn-Cr-V-Мо и С-Si-Mn-Cr-W-V, обеспечивающие повышение эксплуатационных характеристик наплавленного слоя.

Касательно совершенствования состава сварочных флюсов для наплавки прокатных валков можно отме-

тить, что перспективным представляется направление по использованию новых флюс-добавок [11 – 22] и применению техногенных металлургических отходов (шлаков и шламов) [23 – 25]. В частности, предложены новые сварочные флюсы, изготовленные с использованием шлака производства силикомарганца [24, 25]. Использование техногенных металлургических отходов в качестве исходных компонентов для производства сварочных флюсов позволяет значительно снизить себестоимость их производства.

В рамках развития указанного направления в настоящей работе рассмотрена возможность использования барий-стронциевого карбонатита при изготовлении сварочных флюсов на основе ковшевых электросталеплавильных шлаков. При проведении экспериментальных исследований использовали ковшевый электросталеплавильный шлак, образованный при производстве рельсовой стали на АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Химический состав шлака следующий: 1,31 % FeO; 0,22 % MnO; 35,19 % CaO; 36,26 % SiO₂; 6,17 % Al₂O₃; 11,30 % MgO; 0,28 % Na₂O; 3,34 % F; <0,12 % C; 1,26 % S; 0.02 % Р (по массе). В качестве флюс-добавки использовали барий-стронциевый модификатор БСК состава: 13,0-19,0 % BaO; 3,5-7,5 % SrO; 17,5-25,5 % CaO; 19,8 – 29,8 % SiO₂; 0,7 – 1,1 % MgO; 2,5 – 3,5 % K₂O; 1,0 - 2,0 % Na₂O; 1,5 - 6,5 % Fe₂O₃; 0 - 0,4 % MnO; 1.9 - 3.9 % Al₂O₃; 0.7 - 1.1 % TiO₂; 16.0 - 20.0 % CO₂.

Приготовление барий-стронциевой флюс-добавки осуществляли по двум вариантам. В первом случае проводили смешение барий-стронциевого модификатора фракции менее 0,2 мм с жидким стеклом в соотношении 75 и 25 % соответственно, после чего осуществляли 24-ч выдержку при комнатной температуре с последующей сушкой в печи при температуре 300 °C, охлаждением, дроблением и просевом с выделением

Таблица 1

Варианты составов флюса

Table 1. Variants of flux compositions

	Доля со	ставляющей во ф	люсе, %
Марки- ровка флюса	барий- стронциевая добавка с жидким стеклом	пылеобразная барий- стронциевая добавка	ковшевый шлак с жидким стеклом
Б	—	—	100
Б2	2	_	98
Б4	4	_	96
Б6	6	_	94
Б8	8	_	92
Б21	—	2	98
Б61	_	6	94

фракции 0,45 – 2,5 мм. Во втором случае в качестве флюс-добавки использовали пыль барий-стронциевого модификатора фракции менее 0,2 мм. В качестве основы сварочного флюса использовали ковшевый электросталеплавильный шлак фракции менее 0,2 мм, смешанный с жидким стеклом в соотношении 62 и 38 % соответственно. Технология приготовления основы сварочного флюса такая же, как и в первом варианте.

С использованием вышеописанной технологии получили флюсы различного состава (табл. 1).

С целью определения возможности и технологичности использования вышеприведенных (табл. 1) сварочных флюсов для наплавки прокатных валков проведена серия экспериментов по наплавке стальных образцов проволокой Св-08ГА. Наплавке подвергали образцы из стали марки 09Г2С сечением 300×150 мм и толщиной 20 мм. Наплавку осуществляли с использованием сварочного трактора ASAW-1250 по режимам, представленным в табл. 2.

Химические составы полученных флюсов, шлаковых корок и металла сварных швов приведены в табл. 3, 4 и 5.

Визуальный контроль качества макроструктуры наплавленного слоя показал отсутствие дефектов при использовании всех вышеприведенных составов флюса.

С целью оценки качества микроструктуры в зоне сварного шва проведены металлографические исследования на микрошлифах без травления с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 при увеличении 100 крат. Полученные результаты (см. рисунок и табл. 6) свидетельствуют, что использование барий-стронциевого модификатора позволяет снизить загрязненность металла сварного шва такими неметаллическими включениями, как силикаты недеформирующиеся, оксиды точечные и силикаты хрупкие.

Выводы. Проведенными исследованиями показана принципиальная возможность применения ковшевого электросталеплавильного шлака и барий-стронциево-

Таблица 2

Режимы наплавки стальных образцов

Table 2. Surfacing modes of steel samples

		Режим напла	вки	Погонная	
Флюс	Сила тока, А	Напряже- ние, В	энергия, Дж/см ²		
Б	650	28	28	650,0	
Б2	680	28	28	680,0	
Б4	680	28	28	680,0	
Б6	680	28	30	634,6	
Б8	650	28	28	650,0	
Б21	680	28	30	634,6	
Б61	680	28	28	680,0	

Таблица З

Химический состав флюса

Table 3. Chemical composition of flux

معتده	Массовая доля элементов,%															
Флюс	FeO	MnO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	S	Р	ZnO	Cr ₂ O ₃	F	BaO	SrO	TiO ₂
Б	0,84	0,06	35,47	44,66	4,71	5,01	1,92	0,11	0,98	0,013	0,007	0,04	отс.	0,017	0,050	0,33
Б2	1,34	0,02	33,61	44,42	4,58	5,35	5,46	0,15	0,93	0,017	0,008	0,05	2,03	0,160	0,140	0,28
Б4	1,09	0,02	33,80	43,45	4,58	4,75	5,44	0,08	0,98	0,021	0,008	0,04	1,91	0,570	0,280	0,32
Б6	1,30	<0,01	33,64	44,87	4,77	5,44	5,52	0,21	0,93	0,030	0,008	0,05	2,09	0,450	0,320	0,28
Б8	1,41	0,02	39,32	43,38	4,49	4,41	5,78	0,12	0,98	0,029	0,008	0,03	1,79	1,180	0,520	0,30
Б21	0,88	0,02	35,73	44,19	4,79	5,40	5,37	<0,01	1,00	0,013	0,007	0,04	2,11	0,028	0,064	0,29
Б61	0,88	0,08	35,17	43,62	4,65	4,92	5,12	0,10	0,94	0,014	0,008	0,06	2,17	0,049	0,085	0,29

Таблица 4

Химический состав шлаковых корок

Table 4. Chemical composition of slag crusts

A	Массовая доля элементов,%															
Флюс	FeO	MnO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	S	Р	ZnO	Cr ₂ O ₃	F	BaO	SrO	TiO ₂
Б	3,06	0,41	35,82	38,97	4,70	6,88	4,26	0,07	0,76	0,014	0,008	0,060	2,35	отс.	0,064	0,20
Б2	3,67	0,67	33,91	39,90	4,56	6,71	4,34	0,13	0,60	0,018	0,007	0,080	2,20	0,19	0,180	0,27
Б4	3,94	0,42	33,89	42,22	4,47	6,68	4,44	0,16	0,58	0,021	0,006	0,050	2,34	0,25	0,210	0,28
Б6	4,44	0,53	33,61	39,46	4,47	6,89	4,32	0,22	0,55	0,023	0,007	0,070	2,37	0,43	0,310	0,30
Б8	3,40	0,41	35,49	38,37	4,68	7,15	3,96	0,05	0,66	0,022	0,007	0,060	2,43	0,37	0,290	0,30
Б21	2,80	0,37	36,18	40,06	4,61	7,00	3,86	0,10	0,64	0,014	0,006	0,057	2,33	0,16	0,140	0,30
Б61	3,96	0,46	36,26	38,55	4,89	7,45	4,28	0,19	0,61	0,020	0,012	0,070	2,58	0,36	0,250	0,28

Таблица 5

Химический состав наплавленного металла

Table 5. Chemical composition of surfaced metal

ф		Содержание, %														
Флюс	С	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Мо	Al	Nb	S	Р	Ba	Sr
Б	0,10	0,16	0,61	0,04	0,11	0,18	0,001	0,005	0,007	0,01	0,018	0,004	0,023	0,007	отс.	отс.
Б2	0,07	0,12	0,57	0,04	0,12	0,18	0,001	0,005	0,003	0,007	0,016	0,005	0,028	0,011	отс.	0,0130
Б4	0,07	0,14	0,60	0,05	0,11	0,16	0,001	0,007	0,009	0,008	0,016	0,008	0,022	0,006	0,0730	отс.
Б6	0,10	0,18	0,50	0,05	0,14	0,15	0,001	0,012	0,006	0,017	0,018	0,005	0,046	0,013	0,0016	отс.
Б8	0,11	0,17	0,56	0,05	0,14	0,16	0,001	0,006	0,004	0,020	0,016	0,005	0,062	0,008	отс.	отс.
Б21	0,07	0,16	0,53	0,05	0,13	0,15	0,001	0,007	0,004	0,016	0,007	0,005	0,073	0,011	отс.	0,0016
Б61	0,06	0,15	0,55	0,04	0,10	0,14	0,001	0,011	0,002	0,017	отс.	0,002	0,069	0,011	0,0004	0,0028

го модификатора в качестве флюса и рафинирующей, газозащитной добавки для сварочных флюсов при наплавке прокатных валков. Установлено, что использование барий-стронциевого модификатора позволяет снизить загрязненность металла сварного шва неметаллическими включениями.



Неметаллические включения в зоне наплавленных валиков образцов с различными флюсами: $a-52;\, \delta-54;\, e-56;\, e-58;\, \partial-521;\, e-561;\, \mathcal{K}-5$

Non-metallic inclusions in zone of weld beads of samples with different fluxes: a - E2; $\delta - E4$; e - E6; e - E8; $\partial - E21$; e - E61; $\mathcal{H} - E$

Таблица б

Неметаллические включения в зоне наплавленного металла

Table 6. Non-metallic inclusions in zone of surfaced metal

	Наматаллинаские ризнания балл											
Флюс	пеметаллические включения, оалл											
\$110C	силикаты недеформирующиеся	силикаты хрупкие	оксиды точечные									
Б	1a; 2a; 26	1а;1в	4a									
Б2	2a;3a	отс	1a									
Б4	26; 46;	отс.	2a									
Б6	3a; 4a	отс.	2a									
Б8	36	отс.	2a									
Б21	26;36	16	1a									
Б61	2a;3a	отс.	2a									

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Трайно А.И. Рациональные режимы эксплуатации и восстановления прокатных валков // Сталь. 2008. № 10. С. 86 – 91.
- Огарков Н.Н., Беляев А.И. Стойкость и качество прокатных валков. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2008. – 131 с.
- Титаренко В.И., Голякевич А.А., Орлов Л.Н. и др. Восстановительная наплавка валков прокатных станов порошковой проволокой // Сварочное производство. 2013. № 7. С. 29 – 32.
- Kondratiev I.A., Ryabtsev I.A. Flux-cored wires for surfacing of steel rollers for hot rolling // The Paton Welding Journal. 2014. No. 6. P. 95 – 96.
- 5. Шебаниц Э.Н., Омельяненко Н.И., Куракин Ю.Н., Матвиенко В.Н. Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки // Металлург. 2012. № 8. С. 72 – 75.
- Crespo A.C., Puchol R.Q., Goncalez L.P. etc. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO - SiO₂ - CaO - Al₂O₃ - CaF₂ system by fusion // Welding International. 2007. Vol. 21. No. 7. P. 502 – 511.
- Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A., Nikitin A.G. New C–Si–Mn–Cr–V–Mo powder wires for roller surfacing // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 10. P. 711 – 717.
- Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A., Bashchenko L.P. Composition of C–Si–Mn–Cr–W–V powder wire and quality of surfacing // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 11. pp. 781 – 787.
- Пат. 2518211 РФ, МПК В 23 К 35/368. Порошковая проволока / Н.А. Козырев, И.Ф. Игушев, Д.А. Титов, О.Е. Козырева, С.Н. Старовацкая // Заявл. 07.05.2013; опубл. 10.06.2014. Бюл. № 16.
- Пат. 2518035 РФ, МПК В 23 К 35/368. Порошковая проволока / Н.А. Козырев, И.Ф. Игушев, Д.А. Титов, О.Е. Козырева. // Заявл. 24.06.2013; опубл. 10.06.2014. Бюл. № 16.
- Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhela E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 649 – 653.
- Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding // Welding International. 2011. Vol. 25. No. 11. P. 889 - 893.
- Pavlov I.V., Oleinichenko K.A. Regulating generation of CO by varying the composition of ceramic fluxes // Welding International. 1995. Vol. 9. No. 4. P. 329 - 332.
- 14. Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S. etc. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling

stock components // Welding International. 2010. Vol. 24. No. 4. P. 298-300.

- Bublik O.V., Chamov S.V. Advantages and shortcomings of ceramic (agglomerated) fluxes in comparison with fused fluxes used for the same applications // Welding International. 2010. Vol. 24. No. 9. P. 730 – 733.
- 16. Gur'ev S.V., Pletnev Yu.M., Murav'ev I.I. Investigation of the properties of welded joints produced by welding in a gas mixture and under a flux // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 8. P. 646 – 648.
- Parshin S.G. Using ultrafine particles of activating fluxes for increasing the productivity of MIG/MAG welding of steels // Welding International. 2012. Vol. 26. No. 10. P. 800 – 804.
- Barmin L.N. et al. Effect of the composition of flux and welding wire on the properties of deposited metal of 05N4MYu type // Welding International. 1989. Vol. 3. No. 2. P. 109 – 111.
- Kazakov Yu.V., Koryagin K.B., Potekhin V.P. Effect of activating fluxes on penetration in welding steels thicker than 8 mm // Welding International. 1991. Vol. 5. No. 3. P. 202 – 205.
- Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S., Potekhin V.P. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic-ferritic steels // Welding International. 2009. Vol. 23. No. 10. P. 800 – 803.
- Crespo A.C., Puchol R.Q., González L.P. etc. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties // Welding International. 2009. Vol. 23. No. 2. P. 120 – 131.
- 22. Golyakevich A.A., Orlov L.N., Malinov L.S., Titarenko V.I. Experience in application of electric arc surfacing with flux-cored wire at the enterprises of Ukraine // The Paton Welding Journal. 2016. No. 9. P. 33 37.
- 23. Cruz-Crespo A., Quintana-Puchol R., Perdomo González L. etc. Carbothermic reduction of pirolusite to obtain carbon-bearing ferromanganese and slag suited to the development of welding materials // Welding International. 2005. Vol. 19. No. 7. P. 544 – 551.
- Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kozyreva O.E., Lipatova U.I., Filonov A.V. Production of Welding Fluxes Using Waste Slag Formed in Silicomanganese Smelting // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 125. P. 1 6.
- 25. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Lipatova U.I., Kozyreva O.E. On the use of slag from silicomanganese production for welding flux manufacturing // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. P. 65 – 73.

Поступила 6 сентября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 4, pp. 274-279.

INVESTIGATION AND DEVELOPMENT OF WELDING FLUXES WITH THE USE OF LADLE ELECTRIC-FURNACE SLAG AND BARIUM-STRONTIUM MODIFIER FOR ROLLS SURFACING

N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, A.A. Umanskii, A.R. Mikhno, L.V. Dumova

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

Abstract. Analysis of existing methods to increase the stability of rolls calibers has shown that one of the most effective methods is surfacing with solid or powdered wires, which is confirmed by the numerous research materials of domestic and foreign authors on improving the compositions of powder wires and welding fluxes. A promising direction in terms of reducing the cost of surfacing materials production and ensuring their required technological properties is the development of new compositions of powder wires and fluxes based

on man-made metallurgical wastes. Experimental studies carried out within the framework of the development of this direction show the principal possibility and effectiveness of the use of barium-strontium carbonatite in the manufacture of welding fluxes based on ladle electric-furnace slags. When conducting laboratory studies on surfacing of steel samples, a barium-strontium flux was used. An additive was prepared in two ways: a barium-strontium modifier mixed with liquid glass and a barium-strontium fraction modifier of less than 0.2 mm. According to the data obtained, when using different variants of flux compositions with varying proportions of the above components, a satisfactory quality of the deposited layer macrostructure is ensured and the contamination of the welded joint is reduced by such nonmetallic inclusions as silicates that are not deformed, point oxides and silicates are brittle. *Keywords*: surfacing, rolling rolls, welding fluxes, man-made waste, barium-strontium modifier, electric-furnace slag, microstructure, nonmetallic inclusions.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-274-279

REFERENCES

- 1. Traino A.I. Rational modes of operation and restoration of mill rolls. *Stal*'. 2008, no. 10, pp. 86–91. (In Russ.).
- Ogarkov N.N., Belyaev A.I. *Stoikost'i kachestvo prokatnykh valkov* [Stability and quality of mill rolls]. Magnitogorsk: MGTU, 2008, 131 p. (In Russ.).
- Titarenko V.I., Golyakevich A.A., Orlov L.N. etc. Recovery surfacing of rolls of rolling mills by flux-cored wire. *Svarochnoe proizvodstvo.* 2013, no. 7, pp. 29–32. (In Russ.).
- Kondratiev I.A., Ryabtsev I.A. Flux-cored wires for surfacing of steel rollers for hot rolling. *The Paton Welding Journal*. 2014, no. 6, pp. 95–96.
- Shebanits E.N., Omelyanenko N.I., Kurakin Y.N., Matvienko V.N., Leshchinskii L.K., Dubinskii B.E., Stepnov K.K. Improving the fracture toughness and wear resistance of hard-faced hot-rollingmill rolls. *Metallurgist*. 2012, vol. 56, no. 7-8, pp. 613–617.
- Crespo A.C., Puchol R.Q., Goncalez L.P. etc. Obtaining a submerged arc welding flux of the MnO – SiO₂ – CaO – Al₂O₃ – CaF₂ system by fusion. *Welding International*. 2007, vol. 21, no. 7, pp. 502–511.
- Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A., Nikitin A.G. New C–Si–Mn–Cr–V–Mo powder wires for roller surfacing. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 10, pp. 711–717.
- Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A., Bashchenko L.P. Composition of C – Si – Mn – Cr – W – V powder wire and quality of surfacing. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 11, pp. 781–787.
- Kozyrev N.A., Igushev I.F., Titov D.A. etc. *Poroshkovaya provolo-ka* [Flux cored wire]. Patent RF no. 2518211. IPC B 23 K 35/368. *Byulleten'izobretenii*. 2014, no. 16. (In Russ.).
- Kozyrev N.A., Igushev I.F., Titov D.A. etc. *Poroshkovaya provolo-ka* [Flux cored wire]. Patent RF no. 2518035. IPC B 23 K 35/368. *Byulleten' izobretenii*. 2014, no. 16. (In Russ.).
- Volobuev Yu.S., Volobuev O.S., Parkhomenko A.G., Dobrozhela E.I., Klimenchuk O.S. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 649–653.
- Golovko V.V., Potapov N.N. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding. *Welding International*. 2011, vol. 25, no. 11, pp. 889–893.
- **13.** Pavlov I.V., Oleinichenko K.A. Regulating generation of CO by varying the composition of ceramic fluxes. *Welding International*. 1995, vol. 9, no. 4, pp. 329–332.
- Volobuev Yu.S., Surkov A.V., Volobuev O.S. etc. The development and properties of a new ceramic flux used for reconditioning rolling stock components. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 4, pp. 298–300.
- 15. Bublik O.V., Chamov S.V. Advantages and shortcomings of ceramic (agglomerated) fluxes in comparison with fused fluxes used for

the same applications. *Welding International*. 2010, vol. 24, no. 9, pp. 730–733.

- **16.** Gur'ev S.V., Pletnev Yu.M., Murav'ev I.I. Investigation of the properties of welded joints produced by welding in a gas mixture and under a flux. *Welding International*. 2012, vol. 26, no. 8, pp. 646–648.
- Parshin S.G. Using ultrafine particles of activating fluxes for increasing the productivity of MIG/MAG welding of steels. *Welding International.* 2012, vol. 26, no. 10, pp. 800–804.
- Barmin L.N. et al. Effect of the composition of flux and welding wire on the properties of deposited metal of 05N4MYu type. *Welding International.* 1989, vol. 3, no. 2, pp. 109–111.
- Kazakov Yu.V., Koryagin K.B., Potekhin V.P. Effect of activating fluxes on penetration in welding steels thicker than 8 mm. *Welding International*. 1991, vol. 5, no. 3, pp. 202–205.
- Potapov N.N., Feklistov S.I., Volobuev Yu.S., Potekhin V.P. A method of selecting fused fluxes in welding pearlitic-ferritic steels. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 10, pp. 800–803.
- Crespo A.C., Puchol R.Q., González L.P. etc. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties. *Welding International*. 2009, vol. 23, no. 2, pp. 120–131.
- Golyakevich A.A., Orlov L.N., Malinov L.S., Titarenko V.I. Experience in application of electric arc surfacing with flux-cored wire at the enterprises of Ukraine. *The Paton Welding Journal*. 2016, no. 9, pp. 33–37.
- 23. Cruz-Crespo A., Quintana-Puchol R., Perdomo González L. etc. Carbothermic reduction of pirolusite to obtain carbon-bearing ferromanganese and slag suited to the development of welding materials. *Welding International*. 2005, vol. 19, no. 7, pp. 544–551.
- Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kozyreva O.E., Lipatova U.I., Filonov A.V. Production of Welding Fluxes Using Waste Slag Formed in Silicomanganese Smelting. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 125, pp. 1–6.
- 25. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Lipatova U.I., Kozyreva O.E. On the use of slag from silicomanganese production for welding flux manufacturing. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 65–73.

Information about the authors:

N.A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of "Materials, Foundry and Welding Production"

(Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru)

R.E. Kryukov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Materials, Foundry and Welding Production" (rek_nzrmk@mail.ru) **A.A. Umanskii,** Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Director of the Center for Collective Use "Materials Science" (umanskii@bk.ru) **A.R. Mikhno,** MA Student of the Chair of "Materials, Foundry and Welding Production" (mikno-mm131@mail.ru)

L.V. Dumova, *MA Student of the Chair of "Materials, Foundry and Welding Production"* (doumova@bk.ru)

Received September 6, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 280 – 287. © 2018. Михайлицын С.В., Шекшеев М.А., Платов С.И., Емелюшин А.Н., Наумов С.В.

УДК 621.791.053

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОСТИ ЖИДКИХ СВАРОЧНЫХ ШЛАКОВ И РАСПЛАВОВ ЭЛЕКТРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Михайлицын С.В.¹, к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением и машиностроения» (svmikhaylitsyn@mail.ru)

Шекшеев М.А.¹, к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением

и машиностроения» (shecsheev@yandex.ru)

Платов С.И.¹, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Машины и технологии обработки давлением

и машиностроения» (psipsi@mail.ru)

Емелюшин А.Н.¹, д.т.н., профессор кафедры «Машины и технологии обработки давлением

и машиностроения» (emelushin@magtu.ru)

Наумов С.В.², к.т.н., доцент кафедры «Сварочное производство, метрология

и технология материалов» (naumovstanislav@yandex.ru)

 ¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (455000, Россия, г. Магнитогорск, Челябинская обл., пр. Ленина, 38)
 ² Пермский национальный исследовательский политехнический университет (614990, Россия, г. Пермь, Комсомольский пр., 29)

Аннотация. Приведены данные по исследованию вязкости расплавов сварочных шлаков и электродных покрытий по известной методике с помощью вращающегося электровискозиметра, работающего по принципу вращающихся коаксиальных цилиндров. Внешним неподвижным цилиндром служил молибденовый тигель с внутренним диам. 20 и высотой 70 мм, заполняемый исследуемым материалом. Внутренним вращающимся цилиндром служила молибденовая головка диаметром и высотой по 10 мм, насаженная на вращаемый молибденовый шпиндель диам. 4 мм. Для изучения вязкости расплавов использовали покрытия электродов, предварительно прокаленные при 1000 °С в течение 30-45 мин с целью исключения вспенивания в процессе плавления, и шлаки, полученные в процессе сварки электродами на рекомендуемых режимах. В результате проведенных исследований сварочных электродов с различными видами покрытий определена вязкость жидких сварочных шлаков (n_m) и расплавов покрытий электродов (n_n). Анализ результатов исследований проводили на политермах вязкости расплавов покрытий и шлаков, построенных по экспериментальным данным. Температуру начала и интенсивной кристаллизации, расчет энергии активации вязкого течения выполняли по зависимости логарифма вязкости от обратной температуры расплава. Выявлено, что с точки зрения влияния на перенос электродного металла и формирование шва в процессе сварки наиболее интересны физические свойства расплавов покрытий и шлаков при температурах начала кристаллизации и выше. Минералогический состав и температурные зависимости вязкости расплавленных сварочных шлаков основного вида играют главную роль в обеспечении сварки сверху вниз со сквозным проплавлением корня шва. Электроды с основным видом покрытия для сварки сверху вниз характеризуются сварочными шлаками, имеющими наибольшую истинную вязкость при температуре начала кристаллизации в гомогенной области и высокую энергию активации вязкого течения расплавов. Технологические возможности электродов при сварке определяются «потенциалом технологичности», выражаемым разницей физических свойств расплавов «первичных» и «вторичных» шлаков одних и тех же электродов. Чем выше «потенциал технологичности» по величине и шире номенклатура параметров, его определяющих, тем легче осуществить сварку сверху вниз. При разработке новых основных электродов для сварки сверху вниз принципиально возможен ряд вариантов повышения «потенциала технологичности» путем достижения необходимого минералогического состава сварочных шлаков. С этой целью необходимо снижение содержания фтора, повышение содержания оксидов MnO, FeO и Fe₂O₃, частичная замена SiO, на TiO, и K₂O на Na₂O, целесообразно определенное замещение CaO на оксиды FeO и MnO.

Ключевые слова: электрод, сварка, шлак, покрытие, корень шва, обратный валик, расплав, вязкость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-280-287

При строительстве магистральных трубопроводов для транспортировки газа и нефти применяют трубы диам. до 1420 мм с толщиной стенки до 26 мм [1]. В качестве материала для труб используют высокопрочные низкоуглеродистые, низколегированные стали классов прочности K56 – K70 [2, 3]. В сложившейся практике для сварки неповоротных стыков обычно применяют электроды с основным или целлюлозным видами покрытий [4,5].

При сварке корневого слоя электродами с целлюлозным покрытием обеспечивается требуемое проплавление кромок стыкового соединения с образованием обратного валика во всех пространственных положениях. Однако целлюлозные электроды из-за насыщения свариваемого металла водородом имеют определенные ограничения. Поэтому целесообразнее применять низководородистые электроды с основным видом покрытия. Но при сварке основными электродами, как правило, не удается обеспечить устойчивое проплавление корня шва. В связи с этим предусматривается подварка корня шва изнутри, что иногда выполнить практически невозможно.

Значительный практический интерес представляют принципиально новые электроды с основным видом покрытия, сочетающие в себе преимущества целлюлозных электродов в плане производительности сварки сверху вниз и проплавляющего действия и основные электроды в плане обеспечения высокого качества металла шва.

Основную роль в обеспечении сварки сверху вниз играют физические свойства жидких шлаков и расплавов покрытий электродов, которые обеспечивают получение необходимых сварочно-технологических показателей электродов [6].

Целью настоящей работы является исследование вязкости сварочных шлаков и электродных покрытий и их влияния на формирование корневого слоя шва неповоротных стыков трубопроводов.

Для выявления роли шлаковой защиты при сварке сверху вниз были исследованы физико-химические свойства покрытий и сварочных шлаков трех групп электродов (*A*, *Б*, *B*).

Группа А – традиционные электроды с основным видом покрытия, пригодные для сварки во всех пространственных положениях, кроме сверху вниз. Подгруппа A' – электроды с плохим формированием обратного валика при сварке корневого слоя шва стыкового соединения (УОНИ-13/55, E-B121, Fox EV50), подгруппа A'' – электроды, обеспечивающие формирование обратного валика (LB52U).

В группу Б вошли универсальные электроды с основным видом покрытия, т.е. позволяющие осуществлять сварку как снизу вверх, так и сверху вниз. В подгруппу Б' включены электроды, позволяющие в принципе проводить сварку сверху вниз на вертикальной плоскости, но не гарантирующие образование обратного валика при сварке корневого слоя шва стыкового соединения (ВСФС-50, LB 26V), а в подгруппу Б'' вошли специальные электроды, обеспечивающие сварку сверху вниз, в том числе корневого слоя шва с образованием обратного валика (Philips 27P, LB86VS).

В группу *В* вошли целлюлозные и другие электроды на рутиловой шлаковой основе (ВСЦ-4, ОЗС-4, В-14).

При исследовании покрытий электродов и сварочных шлаков были приняты понятия «первичный» и «вторичный» шлаки. Под «первичным» шлаком подразумеваем расплав покрытия электрода, а под «вторичным» – переплавленный в процессе экспериментов сварочный шлак. При этом считаем, что реальный сварочный шлак по своим свойствам находится между «первичным» и «вторичным» шлаками. Оксидный состав исследуемых сварочных шлаков приведен в табл. 1.

Таблица 1

Группа	Марка	Вид	Содержание оксидов в шлаках, % (по массе)										
электродов	электродов	покрытия	СаО _(общ.)	SiO ₂	TiO ₂	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	MgO	Al ₂ O ₃	K ₂ O	Na ₂ O	F
Α'	УОНИ-13/55	- Основный	43,8	22,8	3,0	4,0	-	4,9	0,7	1,6	0,69	2,13	10,60
	E-B121		38,2	20,9	6,4	9,0	1,1	4,8	0,5	0,9	1,81	1,42	11,20
	Fox EV50		40,5	18,5	6,8	7,2	0,9	4,3	0,8	0,6	1,14	1,64	12,50
<i>A</i> "	LB52U		41,0	28,7	6,5	5,0	0,2	4,5	0,7	4,4	1,81	1,11	2,80
Б′	ВСФС-50		28,6	22,0	8,5	8,0	0,65	7,4	11,0	4,0	0,19	2,40	3,40
	LB26V		52,5	27,5	1,8	3,4	2,0	4,3	0,9	1,8	0,19	2,06	3,40
Б″	Philips 27P		34,0	21,4	13,0	7,8	1,8	9,3	0,8	1,8	0,24	2,13	1,60
	LB86VS		48,4	26,4	3,3	4,8	1,6	5,4	0,7	1,6	0,12	2,06	3,40
В	ВСЦ-4	Целлюлоз- ный	7,2	19,0	34,8	13,5	2,3	11,2	4,6	1,4	1,39	4,02	0,06
	O3C-4	Рутиловый	3,3	18,0	33,0	14,5	4,0	14,0	3,1	5,6	2,94	1,37	0,16
	B-14	Ильменито- вый	8,8	18,0	31,0	13,6	3,6	13,7	2,0	3,4	1,37	1,81	0,10

Table 1. Oxide composition of welding slags

Оксидный состав сварочных шлаков

П р и м е ч а н и е: Подгруппы электродов, обозначенные одним штрихом – электроды с плохим формированием обратного валика при сварке корневого слоя шва стыкового соединения, или электроды, позволяющие в принципе производить сварку сверху вниз на вертикальной плоскости, но не гарантирующие образование обратного валика при сварке корневого слоя шва стыкового соединения; подгруппы электродов, обозначенные двумя штрихами – электроды, обеспечивающие формирование обратного валика, или специальные электроды, обеспечивающие сварку сверху вниз, в том числе корневого слоя шва с образованием обратного валика.

При изучении вязкости расплавов использовали покрытия электродов, предварительно прокаленные при 1000 °С в течение 30 – 45 мин с целью исключения вспенивания в процессе плавления, и шлаки, полученные в процессе сварки электродами на рекомендуемых режимах.

Исследования выполняли по известной методике с помощью вращающегося электровискозиметра, работающего по принципу вращающихся коаксиальных цилиндров [6]. Схема электровискозиметра представлена на рис. 1. Внешним неподвижным цилиндром служил



Рис. 1. Принципиальная схема электровискозиметра: *I* – внешний цилиндр; 2 – внутренний цилиндр

Fig. 1. Schematic diagram of an electroviscosimeter: I – outer cylinder; 2 – inner cylinder молибденовый тигель с внутренним диам. 20 и высотой 70 мм, заполняемый исследуемым материалом. Внутренним вращающимся цилиндром служила молибденовая головка диам. 10 и высотой 10 мм, насаженная на вращаемый молибденовый шпиндель диам. 4 мм.

По изменению нагрузки на валу электродвигателя при вращении молибденовой головки судили об изменении вязкости расплава.

Предварительную градуировку установки осуществляли по касторовому маслу, вязкость которого изучена в переделах от 0,1 до 3,76 Па·с [7]. Плавление сварочных шлаков и покрытий электродов и измерение их вязкости осуществляли в печи сопротивления Таммана. Температуру измеряли платинородиевой термопарой ПР 30/6. Для защиты расплава от взаимодействия с воздухом подавали аргон в плавильное пространство печи.

Эксперименты проводили исходя из предположения о достижении гомогенного состояния расплавов, понижая температуру со скоростью 2-3 °С/мин до температуры, при которой вязкость расплава соответствовала 4 Па·с. Далее охлаждение вели до полной остановки шпинделя в расплаве. Температуру остановки шпинделя условно принимали за температуру начала плавления (конца кристаллизации $T_{\rm kk}$).

По экспериментальным данным строили политермы вязкости расплавов покрытий и шлаков (рис. 2, a, δ), из которых видно, что политермы вязкости «первичных» шлаков занимают несколько более широкий температурный диапазон, чем «вторичных». В свою очередь, сварочные шлаки основных электродов для сварки сверху вниз характеризуются более плавным изменением вязкости при снижении температуры, при этом вязкость начинает возрастать при более высоких тем-



Рис. 2. Зависимость вязкости покрытий электродов (*a*) и сварочных шлаков (*б*) от температуры расплава: *I* – Fox EV50; 2 – LB86VS; 3 – BCЦ-4; 4 – B-14; 5 – Philips 27P; 6 – LB52U; 7 – LB26V; 8 – УОНИ-13/55; 9 – O3C-4

Fig. 2. Dependence of viscosity of electrode coatings (a) and welding slags (δ) on temperature of melt: I - Fox EV50; 2 - LB86VS; 3 - VSC-4; 4 - B-14; 5 - Philips 27P; 6 - LB52U; 7 - LB26V; 8 - UONI-13/55; 9 - OZS-4 пературах, чем у сварочных шлаков электродов других типов. Для «первичных» шлаков такая зависимость не обнаружена.

Для определения температур начала $(T_{_{\rm H,K}})$ и интенсивной кристаллизации $(T_{_{\rm H,K}})$, а также для расчета энергии активации вязкого течения температурную зависимость вязкости расплавов представляли в виде зависимостей логарифма вязкости от обратной температуры (рис. 3, *a*, *б*).

Высокотемпературный перелом прямой принят за начало кристаллизации расплава, а другой, как правило, более резкий перегиб – за точку интенсивной кристаллизации.

Точки излома экспериментальной прямой определяли расчетным путем. Для этого методом наименьших квадратов [8] находили уравнение каждого отрезка ломаной прямой, имеющих вид

$$y = ax + b, \tag{1}$$

где y – логарифм вязкости расплава, Па·с; x – обратная температура расплава, К⁻¹; a и b – коэффициенты.

Коэффициенты *а* и *b* рассчитывали из системы уравнений [8]

$$\begin{cases} a \sum_{i=1}^{n} x_{i}^{2} + b \sum_{i=1}^{n} x_{i} = \sum_{i=1}^{n} x_{i} y_{i}; \\ a \sum_{i=1}^{n} x_{i} + nb = \sum_{i=1}^{n} y_{i}, \end{cases}$$
(2)

где x_i и y_i – координаты точек отрезка ломаной прямой; $\ln \eta = f\left(\frac{1}{T}\right); n$ – количество точек на отрезке. Решая систему уравнений для двух отрезков ломаной прямой, определяли точку их пересечения.

Энергию активации вязкого течения определяли по тангенсу угла наклона отрезка прямой при температуре выше температуры начала кристаллизации [9].

Согласно экспоненциальной формуле Я.И. Френкеля [10] имеем

$$\eta = A \exp\left(\frac{E_{\eta}}{RT}\right),\tag{3}$$

где η – вязкость расплава, Па·с; A – постоянный коэффициент, зависящий от состава и строения расплава; E_{η} – энергия активации вязкого течения, Дж/моль; R = 8,314 Дж/(К·моль) – универсальная газовая постоянная; T – температура, К.

Энергию активации вязкого течения можно представить в виде [9]

$$E_{\eta} = R \left(\frac{\ln \eta_1 - \ln \eta_2}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} \right).$$
(4)

В табл. 2 представлены значения вязкости и температуры в точках перегибов зависимостей $\ln \eta = f\left(\frac{1}{T}\right)$, а также энергия активации расплавов покрытий электродов и сварочных шлаков. Видно, что кристаллизация расплавов покрытий исследуемых электродов и расплавов сварочных шлаков начинается при тем-

пературах ниже температуры плавления стали [11]. Поэтому с точки зрения влияния на перенос электродного металла и формирование шва в процессе сварки



Рис. 3. Зависимость логарифма вязкости покрытий электродов (*a*) и сварочных шлаков (*б*) от обратной температуры расплава: *I* – Fox EV50; *2* – LB86VS; *3* – BCЦ-4; *4* – B-14; *5* – Philips 27P; *6* – LB52U; *7* – LB26V; *8* – УОНИ-13/55; *9* – O3C-4

Fig. 3. Dependence of the logarithm of viscosity of electrode coatings (*a*) and welding slags (δ) on the reciprocal temperature of melt: *I* – Fox EV50; 2 – LB86VS; 3 – VSC-4; 4 – B-14; 5 – Philips 27P; 6 – LB52U; 7 – LB26V; 8 – UONI-13/55; 9 – OZS-4

Таблица 2

Температурные характеристики и энергия активации вязкого течения расплавов покрытий электродов и сварочных шлаков

Группа электродов	Марка электродов	<i>Т</i> _{н.к} , К	η при <i>T</i> _{н.к} , Па·с	<i>Т</i> _{и.к} , К	η при <i>T</i> _{и.к} , Па·с	<i>Т</i> _{к.к} , К	E_{η} , кДж/моль				
Покрытия электродов											
A'	УОНИ-13/55 Fox EV50	1524 1410	0,11 0,12	1524 1350	0,11 0,21	1475 1245	121,0 115,5				
<i>A</i> ″	LB52U	1575	0,18	1465	0,69	1335	61,4				
Б'	LB26V	1620	0,21	1495	1,20	1445	118,7				
Б″	Philips 27P LB86VS	1577 1522	0,07 0,13	1456 1403	0,43 0,25	1315 1335	95,0 62,4				
В	ВСЦ-4 ОЗС-4 Б-14	1490 1600 1520	0,21 0,17 0,22	1490 1600 1460	0,21 0,17 0,35	1155 1470 1335	66,5 76,0 90,4				
Сварочные шлаки											
Α'	УОНИ-13/55 Fox EV50	1485 1560	0,09 0,14	1485 1490	0,09 0,40	1470 1390	88,8 81,1				
<i>A</i> "	LB52U	1610	0,16	1460	0,85	1330	69,3				
Б′	LB26V	1720	0,065	1460	1,90	1370	158,4				
Б″	Philips 27P LB86VS	1435 1489	1,395 0,74	1435 1489	1,395 0,74	1300 1375	208,4 198,9				
В	ВСЦ-4 ОЗС-4 Б-14	1535 1515 1500	0,17 0,18 0,12	1535 1515 1500	0,17 0,18 0,12	1280 1415 1210	68,2 62,8 41,6				

Table 2. Temperature characteristics and activation energy of melts viscous flow for electrode coatings and welding slags

наиболее интересны физические свойства расплавов покрытий и шлаков при температурах начала кристаллизации и выше.

Для всех без исключения «первичных» шлаков исследуемых электродов при $T_{_{\rm H.K}}$ характерны близкие значения вязкости в диапазоне 0,07 – 0,22 Па·с.

В.В. Подгаецкий указывает [12], что при одинаковых условиях основные оксиды (типа R_2 O и RO) снижают вязкость расплава, а кислотные (типа RO_2 и R_2O_5) повышают ее. Это обуславливается тем, что основные оксиды при растворении в расплаве образуют небольшого размера катионы и уменьшают размеры анионов, что вызывает снижение вязкости.

Вязкость гетерогенных шлаков при переходе в исследуемое гомогенное состояние понижается при введении компонентов, которые способствуют образованию легкоплавких соединений, вследствие изменения растворимости тугоплавких составляющих шлака (CaO, MgO, Cr_2O_3) [13, 14]. Для основных гомогенных шлаков компонентами, понижающими вязкость, служат CaF₂ и Al₂O₃.

Разжижающее действие плавикового шпата и других соединений фтора хорошо известно [15 – 19]. Это справедливо и для сварочного производства, поскольку плавление электрода и кристаллизация металла сварного шва происходят за короткий промежуток времени (несколько секунд), и фтор, находящийся в компонентах покрытия, не успевает улетучиться в атмосферу при их расплавлении.

Как видно из табл. 2, среди «первичных» шлаков электродов основного вида наименьшей вязкостью при $T_{\rm и.к}$ обладают расплавы покрытий электродов подгруппы A', содержащие небольшое количество соединений фтора.

Однозначной зависимости параметра E_{η} расплавов покрытий от вида и назначения электродов не прослеживается.

Анализ данных по «вторичным» шлакам (табл. 1 и 2) показывает, что минимальная вязкость так же, как и для «первичных» шлаков, характерна для расплавов сварочных шлаков, содержащих наибольшее количество фтора (электроды марок УОНИ-I3/55, Fox EV50). Этим, очевидно, объясняется невозможность сварки такими электродами способом сверху вниз.

Различия в значениях $T_{\rm H.K}$ для основных «вторичных» шлаков весьма значительны, а для электродов подгруппы E'' эта температура минимальна. При этом вязкость на порядок выше, чем у расплавов сварочных шлаков остальных электродов. Столь высокая вязкость в гомогенной зоне расплава свидетельствует о высоком

значении истинной вязкости шлаков для электродов подгруппы E'' [13, 14], характеризующей энергию активации движения молекул внутри однородной жидкой фазы. Об этом свидетельствуют и значения E_{η} , которые более чем в 2 раза выше таковых для шлаков других электродов. Поэтому логично предположить, что высокие значения η и E_{η} расплавов сварочных шлаков в гомогенной зоне определяют возможность сварки электродами способом сверху вниз и способствуют формированию обратного валика при сварке корневого слоя шва.

Высокую вязкость расплавов сварочных шлаков электродов группы *Б* можно объяснить за счет снижения содержания соединений фтора и повышения содержания Fe_2O_3 [13, 14]. Вступление оксида Fe_2O_3 в соединение с СаО снижает вязкость шлаковой системы как и FeO и MnO. При этом вязкость исследуемых расплавов возрастает по мере снижения отношения содержания оксидов типа *R*O к оксидам типа RO_2 , т.е. с повышением кислотности шлака, что согласуется с литературными данными [12, 19 – 23].

Таким образом, главным отличием электродов с основным покрытием, способных к качественной сварке способом сверху вниз (подгруппа Б''), является высокая истинная вязкость расплавов сварочных шлаков при $T_{\rm H,K}$, т.е. в гомогенной области, при высокой энергии активации вязкого течения.

Следовательно, при разработке новых электродов с основным видом покрытия, обеспечивающих стабильное образование обратного валика при сварке сверху вниз корневого слоя шва, наиболее перспективным является получение сварочного шлака с низким содержанием фтора и высоким содержанием оксида Fe_2O_3 , а также с частичной заменой CaO на FeO и MnO, а SiO_2 – на TiO_2 .

Выводы. Различия в физических свойствах сварочных шлаков и более размытые границы этих свойств для покрытий электродов, а также определенные закономерности в получении близких свойств шлаков электродов одной группы независимо от их конкретного минералогического состава, определяемого кинетикой кристаллизации шлаков, указывают на существование различий в свойствах шлаков и покрытий для одних и тех же электродов. По-видимому, чем значительнее различия свойств двух предельных состояний шлака («первичного» и «вторичного»), тем шире технологические возможности электродов при сварке. Поэтому для оценки универсальности электродов определена степень этих различий, выражаемая абсолютным изменением значений физических свойств расплавов сварочных шлаков по отношению к значениям физических свойств расплавов покрытий электродов и названная «потенциал технологичности». Среди электродов с основным видом покрытия наибольший «потенциал технологичности» по номенклатуре свойств в целом имеют электроды подгруппы Б", чем, очевидно,

объясняется возможность сварки этими электродами способом сверху вниз, в том числе корневого слоя шва со сквозным проплавлением [24, 25]. Высокие сварочно-технологические свойства целлюлозных электродов марки ВСЦ-4 при низком «потенциале технологичности» определяются, очевидно, металлургическими особенностями высоководородистых покрытий и иным, чем у основных электродов, механизмом проплавления. Таким образом, при разработке новых электродов с основным видом покрытия, обеспечивающих гарантированное проплавление корневого слоя шва при сварке сверху вниз [26], необходимо получить высокий «потенциал технологичности», в частности, стремиться к снижению вязкостных свойств расплавов покрытий, одновременно добиваясь получения сварочного шлака с высокой вязкостью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Mikhaylitsyn S.V., Sheksheev M.A., Mazur I.P., Platov S.I., Sychkov A.B. The research on surface properties of welding slags and electrode coatings // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 4. P. 724 – 730.
- Efimenko L.A., Elagina O.Yu., Vyshemirskii E.M. Special features of the evaluation of the weldability of low-carbon high-strength pipe steels // Welding International. 2011. Vol. 25. No. 10. P. 777 – 783.
- Efimenko L.A., Kapustin O.E., Ramus' A.A., Ramus' R.O. Control of softening processes in the heat-affected zone during welding of high-strength steels // Metal Science and Heat Treatment. 2016. Vol. 58. No. 7-8. P. 435 – 441.
- Мазур И.И., Шапиро В.Д. Нефтегазовое строительство. М.: ОМЕГА-Л, 2010. – 774 с.
- Сварка трубопроводов: Учебн. пособие / Ф.М. Мустафин, Н.Г. Блехерова, О.П. Квятковский и др. – М.: ООО «Недра-Бизнесцентр», 2002. – 350 с.
- Михайлицын С.В., Шекшеев М.А., Сычков А.Б. Проектирование сварочных электродов для нефтегазового комплекса. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ, 2016. – 182 с.
- Техника и технологии производства и переработки растительных масел: Учебн. пособие / С.А. Нагорнов, Д.С. Дворецкий, С.В. Романцова, В.П. Таров. – Тамбов: Изд-во ТГТУ, 2010. – 96 с.
- Балдин К.В., Башлыков В.Н., Рукосуев А.В. Высшая математика: Учебник. – М.: Флинта: НОУ ВПО «МПСИ», 2010. – 360 с.
- Доронин Ю.В. Гидродинамические явления в сварочной ванне и их влияние на формирование обратной стороны шва при односторонней сварке // Сварка и диагностика. 2010. № 5. С. 14 – 20.
- Кудрин В.А. Теория и технология производства стали: Учебник для вузов. – М.: Мир, 2003. – 528 с.
- Яворский Б.М., Детлаф А.А., Лебедев А.К. Справочник по физике для инженеров и студентов вузов. 8-е изд. перераб. и испр. – М.: ООО «Издательство «Оникс»: ООО «Издательство «Мир и Образование», 2006. – 1056 с.
- Физико-химические исследования оксидов и шлаковых систем / Б.Р. Гельчинский, Э.В. Дюльдина, В.Н. Селиванов, Д.К. Белащенко. – М.: Изд-во ООО «Физматлит», 2016. – 136 с.
- Родзевич А.П. Физико-химические основы металлургических процессов: Учебн. пособие. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 298 с.
- 14. Зборщик А.М. Металлургия стали: конспект лекций. Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2008. 238 с.
- Зайцев А.И., Могутнов Б.М., Шахпазов Е.Х. Физическая химия металлургических шлаков. – М.: Интерконтакт Наука, 2008. – 352 с.
- Есаулов Г.А., Гасик М.И., Горобец А.П., Климчик Ю.В. Исследование влияния фторида кальция на энерготехнологические

показатели обработки колесной стали на установке ковш-печь // Электрометаллургия стали и ферросплавов. 2014. № 2. С. 51 – 57.

- Воскобойников В.Г., Кудрин В.А., Якушев А.М. Общая металлургия. Учебник для вузов. 6-изд., перераб. и доп. М.: ИКЦ «Академкнига», 2005. 768 с.
- Металлургия чугуна / Е.Ф. Вегман, Б.П. Жеребин, А.Н. Похвиснев и др. – М.: Академкнига, 2004. – 774 с.
- Зборщик А.М. Теоретические основы металлургического производства: конспект лекций. Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2008. 189 с.
- Petetskii V.N. Effect of the physical properties of slag on its formation when welding with a seamless flux-cored wire // Welding International. 1995. Vol. 9. № 7. P. 573 – 575.
- Kuang-Hung, Po-Yuan Chen. Tseng Effect of TiO₂ Crystalline Phase on Performance of Flux Assisted GTA Welds // Materials and Manufacturing Processes. 2016. Vol. 31. No. 3. P. 359 – 365.
- Voropai N.M., Bel'for L.M., Fetisova T.Ya. Viscosity and electrical conductivity of welding flux slags of the TiO₂-CaF₂-MgO system // Welding International. 1990. Vol. 4. No. 4. P. 264 – 267.

- Mills K.C., Keene B.J. Physicochemical properties of molten CaF₂based slags // International Metals Reviews. 1981. Vol. 26. No. 1. P. 21 – 69.
- 24. Зверева И.Н., Картунов А.Д., Михайлицын С.В., Шекшеев М.А., Сычков А.Б., Емелюшин А.Н. Сварочные электроды для нефтегазового комплекса // Сварочное производство. 2016. № 5. С. 36 38.
- 25. Зверева И.Н., Картунов А.Д., Платов С.И., Михайлицын С.В., Шекшеев М.А. Электроды для ручной дуговой сварки в нефтегазовом комплексе // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2015. Т. 15. № 1. С. 92 – 95.
- 26. Доронин Ю.В., Волобуев Ю.В. Особенности физико-химических свойств шлаковых систем сварочных материалов, формирующих обратную сторону шва при односторонней дуговой сварке // Сварка и диагностика. 2008. № 2. С. 17 – 23.

Поступила 17 июля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 4, pp. 280–287.

INVESTIGATION OF VISCOSITY OF LIQUID WELDING SLAGS AND MELTS OF ELECTRODE COATINGS

S.V. Mikhailitsyn¹, M.A. Sheksheev¹, S.I. Platov¹, A.N. Emelyushin¹, S.V. Naumov²

¹ Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov ² Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia

Abstract. The article provides data on investigation of viscosity of welding melts of slags and electrode coatings using common technique of rotating electric viscometer operating on the principle of rotating coaxial cylinders. Molybdenum crucible with internal diameter of 20 mm and height of 70 mm, filled with test material had served as an external stationary cylinder. An internal rotating cylinder was molybdenum head 10 mm in diameter and 10 mm in height, mounted on a rotating molybdenum spindle with diameter of 4mm. To study viscosity of melts were used: electrode coatings tempered in advance at 1000 °C for 30 - 45 minutes in order to avoid foaming during melting process, and slags obtained through welding by electrodes at recommended modes. As a result of the investigations of welding electrodes with various types of coatings, viscosity of liquid welding slags (η_{i}) and electrodes coatings melts (η_{e}) were determined. Analysis of the results was carried out on viscosity polytherms of melts of coatings and slags based on experimental data. Calculations of the temperatures of the start and intensive crystallization, of activation energy of viscous flow were performed based on dependence of viscosity logarithm on melt reciprocal temperature. It was revealed that in regard to influence on electrode metal transfer and weld seam formation during welding, the most interesting are physical properties of coatings and slags melts at temperatures of crystallization start and higher. Mineralogical composition and temperature dependences of viscosity of molten welding slags of the basic type play a major role in providing welding from downward with through penetration of the seam root. Basically coated electrodes for downward welding can be characterized by crystallization start in homogeneous area and high activation energy of melts viscous flow. Technological capabilities of electrodes in welding were determined by "manufacturability potential", understood as difference in physical properties of melts of "primary" and "secondary" slags of the same electrodes. The higher the "manufacturability potential" is in terms of size and the wider range of determining parameters, the easier is downwards welding. In developing new basic electrodes for downward welding, a number of options for increasing "manufacturability potential" are possible through achieving necessary mineralogical composition of welding slags. For that reduction of fluorine content, increase of content of MnO, FeO and Fe2O3 oxide, partially replacement of SiO_2 with TiO_2 and K_2O with Na_2O are necessary, definite substitution of CaO for FeO and MnO oxides is appropriate.

Keywords: electrode, welding, slag, coating, weld root, reverse roller, melt, viscosity.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-280-287

REFERENCES

- 1. Mikhaylitsyn S.V., Sheksheev M.A., Mazur I.P., Platov S.I., Sychkov A.B. The research on surface properties of welding slags and electrode coatings. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 724–730.
- 2. Efimenko L.A., Elagina O.Yu., Vyshemirskii E.M. Special features of the evaluation of the weldability of low-carbon high-strength pipe steels. *Welding International*. 2011, vol. 25, no 10, pp. 777–783.
- Efimenko L.A., Kapustin O.E., Ramus' A.A., Ramus' R.O. Control of softening processes in the heat-affected zone during welding of high-strength steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2016, vol. 58, no. 7-8, pp. 435–441.
- **4.** Mazur I.I., Shapiro V.D. *Neftegazovoe stroitel'stvo* [Oil and gas construction]. Moscow: OMEGA-L, 2010, 774 p. (In Russ.).
- Mustafin F.M., Blekherova N.G., Kvyatkovskii O.P. etc. Svarka truboprovodov: Uchebn. posobie [Pipeline welding: Manual]. Moscow: Nedra-Biznestsentr, 2002, 350 p. (In Russ.).
- Mikhailitsyn S.V., Sheksheev M.A., Sychkov A.B. *Proektirovanie* svarochnykh elektrodov dlya neftegazovogo kompleksa [Design of welding electrodes for oil and gas complex]. Magnitogorsk: MGTU, 2016, 182 p. (In Russ.).
- Nagornov S.A., Dvoretskii D.S., Romantsova S.V., Tarov V.P. Tekhnika i tekhnologii proizvodstva i pererabotki rastitel'nykh masel: Uchebn. posobie [Technics and technology of production and processing of plant oils: Manual]. Tambov: TGTU, 2010, 96 p. (In Russ.).
- Baldin K.V., Bashlykov V.N., Rukosuev A.V. *Vysshaya matematika:* Uchebnik [Higher mathematics: Manual]. Moscow: Flinta: NOU VPO MPSI, 2010, 360 p. (In Russ.).
- Doronin Yu.V. Hydrodynamic phenomena in the weld bath and their influence on formation of weld seam underside during one-sided welding. *Svarka i diagnostika*. 2010, no. 5, pp. 14–20. (In Russ.).
- **10.** Kudrin V.A. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali: Uchebnik dlya vuzov* [Theory and technology of steel production: Textbook for universities]. Moscow: Mir, 2003, 528 p. (In Russ.).

- 11. Yavorskii B.M., Detlaf A.A., Lebedev A.K. *Spravochnik po fizike dlya inzhenerov i studentov vuzov* [A handbook on physics for engineers and university students]. Moscow: Izdatel'stvo Oniks: Izdatel'stvo Mir i Obrazovanie, 2006, 1056 p. (In Russ.).
- Gel'chinskii B.R., Dyul'dina E.V., Selivanov V.N., Belashchenko D.K. *Fiziko-khimicheskie issledovaniya oksidov i shlakovykh* sistem [Physicochemical studies of oxides and slag systems]. Moscow: Fizmatlit, 2016, 136 p. (In Russ.).
- 13. Rodzevich A.P. *Fiziko-khimicheskie osnovy metallurgicheskikh* protsessov: Uchebn. posobie [Physical and chemical foundations of metallurgical processes: Manual]. Tomsk: Izd-vo Tomskogo politekhnicheskogo universiteta, 2010, 298 p. (In Russ.).
- Zborshchik A.M. *Metallurgiya stali: konspekt lektsii* [Metallurgy of steel: Summary of lectures]. Donetsk: DonNTU, 2008, 238 p. (In Russ.).
- Zaitsev A.I., Mogutnov B.M., Shakhpazov E.Kh. *Fizicheskaya khimiya metallurgicheskikh shlakov* [Physical chemistry of metallurgical slags]. Moscow: Interkontakt Nauka, 2008, 352 p. (In Russ.).
- Esaulov G.A., Gasik M.I., Gorobets A.P., Klimchik Yu.V. Investigation of the influence of calcium fluoride on energy and technological indicators of wheel steel processing on ladle-furnace. *Elektrometallurgiya stali i ferrosplavov*. 2014, no. 2, pp. 51–57. (In Russ.).
- Voskoboinikov V.G., Kudrin V.A., Yakushev A.M. Obshchaya metallurgiya. Uchebnik dlya vuzov [General metallurgy. Textbook for universities. 6-ed. Revised]. Moscow: Akademkniga, 2005, 768 p. (In Russ.).
- Vegman E.F., Zherebin B.P., Pokhvisnev A.N. etc. *Metallurgiya* chuguna [Pig iron metallurgy]. Moscow: Akademkniga, 2004, 774 p. (In Russ.).
- **19.** Zborshchik A.M. *Teoreticheskie osnovy metallurgicheskogo proizvodstva: konspekt lektsii* [Theoretical foundations of metallurgical production: Summary of lectures]. Donetsk: DonNTU, 2008, 189 p. (In Russ.).
- **20.** Petetskii V.N. Effect of the physical properties of slag on its formation when welding with a seamless flux-cored wire. *Welding International*. 1995, vol. 9, no. 7, pp. 573–575.
- Kuang-Hung, Po-Yuan Chen. Tseng Effect of TiO₂ Crystalline Phase on Performance of Flux Assisted GTA Welds. *Materials and Manufacturing Processes*. 2016, vol. 31, no. 3, pp. 359–365.

- Voropai N.M., Bel'for L.M., Fetisova T.Ya. Viscosity and electrical conductivity of welding flux slags of the TiO₂-CaF₂-MgO system. *Welding International*. 1990, vol. 4, no. 4, pp. 264–267.
- Mills K.C., Keene B.J. Physicochemical properties of molten CaF₂based slags. *International Metals Reviews*. 1981, vol. 26, no. 1, pp. 21–69.
- Zvereva I.N., Kartunov A.D., Mikhailitsyn S.V., Sheksheev M.A., Sychkov A.B., Emelyushin A.N. Welding electrodes for oil and gas complex. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2016, no. 5, pp. 36–38. (In Russ.).
- **25.** Zvereva I.N., Kartunov A.D., Platov S.I., Mikhailitsyn S.V., Sheksheev M.A. Electrodes for manual arc welding in the oil and gas industry. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya.* 2015, vol. 15, no. 1, pp. 92–95. (In Russ.).
- **26.** Doronin Yu.V., Volobuev Yu.V. Features of physicochemical properties of slag systems of welding materials forming the reverse side of weld seam in single-sided arc welding. *Svarka i diagnostika*. 2008, no. 2, pp. 17–23. (In Russ.).

Information about the authors:

S.V. Mikhailitsyn, Cand. Sci. (Eng), Assist. Professor of the Chair "Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering" (svmikhaylitsyn@mail.ru)

M.A. Sheksheev, Cand. Sci. (Eng), Assist. Professor of the Chair "Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering" (shecsheev@yandex.ru)

S.I. Platov, Dr Sci. (Eng), Professor, Head of the Chair "Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering" (psipsi@mail.ru)

A.N. Emelyushin, Dr Sci. (Eng), Professor of the Chair "Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering" (emelushin@magtu.ru)

S.V. Naumov, Cand. Sci. (Eng), Assist. Professor of the Chair "Welding Production, Metrology and Materials Technologies" (naumovstanislav@yandex.ru)

Received July 17, 2017

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 288 – 293. © 2018. Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спирин Н.А., Лавров В.В.

УДК 669.053.75

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ РАСЧЕТА ПРОЦЕССА ОБЖИГА РУДОУГОЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ НА КОНВЕЙЕРНОЙ МАШИНЕ

Швыдкий В.С., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» (vshvid@isnet.ru) Ярошенко Ю.Г., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» (yury-y@planet-a.ru)

Спирин Н.А., д.т.н., зав. кафедрой «Теплофизика и информатика

в металлургии» (n.a.spirin@urfu.ru)

Лавров В.В., д.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика

в металлургии» (v.v.lavrov@urfu.ru)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28)

Аннотация. Рассмотрена инженерная математическая модель развития физико-химических превращений в объеме окатыша, состоящего из гранул железной руды, известняка и кокса (углеродсодержащего топлива). Показано, что адекватные экспериментальным данным являются математические модели, использующие трехступенчатую схему восстановления. Строгое математическое описание процесса восстановления по этой схеме требует совместного решения задач кинетики последовательно-параллельных реакций и диффузии многокомпонентного газа в порах куска руды. Такой подход не может быть использован в математической модели процесса обжига рудоугольных окатышей вследствие своей сложности. Эта сложность еще более возрастает при учете характерной особенности газового и температурного режимов обжиговой машины, производящей офлюсованные рудоугольные окатыши: изменение состава газа по ходу материала (переход от окислительной атмосферы к восстановительной или нейтральной). Для решения задачи восстановления рудной гранулы важно знать кривые распределения концентраций восстановителей и газообразных продуктов реакции по радиусу. В силу сложности уравнений диффузии, прогрева гранул и химической кинетики используется приближенный метод решения задачи Стефана, развитый Л.С. Лейбензоном, сущность которого состоит в предположении, что в каждый момент времени для заданной концентрации компонента газа в макропорах окатыша в объеме гранулы успевает установиться квазистационарное распределение. Все реакции восстановления оксидов протекают не на поверхности микропор соответствующего слоя гранулы, а на разделяющих эти слои фронтальных поверхностях, причем восстановление центрального объема первоначального магнетита не получает развития до тех пор, пока соседняя гематитовая область не восстановится до Fe₃O₄. При таких условиях вся сложность упрощенной математической модели компенсируется надлежащим выбором алгоритма численного решения системы уравнений. Поскольку ряд упрощений не соответствует реальности (например, слой металлического железа не пропускает газ-восстановитель), приходится использовать эффективные коэффициенты, значение которых устанавливается в процессе адаптации модели.

Ключевые слова: физико-химические превращения, окатыш, гранулы, слои рудной гранулы, квазистационарность, задача Стефана, поверхность пор, фронтальная поверхность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-288-293

Задача проектирования обжиговых машин и оптимизации их тепловой работы не может быть эффективно решена до тех пор, пока в математической модели процесса не будут относительно точно определяться интенсивности протекания отдельных химических реакций. Учитывая сделанные в работе [1] замечания об общей сложности комплексной математической модели процесса обжига рудоугольных окатышей, описание физико-химических аспектов процесса желательно оформлять в виде относительно простых математических уравнений, отражающих тем не менее правильно основные (характерные) стороны того или иного явления.

Наибольший интерес и, в то же самое время, самые большие затруднения вызывает описание процесса вос-

становления оксидов железа рудных гранул окатыша. Как показывает обзор литературы [2 – 14], адекватными экспериментальным данным являются математические модели, использующие трехступенчатую схему восстановления. Строгое математическое описание процесса восстановления по такой схеме требует совместного решения задач кинетики последовательно-параллельных реакций и диффузии многокомпонентного газа в порах куска руды (окатыша). Наиболее последовательно такой метод анализа закономерностей восстановления проведен в работе [8], однако он не может быть использован в математической модели процесса обжига рудоугольных окатышей вследствие своей сложности, и его необходимо упростить до разумного предела.



Рис. 1. Схематическое строение рудной гранулы: ξ – толщина слоя границы; индексами «к», «м», «г», «в», «р» обозначены соответственно корка, магнетит, гематит, вюстит, руда



В общем случае при обжиге магнетитовых окатышей схематическое строение рудной гранулы будет иметь вид, представленный на рис. 1. В процессе окисления гранулы в зоне подогрева и начальном участке зоны обжига на ее (гранулы) поверхности образуется гематитовая корка, толщина которой определяется содержанием кислорода в газе и скоростью нагрева материала. При переходе в зону восстановления получают развитие реакции восстановления; в объеме гранулы образуются кольца железа и его оксидов. Можно выделить пять слоев различных состояний рудной составляющей окатыша, как это показано на рис. 1.

Для решения задачи восстановления рудной гранулы важно знать кривые распределения концентраций восстановителей и газообразных продуктов реакции по радиусу. Как уже отмечалось выше, для этого необходимо решать внутреннюю задачу нестационарной диффузии многокомпонентного газа в порах гранулы. В целях упрощения математической модели обжиговой машины используем, однако, другой подход, а именно приближенный метод решения задачи Стефана, развитый Л.С. Лейбензоном [15]. Предположим, что в каждый момент времени для заданной концентрации компонента газа в макропорах окатыша в объеме гранулы успевает установиться квазистационарное распределение. Все реакции восстановления оксидов железа протекают не на поверхности микропор соответствующего слоя гранулы, а на разделяющих эти слои фронтальных поверхностях, причем восстановление центрального объема первоначального магнетита (слой 1) не получает развитие до тех пор, пока соседняя гематитовая область (слой 2) не восстановится до Fe₃O₄. При таких допущениях изменение концентрации СО по радиусу рудной гранулы будет описываться следующей системой уравнений:

уравнение стационарной диффузии

$$\frac{1}{\xi_{\rm p}^{2}} \frac{d}{d\xi_{\rm p}} \left(D_{i\rm CO} \xi_{\rm p}^{2} \frac{dC_{\rm CO}}{d\xi_{\rm p}} \right) = k_{2,2} \left(C_{\rm CO} - \frac{C_{\rm CO_{2}}}{K_{2,2}} \right) \times \\ \times \delta \left(\xi_{\rm p} - \xi_{\rm M} \right) + k_{2,3} \left(C_{\rm CO} - \frac{C_{\rm CO_{2}}}{K_{2,3}} \right) \delta \left(\xi_{\rm p} - \xi_{\rm B} \right); \qquad (1)$$

граничные условия

$$\xi_{\rm p} = \xi_{\rm r}, \ D_{\rm MCO} \xi_{\rm p}^2 \frac{dC_{\rm CO}}{d\xi_{\rm p}} = k_{2,\rm I} \left(C_{\rm CO} - \frac{C_{\rm CO_2}}{K_{2,\rm I}} \right); \qquad (2)$$

$$\xi_{\rm p} = r_{\rm p}, \ D_{\rm *CO} \frac{dC_{\rm CO}}{d\xi_{\rm p}} = \beta_{\rm 2CO} \Big(C_{\rm CO}^0 - C_{\rm CO} \Big);$$
(3)

здесь $C_{\rm CO}$ и $C_{\rm CO_2}$ – концентрация соответствующего газового компонента (СО или CO₂); $k_{2,i}$ – эффективные константы скорости реакций восстановления оксидов железа СО на *i*-й ступени восстановления; $K_{2,i}$ – их константы равновесия; $D_{k\rm CO}$ – эффективные коэффициенты диффузии оксида углерода в *k*-ом слое рудной гранулы; $\beta_{2\rm CO}$ – коэффициент массообмена по СО на поверхности рудной гранулы, где концентрация равна $C_{\rm CO}^0$; $\delta(x)$ – символ Кронекера, причем

$$\delta\left(\xi_{p}-\xi_{M}\right) = \begin{cases} 0 \text{ при } \xi_{p} \leq \xi_{M}; \\ >0 \text{ при } \xi_{p} > \xi_{M}; \end{cases}$$

и аналогично для $\delta(\xi_{p}-\xi_{_{B}}).$

Такая же система уравнений может быть записана для диоксида углерода. При этом все эффективные коэффициенты диффузии следует заменить на D_{kCO_2} и изменить знаки правых частей уравнений (1) и (2) на противоположные.

Для всех значений ξ_p , за исключением $\xi_p = \xi_{_{\rm M}}$ и $\xi_p = \xi_{_{\rm B}}$ правая часть уравнения (1) равна нулю. Поэтому в пределах каждого слоя рудной гранулы кривая изменения концентрации будет представлять собой отрезок гиперболы

 $C_{\rm CO} = -\frac{1}{D_{k\rm COp}} \frac{A_k}{\xi} + A_{1k},$ (4)

т.е.

$$C_{\rm CO} = -\frac{1}{D_{\rm MCO}} \frac{A_{\rm M}}{\xi_{\rm p}} + A_{\rm I_M}$$
 при $\xi_{\rm r} \le \xi_{\rm p} < \xi_{\rm M};$ (4.1)

$$C_{\rm CO} = -\frac{1}{D_{\rm BCO}} \frac{A_{\rm B}}{\xi_{\rm p}} + A_{\rm IB}$$
 при $\xi_{\rm M} < \xi_{\rm p} < \xi_{\rm B};$ (4.2)

$$C_{\rm CO} = -\frac{1}{D_{\rm жCO}} \frac{A_{\rm ж}}{\xi_{\rm p}} + A_{\rm 1 \, {\rm ж}}$$
 при $\xi_{\rm B} < \xi_{\rm p} < r_{\rm p};$ (4.3)
$$\begin{aligned} \frac{dC_{\rm CO}}{d\xi_{\rm p}} &= \frac{A_{\rm M}}{\xi_{\rm p}^2} \ \text{при } \xi_{\rm r} \leq \xi_{\rm p} < \xi_{\rm m}; \\ \frac{dC_{\rm CO}}{d\xi_{\rm p}} &= \frac{A_{\rm B}}{\xi_{\rm p}^2} \ \text{при } \xi_{\rm M} < \xi_{\rm p} < \xi_{\rm B}; \\ \frac{dC_{\rm CO}}{d\xi_{\rm p}} &= \frac{A_{\rm K}}{\xi_{\rm p}^2} \ \text{при } \xi_{\rm B} < \xi_{\rm p} < r_{\rm p}. \end{aligned}$$
(4.4)

Можно показать, что кривая концентрации СО непрерывна, в то время как ее производная на фронтальных поверхностях претерпевает разрыв, причем при переходе через границу $\xi_{\rm p} = \xi_{\rm M}$ скачок концентрации составляет $k_{2,2} \left(C_{\rm CO} - \frac{C_{\rm CO_2}}{K_{2,2}} \right)_{\xi_{\rm p} = \xi_{\rm M}}$, а при переходе через сраницу $\xi_{\rm p} = \xi_{\rm M}$, а при переходе через через $\xi_{\rm p} = \xi_{\rm B} - \text{на } k_{2,3} \left(C_{\rm CO} - \frac{C_{\rm CO_2}}{K_{2,3}} \right)_{\xi_{\rm p} = \xi_{\rm B}}$. Отмеченное выше

справедливо также для кривой изменения концентрации диоксида углерода. Таким образом, с учетом четырех граничных условий типа (2), (3) получаем систему из восьми уравнений для отыскания восьми неизвестных, определяющих профили концентрации СО (A_k , A_{1k}) и СО₂ (B_k , B_{1k}). Процедура решения этой системы тривиальна, а сами решения здесь не приводятся ввиду их громоздкости. В компактной форме записи они имеют вид

$$A_{\rm M} = -B_{\rm M} = \frac{\Delta_{\rm M2}}{\Delta_2}; \ A_{\rm B} = -B_{\rm B} = \frac{\Delta_{\rm B2}}{\Delta_2}; \ A_{\rm K} = -B_{\rm K} = \frac{\Delta_{\rm K2}}{\Delta_2}, \ (5)$$

где Δ_2 – определитель упомянутой выше системы; Δ_{k2} – ее алгебраические дополнения.

Коэффициенты A_{1k} и B_{1k} выражаются через A_k , B_k и концентрации СО и СО, в макропорах окатыша.

Аналогичные выражения могут быть записаны для случая восстановления оксидов железа водородом.

Переходя от мольных концентраций компонентов газа к их объемным долям

$$C_{\rm CO} = \frac{\rho_{\rm CO} CO}{M_{\rm CO}}, \ C_{\rm H_2} = \frac{\rho_{\rm H_2} H_2}{M_{\rm H_2}}$$

и т.д. и используя основные положения кинетики последовательно-параллельных реакций [2, 3, 7, 8, 12 – 14], получим следующие выражения, определяющие закономерности изменения границ раздела зон рудной гранулы и мощностей источников (стоков) теплоты:

– для гематитовой зоны (зона 2)

$$\rho_{\rm p}g'_{\rm Fe_2O_3}\frac{\partial\xi_{\rm r}}{\partial\tau} = -\frac{3}{\xi_{\rm r}^2} \left(80\rho_{\rm H_2}\frac{\Delta_{\rm M1}}{\Delta_1} + 5,7143\rho_{\rm CO}\frac{\Delta_{\rm M2}}{\Delta_2}\right) = \\ = -\frac{3}{\xi_{\rm r}^2} \left(80\upsilon_{\rm l,l} + 5,7143\upsilon_{\rm l,2}\right) \,\text{kr}\,\,\text{Fe}_2O_3/c; \tag{6}$$

$$f_{\rm rem} q_{\rm rem} = -\frac{9DR}{r_{\rm p}^3} \frac{\rho_{\rm M}}{\rho_{\rm p}} \chi_{V_2} \times \\ \left(80\upsilon_{1,1} q_{\rm 1rem} + 5,7143\upsilon_{1,2} q_{\rm 2rem} \right) \, {\rm Bt/M}^3; \tag{7}$$

– для магнетитовой зоны (зона 3)

×

$$\rho_{p}g'_{\text{Fe}_{3}\text{O}_{4}}\left(\xi_{M}^{2}\frac{\partial\xi_{M}}{\partial\tau}-\xi_{\Gamma}^{2}\frac{\partial\xi_{\Gamma}}{\partial\tau}\right)=2\left(116\upsilon_{1,1}+8,2857\upsilon_{2,1}\right)-\xi_{M}^{2}\left(116\upsilon_{1,2}+8,2857\upsilon_{2,2}\right)\kappa\Gamma\text{ Fe}_{3}\text{O}_{4}/\text{c};$$
(8)

$$f_{\rm Mar}q_{\rm Mar} = -\frac{3DR}{r_{\rm p}^3}\frac{\rho_{\rm M}}{\rho_{\rm p}}\chi_{V_2}\xi_{\rm M}^2 \times \\ \times \left(116\upsilon_{1,2}q_{1\rm Mar} + 8,2857\upsilon_{2,2}q_{2\rm Mar}\right) \,{\rm Bt/M}^3; \tag{9}$$

– для вюститной зоны (зона 4)

×

$$\rho_{\rm p}g'_{\rm FeO}\left(\xi_{\rm B}^2 \frac{\partial \xi_{\rm B}}{\partial \tau} - \xi_{\rm M}^2 \frac{\partial \xi_{\rm M}}{\partial \tau}\right) = 3\xi_{\rm M}^2 (36\upsilon_{1,2} + 2,5714\upsilon_{2,2}) - -\xi_{\rm B}^2 (36\upsilon_{1,3} + 2,5714\upsilon_{2,3}) \,\mathrm{kr} \,\mathrm{FeO/c}; \tag{10}$$

$$f_{\rm B}q_{\rm B} = -\frac{3DR}{r_{\rm p}^3} \frac{\rho_{\rm M}}{\rho_{\rm p}} \chi_{V_2} \xi_{\rm B}^2 \times \left(36\upsilon_{1,3}q_{1\rm B} + 2,5714\upsilon_{2,3}q_{2\rm B}\right) \,{\rm Br/m^3}. \tag{11}$$

В этих выражениях $g'_{Fe_2O_3}$ – массовая доля гематита при его равномерном распределении по всему объему рудной гранулы, $g'_{Fe_2O_3} = g^k_{Fe_2O_3} \frac{r_p^3}{r_p^3 - \left(\xi_p^k\right)^3}; g^k_{Fe_2O_3} - доля$

гематита в грануле перед началом восстановления; $\rho_{\rm p}$ и $\rho_{\rm M}$ – плотности руды и окатыша; $q_{l,k}$ – удельные тепловые эффекты реакций восстановления H₂ и CO на отдельных ступенях, а скорости восстановления $\upsilon_{l,k}$ определяются уравнениями

$$\upsilon_{1,2} = \rho_{H_2} k_{1M} \left[\left(\frac{1}{D_{MH_2}} \frac{\xi_M - \xi_\Gamma}{\xi_M \xi_\Gamma} + \frac{1}{k_{1\Gamma} \xi_\Gamma^2} \right) \frac{\Delta_{M1}}{\Delta_1} + \left(H_2^0 - H_2 O^0 \right) \left(\frac{1}{K_{1,1} + 1} - \frac{1}{K_{1,2} + 1} \right) \right]; \quad (12)$$

$$\upsilon_{2,2} = \rho_{\rm CO} k_{2,2} \left[{\rm CO}^0 - \frac{{\rm CO}_2^0}{K_{2,2}} - \left(\frac{1}{D_{\rm BCO}} + \frac{1}{K_{2,2} D_{\rm BCO_2}} \right) \times \right. \\ \times \frac{\xi_{\rm B} - \xi_{\rm M}}{\xi_{\rm B} \xi_{\rm M}} \frac{\Delta_{\rm B2}}{\Delta_2} - \left(\left(\frac{1}{D_{\rm wCO}} + \frac{1}{K_{2,2} D_{\rm wCO_2}} \right) \frac{r_{\rm p} - \xi_{\rm B}}{r_{\rm p} \xi_{\rm B}} + \left. + \left(\frac{1}{\beta_{\rm 2CO}} + \frac{1}{K_{2,2} \beta_{\rm 2CO_2}} \right) \frac{1}{r_{\rm p}^2} \right] \frac{\Delta_{\rm w2}}{\Delta_2} \right];$$
(13)

$$\upsilon_{1,3} = \rho_{H_2} k_{1B} \left[H_2^0 - \frac{H_2^0 + H_2 O^0}{K_{1,3} + 1} - \left(\frac{1}{D_{\pi H_2}} \frac{r_p - \xi_B}{r_p \xi_B} + \frac{1}{\beta_{1H_2} r_p^2} \right) \frac{\Delta_{\pi 1}}{\Delta_1} \right];$$
(14)

выражение для $v_{2,3}$ отличается от уравнения (13) лишь тем, что в нем вместо $k_{2,2}$ и $K_{2,2}$ стоят коэффициенты $k_{2,3}$ и $K_{2,3}$.

В вышеприведенных уравнениях
$$k_{1k} = k_{1k} \frac{K_{1,k} + 1}{K_{1,k}}$$
.

При вычислениях константы равновесия принимались по данным работы [2], а эффективные константы скоростей реакций $k_{l,k}$ – по экспериментальным данным, а также данным, приведенным в работах [3, 5, 7, 13, 14]. Тепловые эффекты реакций q_{lk} рассчитывались по выражениям, построенных на основе таблиц, приведенных в указанных источниках, с использованием метода наименьших квадратов.

Система уравнений для объемных долей компонентов газа определяется типом газовой атмосферы. Если слой обрабатывается продуктами полного (CO₂, H₂O, N₂) или частичного (CO, CO₂, H₂, H₂O, N₂) сжигания топлива, то она включает семь уравнений, так как, помимо перечисленных компонентов газа, неизвестными являются также скорость фильтрации v_{0r} и массовая скорость $G_{c.r}$. При наличии в атмосфере свободного кислорода добавляется еще одно выражение. Тип атмосферы изменяет также итоговую систему дифференциальных уравнений, описывающих физико-химические аспекты процесса обжига рудоугольных окатышей. Подробно эти вопросы здесь не рассматриваются, поскольку они относительно легко учитываются в рамках, изложенных в работе [1], а также в настоящем исследовании.

Изложенная методика в совокупности с моделью [1] широко использует адаптацию расчетных значений к экспериментальным данным, поэтому некоторые коэффициенты D_{kl} , используемые в модели, можно назвать коэффициентами диффузии лишь условно. Тем не менее, при использовании эффективных схем численного решения уравнений [16 – 20] получаемые при моделировании результаты и рекомендации весьма хорошо соответствуют промышленным данным. Для иллюстрации этого положения на рис. 2 показана зависимость удельного расхода топлива $V_{\rm T}$, м³/т, от удельной производительности машины g, т/(ч·м²), для двух высот слоя: 350 мм – кривая 1 и 450 мм – кривая 2.

Выводы. Рассмотрены вопросы учета физико-химических аспектов процесса обжига металлизованных окатышей на конвейерной машине. Показано, что в совокупности с ранее разработанной математической моделью процесса обжига рудоугольных окатышей такой подход позволяет получать рекомендации и результаты, хорошо соответствующие промышленным условиям.



Рис. 2. Зависимость удельного расхода топлива от удельной производительности обжиговой машины

Fig. 2. Dependence of specific fuel consumption on specific productivity of firing machine

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г., Спирин Н.А., Лавров В.В. Математическая модель процесса обжига рудоугольных окатышей на конвейерной машине // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 4. С. 12 – 24.
- Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов; изд. 2-е. Ч. 1. – Свердловск: Металлургиздат, 1962. – 671 с.
- Szekely J., Evans J.W., Sohn H.Y. Solid Gas Reactions. N.Y.: Academic Press, 1976. – 400 p.
- Бабушкин Н.М., Тимофеев В.Н. Горение топлива в слое агломерационной шихты. – В кн.: Теплотехника доменного и агломерационного процессов: Сб. научн.трудов ВНИИМТ, №14. – М.: Металлургия, 1966. С. 139 – 159.
- Takahashi Y., Takahashi R. Reduction of Iron Pellets by Using a Laboratory Scale Moving Bed Reactor at High Pressure. – In: Proc. VIII Joint Japan – USSR Symposium on Physical Chemistry of Metallurgical Processes. Tokyo, 1981. P. 78 – 92.
- Экономос М. Реакции в твердой фазе в ферритах. В кн.: Кинетика высокотемпературных процессов / Под ред. У.Д. Кинджери. – М.: Металлургия, 1965. С. 168 – 180.
- Yagi I., Szekely J. Mathematical formulation on iron oxide pellets in muving beds with nonuniform gas and solids flow //Trans. Iron and Steel Inst. Japan. 1977. No. 10. P. 569 – 575.
- Макрокинетика восстановления железорудных материалов газами: математическое описание / С.Д. Абрамов, Л.Ф. Алексеев, Д.З. Кудинов, А.В. Ченцов, С.В. Шаврин. М.: Наука, 1982. 105 с.
- Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. – М.: Наука, 1987. – 492 с.
- Боковиков Б.А. Методы расчета слоевых процессов и агрегатов для металлизации и их развитие. – В кн.: Физикохимия прямого получения железа. – М.: Наука, 1977. С. 84 – 87.
- Боковиков Б.А., Поволоцкий В.Ю., Гиммельфарб А.И., Неменов А.М. Анализ шахтного восстановительного процесса с помощью математической модели // Прямое получение железа и порошковая металлургия: Тематич. отрасл. сб. № 1. – М.: Металлургия, 1974. С. 107 – 113.
- 12. Ростовцев С.Т. Теория металлургических процессов. М.: Металлургиздат, 1956. 514 с.
- Funghini A., Fontana P., Marchi G. De. In: The operation of the blast furnace: theory and practice. – Arles: 1980. Vol. 2. P. B. 2.1 – B. 2.6.
- Богданди Л., Энгель Г.Ю. Восстановление железных руд. М.: Металлургия, 1971. – 520 с.
- Рубинштейн Л.И. Проблема Стефана. Рига: Звайгзне, 1967. – 457 с.
- Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
- Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев;

под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2014. – 558 с.

- 18. Элементы теории систем и численные методы моделирования процессов тепломассопереноса: учебник для вузов / В.С. Швыдкий, Н.А. Спирин, М.Г. Ладыгичев, Ю.Г. Ярошенко, Я.М. Гордон. – М.: Интермет-Инжиниринг, 1999. – 520 с.
- Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия: учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1987. – 688 с.
- Ши Д. Численные методы в задачах теплообмена: Пер. с англ. – М.: Мир, 1988. – 544 с.

Поступила 14 сентября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 4, pp. 288-293.

MODELING OF METALIZED PELLETS FIRING WITH THE ACCOUNT OF PHYSICO-CHEMICAL TRANSFORMATIONS IN THEM

V.S. Shvydkii, Yu.G. Yaroshenko, N.A. Spirin, V.V. Lavrov

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

- Abstract. The engineering mathematical model of development of physical and chemical transformations is considered in the volume of pellet, consisting of granules of iron-stone, limestone and coke (carbon-containing fuel). It is shown that according to the experimental information there are mathematical models, using the three-stage chart of renewal. Strict mathematical description of process of renewal on this chart requires the joint decision of kinetics tasks of successiveparallel reactions and diffusion of multicomponent gas in the pores of ore piece. Such approach cannot be used in the mathematical model of process of metallised pellets burning because of its complication. This complication increases at the account of characteristic feature of the gas and temperature mode of burning machine, producing metallised pellets: change of gas composition during material movement (transition from an oxidizing atmosphere to restoration or neutral). For the decision of the task of ore granule renewal it is important to know the distribution curves of the concentrations of reducing agents and gaseous reaction products along the radius. Because of complication of the equalizations of diffusion, heating of granules and chemical kinetics, the close method of decision of Stefan problem, developed by L.S. Leybenzon, is used, essence of which is in supposition, quasi stationary distribution has time in the volume of granule to be set. All oxide reduction reactions occur not on the surface of the micropores of the corresponding granule layer, but on the frontal surfaces separating these layers and the restoration of the central volume of the original magnetite does not develop until the neighboring hematite region is recovered to Fe₃O₄. At such conditions all complication of the simplified mathematical model is compensated by the proper choice of algorithm of numeral decision of the equalizations system. As a row of simplifications doesn't correspond to reality (for example, the layer of metallic iron is not skipped by a gas-reducer), it is necessary to use effective coefficients, the value of which is set during the model adaptation.
- *Keywords*: physico-chemical transformations, pellet, granule, layers of ore granule, quasi stationary state, Stephen's task, surface of pores, frontal surface.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-288-293

REFERENCES

- Shvydkii V.S., Yaroshenko Yu.G., Spirin N.A., Lavrov V.V. Mathematical model of burning process of coal-ore pellets on conveyor machine. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya. = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, no. 4, pp. 12–24. (In Russ.).
- Esin O.A., Gel'd P.V. *Fizicheskaya khimiya pirometallurgicheskikh protsessov. Ch. 1* [Physical chemistry of pyrometallurgical processes. Part 1]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1962, 671 p. (In Russ.).
- Szekely J., Evans J.W., Sohn H.Y. Solid gas reactions. N.Y.: Academic Press, 1976, 400 p.
- 4. Babushkin N.M., Timofeev V.N. Fuel burning in sintering mixture layer. In: *Teplotekhnika domennogo i aglomeratsionnogo*

protsessov: Sb. nauchn.trudov VNIIMT, no. 14 [Heat engineering of blast furnace and agglomeration processes. Coll. of sci. works of VNIIMT, no. 14]. Moscow: Metallurgiya, 1966, pp. 139–159. (In Russ.).

- Takahashi Y., Takahashi R. Reduction of iron pellets by using a laboratory scale moving bed reactor at high pressure. In: Proc. of 8th Joint Japan – USSR. Symposium on Physical Chemistry of Metallurgical Processes. Tokyo, 1981, pp. 78–92.
- Ekonomos M. Solid phase reactions in ferrites. In: *Kinetika vyso-kotemperaturnykh protsessov* [Kinetics of high-temperature processes]. Kingery W.D. ed. Moscow: Metallurgiya, 1965, pp. 168–180. (In Russ.).
- Yagi I., Szekely J. Mathematical formulation on iron oxide pellets in moving beds with nonuniform gas and solids flow. *Trans. Iron and Steel Inst. Japan.* 1977, no. 10, pp. 569–575.
- Abramov S.D., Alekseev L.F., Kudinov D.Z., Chentsov A.V., Shavrin S.V. *Makrokinetika vosstanovleniya zhelezorudnykh materialov gazami: matematicheskoe opisanie* [Macrokinetics of reduction of iron ore materials by gases: mathematical description]. Moscow: Nauka, 1982, 105 p. (In Russ.).
- 9. Frank-Kamenetskii D.A. *Diffuziya i teploperedacha v khimicheskoi kinetike* [Diffusion and heat transfer in chemical kinetics]. Moscow: Nauka, 1987, 492 p. (In Russ.).
- Bokovikov B.A. Calculating methods for layer processes and metallization units and their development. In: *Fizikokhimiya pryamogo polucheniya zheleza* [Physicochemistry of direct iron production]. Moscow: Nauka, 1977, pp. 84–87. (In Russ.).
- Bokovikov B.A., Povolotskii V.Yu., Gimmel'farb A.I., Nemenov A.M. Analysis of the mine recovery process using the mathematical model. In: *Pryamoe poluchenie zheleza i poroshkovaya metallurgiya: Tematich. otrasl. sb. no. 1* [Direct iron production and powder metallurgy: Thematic industrial coll. no. 1]. Moscow: Metallurgiya, 1974, pp. 107–113. (In Russ.).
- Rostovtsev S.T. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov* [Theory of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgizdat, 1956, 514 p. (In Russ.).
- **13.** Funghini A., Fontana P., Marchi G. De. In: The operation of the blast furnace: theory and practice. *Arles*, 1980, vol. 2, pp. 2.1–2.6.
- Bogdandy L., Engell H.-J. *Die Reduktion der Eisenerze*. Duesseldorf: Springer Verlag, 1967, 539 p. (Russ.ed.: Bogdandy L., Engell H.-J. *Vosstanovlenie zheleznykh rud*. Moscow: Metallurgiya, 1971, 519 p.).
- 15. Rubinshtein L.I. *Problema Stefana* [Stephan problem]. Riga: Zvaigzne, 1967, 457 p.
- Patankar Suhas V. Numerical Heat Transfer and Fluid Flow. New York: Hemisphere Publishing Corporation, 1980. (Russ.ed.: Patankar S. Chislennye metody resheniya zadach teploobmena i dinamiki zhidkosti. Moscow: Energoatomizdat, 1984, 152 p.).
- Spirin N.A., Lavrov V.V., Rybolovlev V.Yu. Matematicheskoe modelirovanie metallurgicheskikh protsessov v ASU TP [Mathematical modeling of metallurgical processes in the automated process control system]. Spirin N.A. ed. Ekaterinburg: OOO "UIPTs", 2014, 558 p. (In Russ.).

- Shvydkii V.S., Spirin N.A., Ladygichev M.G., Yaroshenko Yu.G., Gordon Ya.M. *Elementy teorii sistem i chislennye metody modelirovaniya protsessov teplomassoperenosa: uchebnik dlya vuzov* [Elements of systems theory and numerical modeling methods of processes of heat and mass transfer]. Moscow: Intermet-Inzhiniring, 1999, 520 p. (In Russ.).
- Zhukhovitskii A.A., Shvartsman L.A. *Fizicheskaya khimiya: uchebnik dlya vuzov* [Physical chemistry: Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 688 p. (In Russ.).
- Shih Tien-Mo. Numerical Heat Transfer. Hemisphere Pub. Corp., Washington, 1984, 563 p. (Russ.ed.: Shih T. Chislennye metody v zadachakh teploobmena. Moscow: Mir, 1988, 544 p.).

Information about the authors:

V.S. Shvydkii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (vshvid@isnet.ru) Yu.G. Yaroshenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal

Physics and Informatics in Metallurgy" (yury-y@planet-a.ru) N.A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Chair "Thermal Physics and

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

and Informatics in Metallurgy" (v.v.lavrov@urfu.ru)

Received September 14, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 294 – 299. © 2018. Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Сизоненко Н.Р., Демент Т.В., Конева Н.А.

УДК 669.245:539.25/.26

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННОГО РЕНИЕМ И ЛАНТАНОМ, В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Никоненко Е.Л.^{1,2}, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики (vilatomsk@mail.ru) Попова Н.А.², к.т.н., старший научный сотрудник (natalya-popova-44@mail.ru) Сизоненко Н.Р.², старший научный сотрудник кафедры физики (snr1952@mail.ru) Демент Т.В.², аспирант кафедры физики (tarasevi416@mail.ru) Конева Н.А.², д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (koneva@tsuab.ru)

> ¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет (634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)
> ² Томский государственный архитектурно-строительный университет

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

Аннотация. Свойства жаропрочных никелевых сплавов для современного машиностроения определяются термической стабильностью структуры, размерами, формой и количеством упрочняющей ү'-фазы, прочностными характеристиками ү-твердого раствора. Такие сплавы упрочняют путем легирования рением и лантаном. Целью работы являлись качественные и количественные исследования структуры и фазового состава никелевого жаропрочного сплава, дополнительно легированного рением (0,4 % ат.) и лантаном (0,006 % ат.). Исследования проводили двумя методами: просвечивающей дифракционной электронной микроскопии и растровой электронной микроскопии. Исследование структуры сплава проводили в трех состояниях: образец 1 – исходное состояние (после направленной кристаллизации (НК)); образец 2 – НК, отжиг при температуре 1150 °С в течение 1 ч, отжиг при температуре 1100 °С в течение 480 ч; образец 3 – НК, отжиг при температуре 1150 °С в течение 1 ч, отжиг при температуре 1100 °С в течение 1430 ч. Исследования показали, что наблюдаемые в суперсплаве фазы можно классифицировать на основные и вторичные. Основными фазами являются у' и у. Они формируют структуру сплава и присутствуют в виде квазикубоидов ү'-фазы, разделенных прослойками ү-фазы. Остальные фазы являются вторичными. Выявлено, что легирование рением и лантаном приводит к появлению вторичных фаз, а именно: β -NiAl, AlRe, NiAl₂Re; σ ; χ ; Ni₃La₂. Образование вторичных фаз вносит серьезное нарушение в структуру квазикубоидов (ү + ү')-фаз. Рений и лантан не заполняют однородно весь объем сплава, а присутствуют лишь в локальных участках. Поэтому во всех трех состояниях сплава нарушенной оказалась лишь часть объема квазикубоидов ($\gamma + \gamma'$)-фаз. Изучена морфология вторичных фаз. Обнаружено, что частицы σ -фазы – это тонкие иглы, в то время как частицы Ni,La, имеют внутреннюю структуру с характерным контрастом и имеют конечную толщину. Интересной особенностью является то, что о-фаза и фаза Ni,La, выделяются в одних и тех же местах. Установлено, что введение лантана и рения изменяет фазовый состав сплава, подавляя образование у-фазы. Частицы вторичных фаз локализованы в отдельных участках сплава с определенной периодичностью. Образующиеся вторичные фазы являются тугоплавкими: температура плавления β-фазы составляет приблизительно 1600 °C, σ-фазы – 2600 °C, γ-фазы – 2800 °C. Образование вторичных тугоплавких фаз и их периодическое распределение в структуре способствует упрочнению суперсплава, легированного рением и лантаном.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, упрочнение, рений, лантан, фаза, морфология, отжиг.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-294-299

Жаропрочные никелевые сплавы, используемые в современном машиностроении, характеризуются определенными термической стабильностью структуры, размерами, формой и количеством частиц упрочняющей γ' -фазы, характеристиками γ -твердого раствора [1 – 3]. Часто такие сплавы упрочняют путем легирования рением и лантаном, которые являются активными фазообразующими элементами. Это легирование обеспечивает увеличение рабочей температуры за счет высокой температуры плавления образующихся фаз [4]. Фазовый состав таких сплавов и локализация фаз изучены недостаточно. Однако детальные знания о структурно-фазовом состоянии жаропрочных никелевых сплавов, легированных лантаном и рением, важны для понимания и прогнозирования их свойств. Целью настоящей работы являлись качественные и количественные исследования структуры, фазового состава, морфологии фаз сложнолегированного жаропрочного сплава, дополнительно легированного рением и лантаном.

В качестве материала исследования использовали сплав на основе Ni–Al–Cr, содержащий 70 % Ni, 17 % Al, 5 % Cr (ат.). Основные легирующие элементы: молибден, вольфрам, тантал, титан, кобальт (суммарное количество примерно 7 %), рений (0,4 %) и лантан (0,006 %). Исследование структуры проводили в трех состояниях сплава: образец 1 – исходное состояние – после приготовления методом направленной кристаллизации (НК); образец 2 – исходное состояние, отжиг при температуре (T) 1150 °C в течение 1 ч, отжиг при 1100 °C в течение 480 ч; образец 3 – исходное состояние, отжиг при 1150 °C в течение 1 ч, отжиг при 1100 °C в течение 1430 ч. Образцы сплава во всех состояниях обладали монокристаллической структурой с ориентацией [001].

Для изучения структуры суперсплава использовали метод просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) и метод растровой электронной микроскопии (РЭМ). Подготовка фольг для электронно-микроскопического исследования методом ПЭМ включала электролитическую полировку пластинок в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Изучение структуры тонких фольг сплава выполняли в просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ и увеличении 25 000 крат [5, 6]. Электролитическое травление поверхности образцов для исследования методом РЭМ проводили в пене указанного электролита при начальном напряжении 50 В. Исследования поверхности образцов после травления проводили в сканирующем электронном микроскопе TESLA BS-301 при рабочих увеличениях 50 - 10 000 крат.

Фазовый состав

Исследования показали наличие в сплаве в разных состояниях совокупности ряда фаз. Тип фаз, их кристаллографические характеристики и объемные доли приведены в таблице.

Наблюдаемые в суперсплаве фазы можно классифицировать на основные и вторичные (см. таблицу). Основными фазами являются γ' - и γ -фазы. Они формируют основную структуру сплава и присутствуют в виде квазикубоидов γ' -фазы, разделенных прослойками γ -фазы. Остальные фазы являются вторичными. Вторичные фазы появляются в отдельных состояниях.

Фазовый состав сплава и количественные характеристики фаз

Phase composition of the alloy and quantitative characteristics of the phases

Фаза	Тип кристал- лической	Прост- ранственная	Объ фаз,	емная доля %, образца	
	решетки	группа [6]	1	2	3
γ'	Кубическая	Pm3m	85,60	90,00	87,00
γ	Кубическая	Fm3m	8,00	9,00	6,00
γ/γ'			0,09	0,10	0,07
β	Кубическая	Pm3m	5,00	0	0
χ	Кубическая	<i>I</i> 43m	1,40	0	0
σ	Тетрагональная	P4 ₂ /mnm	0	1,00	2,00
La ₂ Ni ₃	Орторомби- ческая	Cmca	0	0	5,00

Объемная доля γ' -фазы является большой во всех состояниях сплава. Соотношение γ/γ' в образцах *1* и 2 практически совпадает (0,09 и 0,10 соответственно). В образце *3* соотношение γ/γ' уменьшается по сравнению с образцами *1* и 2. Это связано с тем, что никель для формирования фазы Ni₃La₂ более активно изымается лантаном из γ -фазы [7].

Одна из вторичных фаз – β -фаза: под таким символом здесь определены фазы β -NiAl (1) и AlRe (2). Это обусловлено тем, что обе эти фазы имеют структуру CsCl, обе могут превращаться в тетрагональные фазы типа L1₀. Обе фазы являются тугоплавкими, температура плавления этих фаз составляет приблизительно 1600 °C. Эти фазы взаимно растворимы, могут занимать твердые растворы. Наличие их на сторонах Ni–Al и Al–Re тройной диаграммы Ni–Al–Re [8 – 11] означает, что они могут образовывать большую область, соединяющую эти позиции. В настоящей работе обе фазы указаны как β , поскольку фаза AlRe не имеет особого обозначения, кроме обозначения по составу [9 – 11].

Фазы σ и χ (см. таблицу) относятся к топологически плотноупакованным или к фазам Франка-Каспера [12-15] (температура плавления о-фазы - 2600 °С, χ-фазы – 2800 °C). Их появление обязано присутствию в сплаве рения [14 – 16]. Действительно, взаимодействие рения с молибденом и вольфрамом приводит к появлению σ- и χ-фаз: σ-фаза образуется в результате затвердевания при высоких температурах, у-фаза – в результате распада твердого раствора при более низких температурах или в результате кристаллизации. При этом σ-фаза возникает в результате взаимодействия рения с кобальтом, хромом, никелем, алюминием; ү-фаза образуется при взаимодействии с молибденом и вольфрамом, а также с кобальтом и алюминием [9, 12]. Наличие лантана обеспечивает появление лантанида никеля Ni₂La₂ [7, 11]. Он наблюдается только в состоянии сплава 3 (см. таблицу).

Все фазы представляют собой концентрированные твердые растворы, образующиеся в большом интервале концентраций (кроме лантанида никеля) и активно участвующие во всех фазовых превращениях.

Морфология фаз

Известно, что структура суперсплавов, прежде всего, определяется смесью ($\gamma + \gamma'$)-фаз [3, 13]. Присутствие в сплаве активных фазообразующих элементов, таких как рений и лантан, усложняет структуру суперсплава и вызывает появление в нем участков с нарушенной ($\gamma + \gamma'$)-структурой. Формирование β -, σ - и χ -фаз обязано присутствию рения. Образование вторичных фаз вносит серьезное нарушение в структуру квазикубоидов ($\gamma + \gamma'$)-фаз. Поскольку рений и лантан не заполняют однородно весь объем сплава, а присутствуют лишь в локальных участках, то во всех трех состояниях сплава (образцы 1 - 3) нарушенной оказалась лишь часть объема квазикубоидов ($\gamma + \gamma'$)-фаз. Выполненные исследования позволили представить схемы структурно-фазовых состояний исследуемых образцов сплава.

Образец 1. На рис. 1 изображены схемы трех различных морфологически-фазовых составляющих структуры, наблюдаемых в образце 1: 1', 1'' и 1'''.

Составляющая 1' представляет собой идеальную структуру ($\gamma + \gamma'$) со слегка анизотропным искажением. Составляющая 1''' наряду с квазикубоидами ($\gamma + \gamma'$) содержит прослойки χ -фазы. Они могут быть локализованы как в γ' -, так и в γ -фазе. В составляющей 1''' квазикубоиды (как и в 1') анизотропны. Составляющая сплава 1'' отличается полностью разрушенной структурой квазикубоидов, их просто там нет. Объем участка 1'' полностью занимает (по крайней мере) трехкомпонентный раствор NiAl₂Re. Это химическая формула трехкомпонентной β -фазы [10].

Установлено, что граница раздела между составляющими 1' и 1'' (граница раздела блока γ/γ' -фаз и β -фазы) проходит по направлению [011] γ' -фазы. Ориентационное соотношение β -фазы и γ/γ' -фаз: [110]_{β} II [111]_{$\gamma'}. Это типичное соотношение для взаимного фазового$ $превращения ГЦК <math>\rightarrow$ ОЦК. В составляющей 1''' хорошо прослеживается параллельность прослоек γ -фазы и прослоек χ -фазы. Обе фазы обладают кубической кристаллической решеткой, однако размерные эффекты вызывают (порождают) некоторую кристаллографическую разориентировку.</sub>

Интегральное изображение структуры сплава образца *1*, полученное методом РЭМ, показано на рис. 2, *а*. Большую часть объема сплава занимают квазикубоиды, целые и нарушенные, контраст от которых из-за относительно небольшого увеличения мало отличается. Расслоение по рению хорошо видно благодаря выделению β-фазы, которая преимущественно стабилизируется этим химическим элементом [10, 14 – 20].



Рис. 1. Схематичное изображение структуры сплава образца *1*, морфологически-фазовые составляющие:

l' – идеальная структура квазикубоидов ($\gamma' + \gamma$); l'' – участок β-фазы; l''' – квазикубоиды ($\gamma' + \gamma$), содержащие прослойки χ -фазы

Fig. 1. Schematic representation of the alloy structure of sample *I*, morphological-phase constituents:

I' – the ideal structure of quasi-cuboids (γ' + γ); I'' – section of the β-phase; I''' – quasicuboids (γ' + γ) containing χ-phase interlayers

Образец 2. Схема структурно-фазового состояния образца 2 представлена на рис. 3. Структура сплава состоит из идеальных квазикубоидов, объемная доля которых составляет 0,9, и квазикубоидов, искаженных присутствием о-фазы, объемная доля которых составляет 0,1 (структурно-фазовые составляющие сплава 2' и 2" соответственно). Вытянутые частицы о-фазы распо-



Рис. 2. Полученное методом РЭМ изображение (белой стрелкой показано направление периодичности) структуры сплава образца *1* (*a*) (черными стрелками отмечены примеры частиц β-фазы), образца *2* (*б*) (черными стрелками отмечены примеры частиц σ-фазы), образца *3* (*в*) (черными стрелками показаны частицы лантанида и σ-фазы)

Fig. 2. The image obtained by the SEM method (the white arrow shows the direction of periodicity) of the alloy structure of sample 1 (a) (black arrows indicate examples of particles of the β -phase), sample 2 (δ) (black arrows indicate examples of particles of the β -phase), sample 3 (ϵ) (the black arrows indicate the particles of the lanthanide and σ -phase) ложены вдоль направлений [011] и [001] γ' -фазы. Контакт γ' - и σ -фаз происходит без заметных искажений. Доказательством этого служит отсутствие на электронно-микроскопических изображениях экстинкционных контуров изгиба-кручения. В местах образования σ -фазы структура квазикубоидов нарушена. Эффект локального залегания вторичных фаз в образце 2 сильнее выражен по сравнению с образцом 1: в образце 1 идеальные квазикубоиды составляли 0,65 объема сплава, в образце 2 – уже 0,90.

На рис. 2, б представлено изображение структуры сплава образца 2, полученное методом РЭМ. Видно локальное распределение частиц о-фазы, чередующихся с идеальной структурой (ү + ү')-фаз. Имеет место четкая корреляция данных РЭМ и ПЭМ.

Образец 3. Схематичное изображение структуры образца 3 представлено на рис. 4. Установлено, что немного больше половины материала (примерно 0,55) занимают идеальные квазикубоиды (составляющая 3'), остальной объем занимает четырехфазная смесь ($\gamma' + \gamma + \sigma + \text{Ni}_3\text{La}_2$) (составляющая 3''). Объемные доли этих структурно-фазовых составляющих 3' и 3'' соизмеримы. При этом фаза Ni₃La₂ имеет большую объемную долю, нежели σ -фаза. В образце 3 количество σ -фазы больше, чем в образце 2. Это может быть связано как с возросшей продолжительностью термической обработки, так и с косвенным влиянием лантана на фазообразование.

Интересной особенностью является то, что σ -фаза и фаза Ni₃La₂ выделяются в одних и тех же локальных местах. Установлено, что частицы σ -фазы – тонкие иглы, частицы Ni₃La₂ имеют внутреннюю структуру с характерным контрастом.

Анализ изображений, полученных методом РЭМ (рис. 2, в) на протравленных поверхностях образца 3,



Рис. 3. Схематичное изображение структуры сплава образца 2, структурно-фазовые составляющие: 2′ – идеальная структура квазикубоидов (γ′ + γ); 2″ – квазикубоиды (γ′ + γ), содержащие выделения σ-фазы

Fig. 3. Schematic representation of the alloy structure of sample 2, structural-phase components:

2' – an ideal structure of quasi-cuboids ($\gamma' + \gamma$); 2'' – quasicuboids ($\gamma' + \gamma$) containing the σ -phase

подтверждает данные ПЭМ: во-первых, наблюдается наличие двух структурно-фазовых составляющих 3' и 3''; во-вторых, соизмеримы объемные доли этих составляющих.

Изображения, полученные методом РЭМ, также обнаруживают периодичность в расположении пространственных структур, характерных для всех состояний сплава (рис. 2). Направления периодичности указаны белыми длинными стрелками на изображениях структуры, вдоль которых и чередуются идеальные составляющие γ/γ' -смеси и сильно нарушенные составляющие ($\gamma' + \gamma$ + вторичные фазы).

Выводы. Введение лантана и рения изменяет фазовый состав сплава, подавляя образование γ -фазы. В сплаве образуются новые вторичные фазы. Частицы вторичных фаз локализованы в отдельных участках сплава и расположены с определенной периодичностью. Образующиеся вторичные фазы являются тугоплавкими: температура плавления β -фазы составляет 1600 °C, σ -фазы – приблизительно 2600 °C, χ -фазы – приблизительно 2800 °C. Образование вторичных тугоплавких фаз и их периодическое распределение в структуре способствуют упрочнению суперсплава, легированного рением и лантаном.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Жаропрочные стали и сплавы. М.: ВИАМ, 2012. 60 с.
- Ross E.W., Sims C.T. Nickel-Base Alloys. Superalloys II: High temperature materials for aerospace and industrial power. – New York, John Wiley & Sons, Inc., 1987. P. 97 – 133.
- Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель В.Ц. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Ч. 1. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
- 4. Герасимов В.В., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Усовершенствование состава и разработка технологии литья монокристалли-



Рис. 4. Схематичное изображение структуры сплава образца 3, структурно-фазовые составляющие:

- 3′ идеальная структура квазикубоидов (ү′ + ү); 3′′ квазикубоиды (ү′ + ү), содержащие выделения σ-фазы и $\mathrm{Ni}_3\mathrm{La}_2$
 - Fig. 4. Schematic representation of the alloy structure of sample 3, structural-phase constituents:
 - β' the ideal structure of quasicuboids ($\gamma' + \gamma$); β'' quasicuboids ($\gamma' + \gamma$) containing the precipitates of σ -phase and Ni₃La₂

ческих лопаток из жаропрочного интерметаллидного сплава. Труды ВИАМ. 2015. № 3. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=783 (Дата обращения 02.02.2017 г.).

- Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
- Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
- Kozlov E.V., Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A. Structure and Composition of Higher-Rhenium-Content Superalloy Based on La-Alloyed Ni-Al-Cr // Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures AIP Conf. Proc. 2015. Vol. 1683. P. 020101-1 – 020101-4.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3-х т. Т. 2. / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
- Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А., Поварова К.Б., Грабовецкая Г.П., Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / Под науч. ред. Е.Н. Каблова и Ю.Р. Колобова. М.: Издательский Дом МИСиС, 2008. 326 с.
- Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Морозов А.Е. Физико-химические закономерности взаимодействия алюминидов никеля с легирующими элементами. Ч. 1. Образование твердых растворов на основе алюминидов никеля // Металлы. 2006. № 5. С. 58 – 71.
- Reed R.C. The Superalloys Fundamentals and Applications. – Cambridge: Cambridge University Press, 2006. – 372 p.
- Segersäll M. Nickel-based single-crystal superalloys. Linköping, Sweden: 2013. – 56 p.

- Göken, M., Kempf M. Microstructural properties of superalloys investigated by nanoindentation in an atomic force microscope // Acta Mat. 1999. Vol. 47. No. 3. P. 1043 – 1052.
- Rae C.M.F., Reed R.C. The precipitation of topologically closepacked phases in rhenium-containing superalloys // Acta Materialia. 2001. Vol. 49. No. 19. P. 4113 – 4125.
- 15. Kozlov E.V., Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A. Effect of thermal treatment and re-dopingon the volume fraction of the γ' phase in complex-doped Ni-Al-Cr-based superalloy // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. 2014. Vol. 78. No. 4. P. 267 270.
- Sugui T. Influence of element Re on lattice misfits and stress rupture properties of single crystal nickel-based superalloys // Materials Science and Engineering. 2010. Vol. 527. No. 16. P. 4458 – 4465
- Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A., Kozlov E.V. Structure and phase composition of the superalloy on the basis of Ni-Al-Cr alloyed by Re and La // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 112. P. 012036 – 012040.
- Volek A, .Pyczak F., Singer R.F., Mughrabi H. Partitioning of Re between γ and γ'-phase in nickel-base superalloys // Scripta Mat. 2005. No. 52. P. 141 – 145.
- 19. Kozlov E.V., Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A. Change in the phase composition and defect structure of a multicomponent ordered Ni-based alloy upon high-temperature annealing // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. 2013. Vol. 77. No. 9. P. 1108 – 1111.
- Sato A., Harada H., Yokokawa T., Murakumo T., Koizumi Y., Kobayashi T., Imai H. The effects of ruthenium on the phase stability of fourth generation Ni-base single-crystal superalloy. Scripta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 1679 – 1684.

Поступила 27 февраля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 4, pp. 294–299.

CHANGE OF THE STRUCTURE OF A HEAT-RESISTANT ALLOY DOPED BY RHENIUM AND LANTHANUM DEPENDING ON THERMAL PROCESSING

E.L. Nikonenko^{1,2}, N.A. Popova², N.R. Sizonenko², T.V. Dement², N.A. Koneva²

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia ² Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

Abstract. The properties of high-temperature nickel alloys for modern engineering were determined by thermal stability of structure, size, shape and amount of hardening γ' -phase, and the strength characteristics of γ' -solid solution. These alloys are strengthened by alloying with rhenium and lanthanum. The aim of this work was qualitative and quantitative study of the alloy structure and the phase composition of a nickel heat-resisting alloy additionally doped with rhenium (0.4 % at.) and lanthanum (0.006 % at.). The investigations were carried out by two methods: the method of transmission diffraction electron microscopy and the scanning electron microscopy method. Investigation of the alloy's structure was carried out in three states: sample 1 – initial state (after directional crystallization (DC)); sample 2 - DC, annealing at 1150 °C for 1 hour, annealing at 1100 °C for 480 hours; sample 3 – DC, annealing at 1150 °C for 1 hour, annealing at 1100 °C for 1430 hours. The studies showed that the phases observed in the superalloy can be classified into primary and secondary phases. The main phases are γ' and γ . They form structure of the alloy and are present as quasi-cuboids of γ' -phase separated by γ' -phase interlayers. The remaining phases are secondary. It was found that doping with rhenium and lanthanum leads to the appearance of secondary phases, namely: β-NiAl, AlRe, NiAl₂Re; σ ; χ ; Ni₃La₂. The formation of secondary phases introduces a serious violation into the structure of quasi-cuboids ($\gamma + \gamma'$)-phases. Rhenium and lanthanum do not fill the entire volume of the alloy uniformly but are present only in local areas. Therefore, in three states of the alloy only a part of the volume of quasi-cuboids $(\gamma + \gamma')$ -phases was affected. The morphology of the secondary phases was studied. It was found that the particles of the σ -phase are thin needles, while the Ni₃La₂ particles have an internal structure with a characteristic contrast and have a finite thickness. An interesting feature is that the σ -phase and Ni₃La₂ phase are distinguished in the same places. It was established that the introduction of lanthanum and rhenium changes phase composition of the alloy, suppressing the formation of γ -phase. Particles of secondary phases are localized in individual sections of the alloy with a certain periodicity. The resulting secondary phases are refractory: the melting point of the β -phase is approximately 1600 °C, for the σ -phase it is 2600 °C, and for the χ -phase it is 2800 °C. The formation of secondary refractory phases and their periodic distribution in the structure contributes to hardening of the superalloy doped with rhenium and lanthanum.

Keywords: heat-resistant nickel alloy, hardening, rhenium, lanthanum, phase, morphology, annealing.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-294-299

REFERENCES

- 1. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat-resistant steels and alloys]. Moscow: VIAM, 2012, 60 p. (In Russ.).
- Ross E.W., Sims C.T. Nickel-Base Alloys. In: Superalloys II High temperature materials for aerospace and industrial power. NY: John Wiley & Sons, Inc., 1987, pp. 97–133.
- 3. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. Chester T. Sims, Stoloff N.S., Wolliam C. Hagel eds. New York: Wiley, 1987, 615 p. (Russ.ed.: Supersplavy II: Zharoprochnye materialy dlya aerokosmicheskikh i promyshlennykh ener-

goustanovok. Sims Ch.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. eds. Moscow: Metallurgiya, 1995, 384 p.).

- Gerasimov V.V., Petrushin N.V., Visik E.M. Improvement of composition and development of a technology for casting single-crystal blades from a heat-resistant intermetallic alloy. *Trudy VIAM*. 2015, no. 3, Electronic resource. Available at URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=783 (Accessed 02.02.2017). (In Russ.).
- Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. *The Electron Microscopy of Thin Crystals*. Butterworths, 1965, 549 p. (Russ.ed.: Hirsh P., Hovi R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968, 574 p.).
- 6. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
- Kozlov E.V., Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A. Structure and composition of higher-rhenium-content superalloy based on Laalloyed Ni-Al-Cr. *Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures AIP Conf. Proc.* 2015, vol. 1683, pp. 020101-1–020101-4.
- 8. Diagrammy sostoyaniya dvoinykh metallicheskikh sistem: spravochnik v 3-kh t. T. 2. [State diagrams of double metal systems: Reference book in 3 vols. Vol. 2] Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996, 992 p. (In Russ.).
- Kolobov Yu.R., Kablov E.N., Kozlov E.V., Koneva N.A., Povarova K.B., Grabovetskaya G.P., Buntushkin V.P., Bazyleva O.A., Muboyadzhyan S.A., Budinovskii S.A. *Struktura i svoistva intermetallidnykh materialov s nanofaznym uprochneniem* [Structure and properties of intermetallic materials with nanophase hardening]. Moscow: ID MISiS, 2008, 328 p. (In Russ.).
- Povarova K.B., Kazanskaya N.K., Drozdov A.A., Morozov A.E. Physicochemical laws of the interaction of nickel aluminides with alloying elements: I. Formation of nickel aluminide-based solid solutions. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2006, vol. 2006, no. 5, pp. 415–426.
- 11. Reed R.C. *The superalloys fundamentals and applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 372 p.
- Segersäll M. Nickel-based single-crystal superalloys. Linköping, Sweden: 2013, 56 p.
- Göken, M., Kempf M. Microstructural properties of superalloys investigated by nanoindentation in an atomic force microscope. *Acta Mat.* 1999, vol. 47, no. 3, pp. 1043–1052.

- Rae C.M.F., Reed R.C. The precipitation of topologically closepacked phases in rhenium-containing superalloys. *Acta Materialia*. 2001, vol. 49, no. 19, pp. 4113–4125.
- 15. Kozlov E.V., Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A. Effect of thermal treatment and Re-dopingon the volume fraction of the γ' phase in complex-doped Ni-Al-Cr-based superalloy. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics.* 2014, vol. 78, no. 4, pp. 267–270.
- 16. Sugui T., Minggang W., Huichen Yu., Xingfu Yu., Tang Li., Benjiang Qian. Influence of element Re on lattice misfits and stress rupture properties of single crystal nickel-based superalloys. *Materials Science and Engineering*. 2010, vol. 527, no. 16-17, pp. 4458–4465.
- 17. Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A., Kozlov E.V. Structure and phase composition of the superalloy on the basis of Ni-Al-Cr alloyed by Re and La. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 112, pp. 012036–012040.
- Volek A., Pyczak F., Singer R.F., Mughrabi H. Partitioning of Re between γand γ'phase in nickel-base superalloys. *Scripta Mat.* 2005, no. 52, pp. 141–145.
- **19.** Kozlov E.V., Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A. Change in the phase composition and defect structure of a multicomponent ordered Ni-based alloy upon high-temperature annealing. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics.* 2013, vol. 77, no. 9, pp. 1108–1111.
- **20.** Sato A., Harada H., Yokokawa T., Murakumo T., Koizumi Y., Kobayashi T., Imai H. The effects of ruthenium on the phase stability of fourth generation Ni-base single-crystal superalloy. *Scripta Materialia*. 2006, vol. 54, pp. 1679–1684.

Information about the authors:

E.L. Nikonenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics (vilatomsk@mail.ru)
N.A. Popova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher (natalya-popova-44@mail.ru)
N.R. Sizonenko, Senior Researcher of the Chair of Physics, Head of the Laboratory (snr1952@mail.ru)
T.V. Dement, Postgraduate of the Chair of Physics (tarasevi416@mail.ru)
N.A. Koneva, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of the Chair of Physics (koneva@tsuab.ru)

Received February 27, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 300 – 305. © 2018. Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Ли Ю.В., Зуев Л.Б.

УДК 620.22:620.186

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛА КОНСТРУКЦИОННАЯ УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ – НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ^{*}

Шляхова Г.В.^{1,2}, к.т.н., научный сотрудник (shgv@ispms.tsc.ru) Баранникова С.А.^{1,3,4}, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор кафедры механики деформируемого твердого тела и строительной механики (bsa@ispms.tsc.ru)

Бочкарёва А.В.^{1,5}, к.т.н., младший научный сотрудник, доцент кафедры «Теоретическая

и прикладная механика» (avb@ispms.tsc.ru)

*Ли Ю.В.*¹, младший научный сотрудник (jul2207@mail.ru)

Зуев Л.Б.^{1,3}, д.ф.- м.н., профессор, заведующий лабораторией физики прочности,

профессор кафедры «Теория прочности и проектирования» (lbz@ispms.tsc.ru)

 ¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)
 ² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ (636036, Россия, Томская область, Северск, пр. Коммунистический, 65)
 ³ Национальный исследовательский Томский государственный университет (634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)
 ⁴ Томский государственный архитектурно-строительный университет (634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)
 ⁵ Национальный исследовательский Томский политехнический университет (634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

Аннотация. Представлены результаты комплексных исследований биметаллических образцов, полученых в результате заливки конструкционной стали Ст3 между листами нержавеющей стали Х18Н9Т, помещенных в изложницу с последующей горячей прокаткой трехслойного листа. Таким образом, по внешнему краю образца с обеих сторон был расположен плакирующий слой – сталь Х18Н9Т, в центре слой основного металла – сталь Ст3. Анализ границы соединения подтвердил отсутствие дефектов, его сплошность и высокое качество. Исследование микроструктуры области сопряжения методами оптической, атомно-силовой и электронной металлографии показало, что в направлении от перлитной стали к аустенитной имеют место три структурных составляющих: разупрочненный участок ферритной прослойки; упрочненный участок ферритной прослойки; темнотравящаяся прослойка со стороны аустенитной стали. Методами атомносиловой микроскопии, в частности контактным методом в режиме «постоянной силы», и оптической металлографии установлено, что со стороны стали Ст3 по мере приближения к границе сопряжения вместо типичной для низкоуглеродистой стали структуры, состоящей из матрицы феррита с перлитными колониями, образуется обезуглероженный слой с чисто ферритной структурой, а со стороны стали Х18Н9Т - науглероженный слой. Кроме того, на границе обнаружен промежуточный слой (карбидный) глубиной до 50 мкм. Характер изменения микротвердости в области сопряжения углеродистой стали Cr3 с плакирующим слоем нержавеющей стали X18H9T показывает значительное повышение прочности материалов. Микроэлементный анализ области соединения Ст3 – Х18Н9Т позволил установить характер изменения концентрации легирующих элементов по мере приближения к границе их соединения. Наличие хрома в стали СтЗ и рост концентрации углерода в нержавеющей стали подтвердили предположение о формировании двух взаимнонаправленных диффузионных потоках, а именно, диффузии углерода из стали Ст3 и легирующих элементов из стали Х18Н9Т. Образующиеся в результате карбиды объясняют повышенную твердость обеих сталей вблизи зоны соединения.

Ключевые слова: биметалл, микроструктура, наноструктура, микротвердость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-300-305

В настоящее время биметаллы, у которых основной несущий слой выполнен из недорогой конструкционной малоуглеродистой стали, а наружный слой, взаимодействующий с рабочей средой – из легированной нержавеющей стали, находят все более широкое применение в различных областях техники [1 – 6]. Главным требованием, предъявляемым к биметаллам, является

обеспечение прочности и пластичности соединения, его сплошности и стабильности свойств по всей поверхности контакта. Однако, если такой биметалл работает при повышенных температурах, то вследствие разных химических потенциалов компонентов наблюдается их диффузия с образованием новых фаз. В связи с этим протекающие в зоне соединения при нагреве процессы могут оказывать влияние на структуру и свойства биметалла [7 – 9]. Именно поэтому изучению свойств биметаллов посвящены многие исследования [10 – 13].

^{*} Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 – 2020 гг. и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751-а.

Однако не полностью изучен фазовый состав переходной зоны в биметалле конструкционная углеродистая сталь – сталь Ст3, его связь с химическим составом и механическими характеристиками (твердостью).

Целью настоящей работы является изучение особенностей формирования структуры в области соединения низкоуглеродистой и нержавеющей сталей.

Исследовали образцы биметаллического соединения, вырезанные из полосы, полученной по следующей схеме: между вставленными в изложницу листами плакирующего металла – стали X18H9T в качестве основного металла заливали сталь Ст3 (при температуре T = 1500 °C) с последующей горячей прокаткой полученного трехслойного листа при $T = 1200 \div 1400$ °C. На рис. 1 представлена схема соотношения слоев в биметалле. По внешнему краю образца с обеих сторон расположен плакирующий слой из стали X18H9T толщиной приблизительно 750 мкм, в центре – слой основного металла стали Ст3 толщиной 6,7 мм. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Металлографические исследования структуры переходной зоны проводили на оптическом микроскопе отраженного света NEOPHOT-21 (Германия), оборудованном цифровой камерой Genius VileaCam (увеличение до 2000 крат).

Исследования фазового состава и параметров тонкой структуры биметалла проводили на атомно-сило-



Рис. 1. Схема расположения металлических слоев в биметалле

Fig. 1. Layout of metal layers disposition in bimetal

вом микроскопе Solver PRO-47H (ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия [14, 15]) в контактном режиме, а также на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

Измерения микротвердости осуществляли методом восстановленного отпечатка в соответствии с ГОСТ 9456 – 76 на микротвердомере ПМТ-3М при комнатной температуре. Нагрузка на индентор составила P = 1 H.

Изучение микроструктуры методами оптической металлографии позволило установить, что в трехслойном образце после прокатки границы раздела разнородных материалов четкие и тонкие, поры и неметаллические включения отсутствуют, что свидетельствует о сплошности и высоком качестве соединения (рис. 2).

В области сопряжения основного металла с плакирующим слоем стали обнаружено, что в аустенитной нержавеющей стали формируется науглероженная зона толщиной до 100 мкм, а в малоуглеродистой конструкционной стали – обедненные содержанием углерода зоны толщиной до 400 мкм со структурой феррита.

На границе сопряжения наблюдается темнотравящаяся прослойка со стороны аустенитной стали глу-



Рис. 2. Микроструктура области сопряжения сталей Ст3 – Х18Н9Т

Fig. 2. Microstructure of St3 - Kh18N9T steels interface area

Таблица 1

Химический состав сталей

Table 1. Chemical composition of the steels

	Содержание, %, элемента										
Сталь	С	Si	Mn	Ni	S	Р	Cr	Cu	Ti	Ν	Fe
Ст 3	0,14-0,22	0,15-0,30	0,40 - 0,65	<0,3	<0,05	<0,040	<0,3	<0,3	_	0,008	~97
X18H9T	<0,12	<0,80	<2	8,0-9,5	<0,02	<0,035	17 - 19	<0,3	0,8	_	остальное

биной до 25 мкм. По-видимому, в процессе горячей прокатки при нагреве происходит диффузия легирующих элементов из аустенитной стали в углеродистую и диффузия углерода в обратном направлении. Интенсивная диффузия хрома из аустенитной фазы и углерода в обратном направлении приводит к образованию со стороны углеродистой стали карбидной прослойки.

Для более точного выявления рельефа элементов структуры биметаллического композита в работе приводятся результаты исследования структур основного и плакирующего металлов методами атомно-силовой микроскопии, в частности, контактный метод в режиме «постоянной силы».

Использование такого режима заключается в том, что сигнал системы обратной связи, возникающий в процессе сканирования, устанавливается таким образом, что система способна «отрабатывать» относительно гладкие особенности рельефа достаточно быстро и в то же время быть достаточно медленной, чтобы «отрабатывать» крутые ступеньки поверхности. Такой способ отображения применяется для поиска небольших элементов структуры на большом участке относительно гладкой поверхности [16 – 20].

На рис. 3 представлены результаты исследования структуры основного металла при последовательном приближении к границе сопряжения с плакирующим слоем нержавеющей стали. На рис. 3, *а* показано изображение структуры основного металла Ст3 на расстоянии примерно 2 мм от границы сопряжения, который представляет собой матрицу феррита с колониями перлита, что является типичной картиной для низкоуглеродистой стали. Последовательное приближение к границе сопряжения на расстояние около 200 мкм позволяет обнаружить область частичного обезуглероживания, которая является переходной от структуры основного металла к ферритной структуре (рис. 3, δ). На рис. 3, ϵ показана непосредственно граница сопряжения двух металлов. Хорошо видно, что со стороны основного металла (стали Ст3) образовался обезуглероженный слой, состоящий полностью из зерен феррита, то есть сформировалась структура чистого феррита.

Известно, что образующиеся в области сопряжения обезуглероженный, науглероженный и карбидный слои оказывают существенное влияние на механические свойства биметалла, в том числе на микротвердость.

Результаты исследования распределения микротвердости (Н.,) по глубине биметаллического соединения представлены на рис. 4. Так, микротвердость на границе сопряжения оказалась значительно выше микротвердости основного (сталь Ст3) и плакирующего (сталь Х18Н9Т) слоев за пределами области сопряжения. Такой характер изменения микротвердости по ширине зоны сопряжения можно объяснить проявлением двух конкурирующих эффектов, обусловленных наличием встречнонаправленных потоков: углерода из низкоуглеродистой стали Ст3 в нержавеющую сталь Х18Н9Т, а легирующих элементов (хрома и никеля) в обратном направлении. Первый поток приводит к разупрочнению и образованию ферритной структуры в приграничных участках Ст3, изначально имевших структуру перлита, а второй наоборот, к их упрочнению.

Детальное изучение области сопряжения с использованием растрового электронного микроскопа LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) с приставкой Oxford Insruments для рентгеновского дисперсионного микроанализа (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) позволяет получить данные о количественном содержании элементов в составе сталей в области сопряжения по мере последовательного приближения к границе, как, например, показано на рис. 5 [21]. Результаты исследования количественного элементного состава сталей в области сопряжения представлены в табл. 2.



Рис. 3. Атомно-силовое изображение структуры биметалла в области сопряжения: *а* – структура основного металла Ст3; *б* – зона частичного обезуглероживания; *в* – обезуглероженный слой – область сопряжения

a - structure of St3 base metal; δ - zone of partial decarburization; e - decarburized layer - interface area

Fig. 3. Atomic-force image of bimetal structure in the interface area:



Расстояние до зоны сопряжения, мкм

Рис. 4. Распределение микротвердости в области сопряжения сталей Cr3 – X18Н9Т



В стали Ст3 обнаружен хром, концентрация которого по мере приближения к границе сопряжения от 25 до 5 мкм возрастает от 0,18 до 0,39 % (по массе). Одновременно с этим в нержавеющей стали по мере приближения к границе соединения двух сталей содержание хрома уменьшается, что связано с диффузий хрома из нержавеющей стали в сталь Ст3. Анализ содержания углерода в нержавеющей стали на глубине 10 мкм от границы соединения двух металлов показал его увеличение. На этом же расстоянии и расстоянии менее 10 мкм от границы сопряжения образуются карбиды в результате диффузии легирующих элементов из стали X18H9T в сталь Ст3, что объясняет повышенную твердость конструкционной стали (рис. 4) в области сопряжения.

Выводы. Анализ микроструктуры области сопряжения конструкционной и нержавеющей сталей показал, что в направлении от перлитной стали к аустенитной обнаружено три структурные составляющие: разупрочненный участок ферритной прослойки, упрочненный



Рис. 5. Электронное изображение структуры биметалла и результаты рентгеновского дисперсионного микроанализа в области сопряжения (расстояние 5 мкм до границы сопряжения)

Fig. 5. Electronic image of bimetal structure and results of the X-ray dispersion microanalysis in the interface area (5 µm to the interface boundary)

участок ферритной прослойки; темнотравящаяся прослойка со стороны аустенитной стали. Методами АСМ и оптической металлографии установлено, что со стороны стали Ст3 образуется обезуглероженный слой, а со стороны стали Х18Н9Т – науглероженный слой. Кроме того, на границе обнаружен промежуточный слой (карбидный) глубиной до 50 мкм. Характер изменения микротвердости в области сопряжения углеродистой стали Ст3 с плакирующим слоем нержавеющей стали Х18Н9Т показывает значительное упрочнение материалов. Микроэлементный анализ области соединения Ст3 – Х18Н9Т подтвердил предположение о формировании двух взаимнонаправленных диффузионных потоках, а именно, диффузии углерода из стали СтЗ и легирующих элементов из стали Х18Н9Т. Образующиеся в результате карбиды объясняют повышенную твердость обеих сталей вблизи зоны соединения.

Таблица 2

Расстояние до границы Содержание, %, элемента сопряжения, мкм Mn Si Ti Cr Fe Ni Ст3 0,19 150 0,59 99,22 25 0.20 0.18 0.56 97,07 5 0,25 0,39 0,51 98,90 X18H9T 315 0,45 0,26 16,14 1,00 69,27 10,80 8 0,40 0,19 15,5 1,14 69,69 10,35

Концентрация легирующих элементов в зависимости от расстояния до границы сопряжения

Table 2. Concentration of alloying elements depending on the distance to interface boundary

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лось И.С., Розен А.Е., Перелыгин Ю.П., Первухин Л.Б., Усатый С.Г., Хорин А.В. Исследование структуры и свойств многослойного коррозионностойкого материала, полученного сваркой взрывом // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2010. Т. 4. № 5. С. 93 – 96.
- Денисов И.В., Первухин Л.Б., Первухина О.Л., Розен А.Е. Деформационные процессы при сварке взрывом // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2008. Т. 3. № 3. С. 39 – 45.
- Москвитин С.П., Пудовкин А.П. Метод и система контроля характеристик качества биметалла // Вестник ТГТУ. 2009. Т. 15. № 2. С. 315 320.
- Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu. The Structure Formation Peculiarities of Bimetal "Steel Bronze" with Powder Working Layer during Hot Deformation // Euro PM 2003. European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy. Valencia Congress and Exhibition Centre, Valencia, Spain, October 20-22, 2003. Conference Proceedings. Valencia, 2003. Vol. 3. P. 439 444.
- Lin C.-Y., McShane H.B., Rawlings R.D. Extrusion Process for Manufacture of Bulk Functionally Graded Materials // Powder Metallurgy. 1996. Vol. 39. No. 3. P. 219 – 222.
- Трудов А.Ф., Трыков Ю.П., Клочков С.В., Донцов Д.Ю. Влияние нагревов на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла Ст.3+12Х18Н10Т // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2008. Т. 2. № 10. С. 18 22.
- Belsley D.A., Kuh E., Welsch R.E. Regression Diagnostics. New York: Wiley, 2004. – 314 p.
- Iskandarov A.M., Medvedev N.N., Zakharov P.V., Dmitriev S.V. Crowdion mobility and self-focusing 3D and 2D nickel // Computational Materials Science. 2009. Vol. 47. P. 429 – 431.
- **9.** Cox D.R. Regression models and life tables // Journal of the Royal Statistical Society. 1972. No. 34. P. 187 220.
- Huet I.I. Etude des reactions a lietat solide entre A1 et Cu // Metallurgies. 1962. Vol. 3. P. 49 – 53.
- Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Арисова В.Н. и др. Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полу-

ченном сваркой взрывом по угловой схеме // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2010. Т. 4. № 4. С. 38 – 42.

- Трыков Ю.П., Проничев Д.В., Гуревич Л.М. и др. Исследование тепло- и электропроводности СИК титан-сталь // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2010. Т. 4. № 4. С. 17 – 21.
- Oliver W., Pharr G. An Improved Technique for Detemining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments // J. Mater. Res. 1992. No. 7(6). P. 1564 – 1583.
- Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. – Нижний Новгород: ИФМ РАН, 2004. – 110 с.
- Сканирующий зондовый микроскоп Solver PRO. Руководство пользователя. – М.: ЗАО «Нанотехнология-МДТ», 2006. – 341 с.
- Zuev L.B., Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Microstructure of elements of a superconducting alloy Nb-Ti cable // Russ. Metal. 2013. No. 3. P. 229 – 234.
- Barannikova S., Shlyakhova G., Zuev L., Malinovskiy A. Microstructure of superconducting cable components // International Journal of GEOMATE. 2016. Vol. 10. No. 21. P. 1906 – 1911.
- Danilov V.I., Shlyakhova G.V., Semukhin B.S. Plastic deformation macrolocalization. Local stress and fracture in ultrafine grain titanium // Applied Mechanics and Materials. 2014. Vol. 682. P. 351 – 356.
- Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. On structure of localization zones of plastic deformation in superconductive cable based on Nb-Ti alloy // Metallofiz. Nov. Tekhnol. 2013. No. 35. P. 453 – 465.
- Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Lunev A.G., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. Changes in ultrasound velocity in the plastic deformation of high-chromium steel // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 8. P. 552 – 557.
- Грин Дж., Гольдштейн Дж. Основы аналитической электронной микроскопии / Под ред. Дж. Грина. – М.: Металлургия, 1990. – 584 с.

Поступила 18 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 4, pp. 300-305.

STUDY OF THE STRUCTURE OF BIMETAL CONSTRUCTION CARBON STEEL – STAINLESS STEEL

G.V. Shlyakhova^{1,2}, S.A. Barannikova^{1,3,4}, A.V. Bochkareva^{1,5}, Yu.V. Li¹, L.B. Zuev^{1,3}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

² Seversk Technological Institute, National Research Nuclear University, Seversk, Tomsk Region, Russia

³ National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

⁴ Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

⁵National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

Abstract. The results of comprehensive study of bimetallic samples obtained as a result of pouring St3 structural steel between plates of Kh18N9T stainless steel placed in a mold followed by hot rolling of the obtained three-layer plate are presented. Analysis of the interface boundary has confirmed its continuity and high quality. Investigation of microstructure of the interface area by means of optical, atomic-force, and electron metallography has shown that three structural components occur in the direction from pearlitic to austenitic steel: weakened section of ferrite layer; hardened section of ferrite layer and dark-etched interlayer on the austenitic.

tic steel side. Using atomic-force microscopy, contact method in "constant force" mode in particular, and optical metallography, it was established that from St3 steel side as it approaches interface, decarburized layer with purely ferrite structure is formed instead of typical low-carbon steel structure consisting of ferrite matrix with pearlite colonies, and on Kh18N9 steel side a carburized layer is formed. In addition, an intermediate layer (carbide) with a depth of up to 50 µm was detected at the boundary. The nature of micro-hardness change in the area of St3 carbon steel and cladding layer of Kh18N9T stainless steel interface shows significant increase in materials strength. Microelement analysis of the area of St3 - Kh18N9T interface made it possible to establish nature of change in concentration of alloying elements as they approach the interface boundary. Presence of chromium in St3 steel and increase in carbon concentration in stainless steel confirmed the assumption of two mutually directed diffusion flows generation, namely, reciprocal diffusion of carbon from St3 steel and alloying elements of Kh18N9T steel. Resulting carbides explain increased hardness of both steels near the bound zone.

Keywords: bimetal, microstructure, nanostructure, micro-hardness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-300-305

REFERENCES

- Los' I.S., Rozen A.E., Perelygin Yu.P., Pervukhin L.B., Usatyi S.G., Khorin A.V. Investigation of the structure and properties of multilayer corrosion-resistant material obtained by explosion bounding. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo uni*versiteta. 2010, vol. 4, no. 5, pp. 93–96. (In Russ.).
- Denisov I.V., Pervukhin L.B., Pervukhina O.L., Rozen A.E. Deformation processes during explosion welding. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008, vol. 3, no. 3, pp. 39–45. (In Russ.).
- Moskvitin S.P., Pudovkin A.P. Method and system for bimetal quality control. *Vestnik TGTU*. 2009, vol. 15, no. 2, pp. 315–320. (In Russ.).
- Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu. The Structure Formation peculiarities of bimetal "steel – bronze" with powder working layer during hot deformation. *Euro PM 2003. European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy. Valencia Congress and Exhibition Centre, Valencia, Spain, October 20-22, 2003. Conference Proceedings. Valencia, 2003, vol. 3, pp. 439–444.*
- Lin C.-Y., McShane H.B., Rawlings R.D. Extrusion process for manufacture of bulk functionally graded materials. *Powder Metallurgy*. 1996, vol. 39, no. 3, pp. 219–222.
- Trudov A.F., Trykov Yu.P., Klochkov S.V., Dontsov D.Yu. Influence of heating on the structure and properties of St3 + 12Kh18N10T bimetal welded by explosion. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2008, vol. 2, no. 10, pp. 18–22. (In Russ.).
- 7. Belsley D.A., Kuh E., Welsch R.E. *Regression Diagnostics*. New York: Wiley, 2004, 314 p.
- Iskandarov A.M., Medvedev N.N., Zakharov P.V., Dmitriev S.V. Crowdion mobility and self-focusing 3D and 2D nickel. *Computational Materials Science*. 2009, vol. 47, pp. 429–431.
- 9. Cox D.R. Regression models and life tables. *Journal of the Royal Statistical Society*. 1972, no. 34, pp. 187–220.
- Huet J.J. Etude des reactions a l'etat solide entre Al et Cu. *Metallur*gies. 1962, vol. 3, pp. 49–53. (In Fr.).
- Gurevich L.M., Trykov Yu.P., Arisova V.N. etc. Structure and micromechanical properties of VT1-0 + AD1bimetal obtained by explosion welding in angular pattern. *Izvestiya Volgogradskogo* gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. 2010, vol. 4, no. 4, pp. 38–42. (In Russ.).
- 12. Trykov Yu.P., Pronichev D.V., Gurevich L.M. etc. Study of thermal and electrical conductivity of titanium-steel composite alloy. *Izves-tiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universite-ta*. 2010, vol. 4, no. 4, pp. 17–21. (In Russ.).
- **13.** Oliver W., Pharr G. An improved technique for detemining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.* 1992, no. 7(6), pp. 1564–1583.

- Mironov V.L. Osnovy skaniruyushchei zondovoi mikroskopii [Basics of scanning probe microscopy]. Nizhny Novgorod: IFM RAN, 2004, 110 p. (In Russ.).
- Skaniruyushchii zondovyi mikroskop Solver PRO. Rukovodstvo pol'zovatelya [Scanning probe microscope Solver PRO. User guide]. Moscow: ZAO "Nanotekhnologiya-MDT", 2006, 341 p. (In Russ.).
- Zuev L.B., Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Microstructure of elements of a superconducting alloy Nb-Ti cable. *Russ. Metal.* 2013, no. 3, pp. 229–234.
- Barannikova S., Shlyakhova G., Zuev L., Malinovskiy A. Microstructure of superconducting cable components. *International Journal of GEOMATE*. 2016, vol. 10, no. 21, pp. 1906–1911.
- Danilov V.I., Shlyakhova G.V., Semukhin B.S. Plastic deformation macrolocalization. Local stress and fracture in ultrafine grain titanium. *Applied Mechanics and Materials*. 2014, vol. 682, pp. 351–356.
- Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. On structure of localization zones of plastic deformation in superconductive cable based on Nb-Ti alloy. *Metallofiz. Nov. Tekhnol.* 2013, no. 35, pp. 453–465.
- Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Lunev A.G., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. Changes in ultrasound velocity in the plastic deformation of high-chromium steel. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 8, pp. 552–557.
- Introduction to Analytical Electron Microscopy. Hren J.J., Goldstein J.I., Joy D.C. eds. New York: Plenum Press, 1979. (Russ.ed.: Hren J., Goldstein J. Osnovy analiticheskoi elektronnoi mikroskopii. Hren J. ed. Moscow: Metallurgiya, 1990, 584 p.).
- *Acknowledgements.* The work is carried out within the framework of the Program of Fundamental Scientific Research of the Russian State Academies of Sciences for 2013 2020 and is partially supported by RFBR grant No. 17-08-00751-a.

Information about the authors:

G.V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Assist. Professor of the Chair "Machines and Devices of Chemical and Atomic Productions" (shgv@ispms.tsc.ru)

S.A. Barannikova, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Professor of the Chair "Mechanics of Strained Solids and Construction Mechanics" (bsa@ispms.tsc.ru)

Yu.V. Li, Junior Researcher (jul2207@mail.ru)

A.V. Bochkareva, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher, Assist. Professor of the Chair "Theoretical and Applied Mechanics"

(avb@ispms.tsc.ru)

L.B. Zuev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Laboratory of Physics of Strength, Professor of the Chair "Theory of Strength and Designing" (lbz@ispms.tsc.ru)

Received May 18, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 306 – 312. © 2018. Чукин М.В., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Чукин Д.М., Никитенко О.А.

УДК 669.15:621.77.25:629.11

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ДВИЖЕНИЯ ЗАГОТОВКИ ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В АГРЕГАТЕ ПАТЕНТИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ^{*}

Чукин М.В., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологий обработки материалов (m.chukin@mail.ru)

Копцева Н.В., д.т.н., профессор кафедры технологий металлургии

и литейных процессов (kopseva1948@mail.ru)

Ефимова Ю.Ю., к.т.н., доцент кафедры технологий обработки материалов (jefimova78@mail.ru)

Чукин Д.М., *младший научный сотрудник НИС* (chukindmitry@gmail.com)

Никитенко О.А., к.т.н., научный сотрудник кафедры технологий обработки

материалов (olganikitenko@list.ru)

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

(455000, Россия, Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. В настоящее время значительное распространение получают напряженные железобетонные конструкции различного назначения, в которых, как правило, создаются напряжения сжатия в бетоне и напряжения растяжения – в арматуре. При этом напрягаемая арматура лучше воспринимает нагрузки, которые оказывают на нее внешние силы в течение всего срока службы сооружения, что позволяет увеличить нагрузку на конструкцию по сравнению с конструкцией с ненапрягаемой арматурой или при прежней величине нагрузки уменьшить размеры конструкции и достичь экономии бетона и стали. Одной из актуальных задач современного метизного производства принято считать разработку технологии изготовления наноструктурированных арматурных канатов, которые являются основным элементом напряженных железобетонных конструкций ответственного назначения. Важнейшей операцией этой технологии является патентирование, в результате которого сталь приобретает структуру высокодисперсной феррито-карбидной смеси (ФКС), обладающую высокой прочностью и в то же время способностью к деформационному воздействию с большими степенями обжатия. В работе исследовано влияние увеличения скорости движения заготовки в агрегате патентирования на формирование структуры и механических свойств сталей марок 80, 70 и 50 с целью определения возможности повышения производительности патентировочного агрегата без снижения прочностных и пластических характеристик стали при производстве заготовки для наноструктурированных арматурных канатов для железобетонных напряженных строительных конструкций ответственного назначения. Для определения температурно-временных параметров термической обработки с использованием исследовательского комплекса Gleeble 3500 построены диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита сталей указанных марок. Проведен качественный и количественный анализ микроструктуры с определением межпластиночного расстояния ФКС при разных скоростях движения заготовки в агрегате патентирования. Выполнены испытания механических свойств при растяжении. Установлено, что при всех скоростях обработки обеспечиваются практически одинаковые и оптимальные для последующего волочения значения межпластиночного расстояния ФКС в пределах 0,1 – 0,2 мкм. Благодаря формированию при патентировании дисперсной структуры ФКС достигается повышение прочности заготовки, которая при последующем волочении может выдерживать большие обжатия без обрывов. Показано, что при производстве патентированной заготовки для наноструктурированных арматурных канатов можно увеличить скорость движения в патентировочном агрегате до 5 м/мин, а, следовательно, и производительность без снижения прочностных и пластических характеристик заготовки.

Ключевые слова: высокоуглеродистая сталь, патентирование, скорость движения заготовки, диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита, межпластиночное расстояние, механические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-306-312

Широко востребованным элементом напряженных железобетонных конструкций ответственного назначения являются арматурные канаты, используемые в системах пред- и постнапряжения при строительстве мостов, атомных электростанций, аэропортов,

тоннелей, жилых домов, основных объектов и систем жизнеобеспечения, мест массового пребывания людей, создании транспортной инфраструктуры и т.д. [1-4]. Мировая тенденция повышения требований к качеству, надежности и долговечности сооружений предопределяет необходимость промышленного производства конструкционных материалов нового поколения, обладающих повышенными эксплуатационными характеристиками. На сегодняшний день актуальной задачей является разработка технологии производства наноструктурированных арматурных ка-

^{*} Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (договоры № 02.G25.31.0178 от 01.12.2015 г.; № МК204895 от 27.07.2015 г.).

Исследования проводили в Центре коллективного пользования НИИ «Наносталей» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

натов для строительных конструкций ответственного назначения [5, 6].

Олним из важных этапов этой технологии является патентирование, которое заключается в нагреве металла до аустенитного состояния (до температур выше верхней критической точки) с последующим охлаждением в специальных средах с температурами 450-550 °C [7, 8]. В результате такой обработки в микроструктуре заготовок формируется тонкопластинчатая феррито-карбидная смесь (ФКС) с очень малым (0,1-0,2 мкм) межпластиночным расстоянием и толщиной цементитных пластинок 200-400 Å, которую принято называть сорбитом патентирования [9, 10]. Такие размеры структурных составляющих стали относятся к наноструктурным [11-13], что обеспечивает сочетание пластичности при одновременной высокой прочности, а также хорошую способность к деформации с большими степенями обжатия [9, 11, 14] и, в конечном итоге, - высокие прочностные свойства стали с сохранением повышенной вязкости при последующем волочении.

Наибольшее распространение на сегодняшний день получили технологии изготовления высокопрочной арматуры с использованием специализированных линий [15-17]. Для повышения производительности агрегата патентирования в условиях ОАО «Магнитогорский метизно-калибровочный завод» («ММК-МЕТИЗ») была поставлена задача увеличения скорости движения заготовки. При этом при изотермическом охлаждении стали от температуры аустенитизации в интервале температурных областей превращения переохлажденного аустенита необходимо предотвратить образование бейнитных структур, подавить или минимизировать выделение структурно свободного феррита, а также минимизировать градиент параметров микроструктуры стали, обеспечивая равномерность свойств по сечению и длине заготовок [18-21].

В соответствии с вышесказанным целью настоящей работы является определение возможности повышения производительности патентировочного агрегата без снижения прочностных и пластических характеристик стали при производстве заготовки для наноструктурированных арматурных канатов для строительных конструкций ответственного назначения.

В качестве материала исследования были выбраны углеродистые стали марок 80, 70 и 50, их химический состав приведен ниже:

Cmarr	С	одержан	ие, %, з	элементо	OB
Сталь	С	Si	Mn	Cr	Ni
80	0,81	0,31	0,55	0,02	0,02
70	0,73	0,27	0,46	0,03	0,02
50	0,51	0,20	0,47	0,02	0,02

Для построения диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита сталей указанного состава с использованием исследовательского комплекса Gleeble 3500 были проведены эксперименты по нагреву и изотермической выдержке сталей. Нагрев образцов диам. 10 мм осуществляли в вакууме со скоростью 50 °C/с прямым пропусканием тока и проводили до температуры 970 °C.

Выбранные температура и скорость нагрева согласованы с температурно-временным режимом реального производственного процесса патентирования в условиях ОАО «ММК-МЕТИЗ» и для стали исследуемой марки обеспечивали получение гомогенного аустенита. Охлаждение образцов из аустенитного состояния до температуры изотермической выдержки проводили со скоростью 300 °C/с, что позволяло подавить диффузионный распад аустенита и переохладить аустенит до температуры изотермической выдержки.

Эксперименты проводили на модуле Pocket Jaw комплекса Gleeble 3500 [22], который характеризуется возможностью регулирования температуры, скорости, времени нагрева и изотермической выдержки образцов, а также управления скоростью охлаждения. К модулю подключена система дилатометрических испытаний, что позволяло в автоматическом режиме получить дилатометрические кривые, построенные в координатах изменение линейного размера образца – время, по которым определяли время начала и конца превращений аустенита при изотермической выдержке.

В производственных условиях горячекатаную заготовку диам. 12 мм из сталей марок 80, 70 и 50 указанных составов подвергали патентированию при скоростях ее движения в агрегате патентирования 3,3, 4,2 и 5,0 м/мин. Режим патентирования: температура аустенитизации – 970 °C, температура патентировочной свинцовой ванны – 550 °C.

Для микроанализа по стандартной методике были приготовлены микрошлифы с использованием запрессовки образцов в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 линии пробоподготовки фирмы Buechler. Для выявления микроструктуры поверхность шлифа подвергали травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте методом погружения полированной поверхности в ванну с реактивом. Определение качественных и количественных характеристик структуры проводили с помощью светового микроскопа Meiji Techno и сканирующего электронного микроскопа JSM 6490 LV с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO [23].

Микротвердость определяли на твердомере Buchler Мікготеt методом вдавливания алмазной пирамидки с углом между противоположными гранями 136° в соответствии с ГОСТ 9450 – 60 при нагрузке 2 Н и длительности нагружения 10 с. Замеры микротвердости проводили по сечению микрошлифа в двух перпендикулярных направлениях от поверхности к центру образца с шагом от 0,2 до 1,0 мм. Механические свойства заготовки в горячекатаном состоянии и после патентирования с различными скоростями обработки определяли методом испытаний на растяжение в соответствии с ГОСТ 10446 – 80. Испытания проводили на универсальной электромеханической испытательной двухколонной машине SHIMADZU AG-50kNICD.

На рис. 1 приведены построенные диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита сталей марок 80, 70 и 50 указанных составов.

Анализ результатов металлографического исследования показал, что изотермическая выдержка сталей всех трех марок при температуре 550 °С обеспечивает распад переохлажденного аустенита в области его минимальной устойчивости (вблизи изгиба С-образной кривой). Таким образом, режим, реализуемый в агрегате патентирования в условиях ОАО «ММК-МЕТИЗ», обеспечивает протекание диффузионного распада аустенита вблизи нижней границы температурного интервала перлитного превращения и позволяет предотвратить образование бейнитных структур.

Время распада переохлажденного аустенита при температуре 550 °С в сталях марок 50, 70 и 80 составляет около 6, 8 и 22 с соответственно, что позволило, исходя из длины патентировочной ванны, выбрать для исследования скорости движения заготовки в агрегате 3,3, 4,2 и 5,0 м/мин.

Микроструктура в центральной области горячекатаной заготовки из стали марки 80 состоит из ФКС с межпластиночным расстоянием l_0 от 0,14 до 0,70 мкм (среднее 0,262 мкм) (рис. 2, *a*). По среднему значению межпластиночного расстояния такую структуру в соот-



Рис. 1. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита сталей марок 80 (а), 70 (б) и 50 (в)

Fig. 1. Diagrams of undercooled austenite isothermal decomposition of 80 (a), 70 (6) and 50 (e) steels



Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения заготовки из стали 80 в горячекатаном состоянии (*a*) и после патентирования со скоростью обработки 3,3 м/мин (*б*), 4,2 м/мин (*в*), 5,0 м/мин (*г*)

Fig. 2. Microstructure of cross-section of the billet made of 80 steel in hot rolled state (*a*) and after patenting at different processing speeds of $3.3 \text{ m/min}(\delta)$, $4.2 \text{ m/min}(\epsilon)$, $5.0 \text{ m/min}(\epsilon)$



Рис. 3. Межпластиночное расстояние (без штриховки) и микротвердость (со штриховкой) сталей марок 80, 70 и 50 в горячекатаном состоянии (1) и после патентирования со скоростями обработки 3,3 м/мин (2), 4,2 м/мин (3), 5,0 м/мин (4)

Fig. 3. Interlamellar spacing (without hatchwork) and microhardness (with hatchwork) in hot rolled state (1) and after patenting of 80, 70 and 50 steels at processing speeds of 3.3 m/min (2), 4.2 m/min (3), 5.0 m/min (4)

ветствии с ГОСТ 8233 – 56 можно охарактеризовать как перлит скрытопластинчатый (балл № 2). В горячекатаных заготовках из стали марок 70 и 50 также наблюдается ФКС с межпластиночным расстоянием от 0,14 до 0,70 мкм, которую можно охарактеризовать как перлит от сорбитообразного (балл № 1) до мелкопластинчатого (балл № 5). Помимо ФКС в структуре присутствует избыточный феррит в количестве около 20 % в стали марки 50 и не более 2 % – в стали марки 70.

Патентирование во всех случаях приводит к уменьшению межпластиночного расстояния в ФКС (рис. 2, $\delta - \varepsilon$), а также практически полностью устраняет избыточный феррит в стали марок 70 и 50. Результаты исследования показали, что по сравнению с горячекатаным состоянием межпластиночное расстояние при патентировании уменьшается примерно в 1,5 – 2,0 раза (рис. 3). При этом значения микротвердости в патентированной заготовке, обработанной при разных скоростях движения в агрегате, различаются весьма незначительно, и во всех случаях ФКС в соответствии с ГОСТ 8233 – 56 по среднему межпластиночному расстоянию может быть охарактеризована как перлит сорбитообразный (балл № 1).

Сопоставление микротвердости свидетельствует, что при разных скоростях патентирования микротвердость различается не более чем на 130 - 250 МПа, то есть не более, чем на 5 - 7 %. Это согласуется с данными по межплоскостному расстоянию, которое также различается примерно на 8 - 10 %.

Результаты определения механических свойств при испытании горячекатаных и патентированных заготовок на растяжение приведены на рис. 4. Прочностные характеристики при патентировании увеличиваются по сравнению с горячекатаным состоянием и практически одинаковы при разных скоростях обработки. Аналогичное заключение можно сделать и по пластическим характеристикам. Однако наблюдается определенная тенденция к некоторому возрастанию относительного сужения (ψ) при увеличении скорости патентирования: в стали марок 70 и 80 примерно на 22 – 25 %, в стали 50 – примерно на 7 %.

Выводы. Патентирование приводит к существенному уменьшению межпластиночного расстояния ФКС примерно в 1,5 – 2,0 раза и при всех скоростях обработки обеспечивает практически одинаковые и оптимальные для последующего волочения значения межпластинчатого расстояния ФКС в пределах 0,1-0,2 мкм. При всех исследуемых скоростях движения заготовки градиент параметров микроструктуры ФКС, формирующейся при распаде переохлажденного аустенита в процессе изотермической выдержки, минимален, что обеспечивает равномерность свойств по сечению и длине заготовок. Благодаря формированию при патентировании дисперсной структуры ФКС достигается повышение прочности заготовки, которая при последующем волочении может выдерживать большие обжатия без обрывов. При производстве патентированной заготовки для наноструктурированных арматурных канатов для железобетонных строительных конструкций ответственного назначения для повышения производительности патентировочного агрегата можно увеличить скорость движения заготовки до 5,0 м/мин без снижения ее прочностных и пластических характеристик.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Михайлов К.В., Волков Ю.С. Канатная арматура для сложных сооружений из предварительно напряженного бетона // Бетон и железобетон. 2009. № 2. С. 25 – 28.
- Kim K.W., Won J.H., Jung S.D., Park J.W., Kim M.K. Full-Scaled Experiment for Behavior Investigation of Reinforced Concrete Columns with High-Strength Wire Ropes as Lateral Spiral Reinforcement. In book: IT Convergence and Security / Ed. Kuinam J. Kim, Kyung-Yong Chung. New York, London: Springer, 2012. P. 1139 1146.
- Vaghei R., Hejazi F., Taheri H., Jaafar M.S., Aziz F.N.A.A. Development of a new connection for precast concrete walls subjected to cyclic loading // Earthquake Engineering and Engineering Vibration. 2017. Vol. 16. No. 1. P. 97 117.



Рис. 4. Механические свойства (предел текучести, относительное удлинение, временное сопротивление и относительное сужение) при испытании на растяжение сталей марок 80 (*a*), 70 (*б*) и 50 (*в*) в горячекатаном состоянии (г/к) и после патентирования с разными скоростями обработки

Fig. 4. Mechanical properties (yield strength, percent elongation, tensile strength and relative narrowing) in the tensile test of the 80 (*a*) 70 (*δ*) and 50 (*s*) steels in hot rolled state (r/κ) and after patenting at different processing speeds

- Производство высокопрочной стальной арматуры для железобетонных шпал нового поколения / Под общ. ред. М.В. Чукина. – М.: Металлургиздат, 2014. – 276 с.
- Bargujer S.S., Suri N.M., Belokar R.M. Pearlitic steel wire: High carbon steel based natural nanomaterial by lead patenting process // Materials Today: Prceedings. 2016. Vol. 3. No. 6. P. 1553 – 1562.
- Chukin M.V., Korchunov A.G., Gun G.S., Polyakova M.A., Koptseva N.V. Nanodimentional structural part formation in high carbon

steel by thermal and deformation process // Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2013. No. 5 (45). P. 33 – 36.

- Потемкин К.Д. Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки. – М.: Металлургиздат, 1963. – 120 с.
- Wiewiórowska S., Muskalski Z. The assessment of the structure and properties of high-carbon steel wires after the process of patenting with induction heating // Archives of metallurgy and materials. 2015. Vol. 60. No. 2. P. 2015 – 2018.
- 9. Юхвец И.А. Производство высокопрочной арматуры. М.: Металлургия, 1973. 264 с.
- Копцева Н.В., Чукин М.В., Ефимова Ю.Ю., Трубицын Г.В., Литвинова Н.В. Особенности структурообразования высокоуглеродистых сталей при патентировании // Сталь. 2013. № 2. С. 42 – 45.
- Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, К.Ю. Окишев, Т.И. Табатчикова, Ю.В. Хлебникова. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 311 с.
- Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Тонкопластинчатый перлит первый объемный наноматериал в углеродистой стали // Известия РАН. Серия физическая. 2015. Т. 79. № 9. С. 1077 – 1080.
- Zhang X., Godfrey A., Huang X., Hansen N., Liu Q. Microstructure and strengthening mechanisms in cold-drawn pearlitic steel wire // Acta Materialia. 2011. No. 59 (9). P. 3422 – 3430.
- Taleff E.M., Lewandowski J.J., Pourladian B. Microstructure-Property Relationships in Pearlitic Eutectoid and Hypereutectoid Carbon Steels // Journal of Materials. 2002. Vol. 54 (7). P. 25 – 30.
- 15. Лебедев В.Н., Носков С.Е., Пудов Е.А., Литвинова Н.В., Гун Г.С., Чукин В.В. Агрегат для патентирования прутков, применяемых для армирования железобетонных шпал нового поколения // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2011. № 5. С. 21 – 24.
- 16. Лебедев В.Н., Корчунов А.Г., Чукин М.В. Производство высокопрочной стабилизированной арматуры для железобетонных шпал нового поколения // Металлург. 2011. № 1. С. 75 – 78.
- Чукин М.В., Гун Г.С., Корчунов А.Г., Полякова М.А. Перспективы производства высокопрочной стальной арматуры из высокоуглеродистых марок стали // Черные металлы. 2012. № 12. С. 8 – 16.
- **18.** Lambert-Perlade A., Gourgues A.F., Pineau A. Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of high strength low alloy steel // Acta Mater. 2004. No. 8 (52). P. 2337 2348.
- 19. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А. Закономерности структурообразования при термодеформационных воздействиях в процессах производства высокопрочной арматуры // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1 (45). С. 32 37.
- Elwazri A.M., Wanjara P., Yue S. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid // Materials Science and Engineering. 2005. A 404. P. 91 – 98.
- Борисенко А.Ю., Луценко В.А., Луценко О.В., Куренкова Т.П., Серегина Е.С., Демидов А.В. Структура и свойства патентированной высокоуглеродистой проволоки // Черные металлы. 2012. № 10 (74). С. 31 – 36.
- 22. Чукин Д.М., Ишимов А.С., Жеребцов М.С., Мешкова А.И. Использование системы Gleeble 3500 для проведения комплекса дилатометрических исследований микролегированной стали 80Р // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2012. № 38. С. 148 155.
- 23. Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet PRO software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing // Metal Science and Heat Treatment. 2012. Vol. 54. No. 7-8. C. 387 – 392.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 4, pp. 306-312.

INFLUENCE OF HIGH-CARBON STEEL BILLET MOVEMENT SPEED IN PATENTENING UNIT ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES FORMATION

M.V. Chukin, N.V. Koptseva, Yu.Yu. Efimova, D.M. Chukin, O.A. Nikitenko

Nosov Magnitogorsk State Technical University (NMSTU), Russia, Magnitogorsk

- Abstract. At present, intensive reinforced concrete constructions of various purposes have got considerable distribution, in which, as a rule, compressive stresses in concrete and stretching in the reinforcement are created. At the same time, the prestressed reinforcement better perceives the loads exerted on it by external forces during the whole lifetime of the construction, which allows increasing the load on the structure in comparison with the construction with non-tensioning reinforcement or at the same load value to reduce the dimensions of the construction and achieve savings in concrete and steel. One of the urgent problems of modern hardware production is considered to be development of the technology of nanostructured reinforcing ropes manufacturing, which are the main element of stressed reinforced concrete constructions for responsible use. The most important technological operation is patenting in which steel acquires the structure of a fine ferrite-carbide mixture (FCM), which has high strength and, at the same time, the deformation ability with large degrees of compression. The authors have investigated the effect of increasing speed of rod movement in the patenting unit on the structure and mechanical properties formation in steel of grades 80, 70 and 50 with the aim of determining the possibility to increase the productivity of the patenting unit without reducing the strength and plastic characteristics of steel in the production of nanostructured reinforcing ropes billets for reinforced concrete stressed constructions for responsible use. To determine temperature-time parameters of heat treatment, the isothermal diagram decomposition of the undercooled austenite was constructed using Gleeble 3500 research complex. A qualitative and quantitative analysis of the microstructure with the determination of the FCM interlamellar spacing was carried out at different speeds of the rod movement in the patenting unit. The mechanical properties under tension were tested. It was established that at all processing speeds, the values of the FCM interlamellar spacing in the range $0.1 - 0.2 \,\mu\text{m}$ are practically identical and optimal for the subsequent drawing. Due to the formation in the patenting of the disperse structure of FCM, an increase in the strength of the billet is achieved, which, with subsequent drawing, can withstand large crimps without breakage. It is shown that in the production of patented nanostructured billets for reinforcing ropes, one can increase the speed in patenting unit to 5 m/min without reduction of strength and plastic characteristics of the billet.
- *Keywords*: high carbon steel, patenting, rod movement speed, isothermal diagram decomposition of undercooled austenite, interlamellar spacing, mechanical properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-306-312

REFERENCES

- 1. Mikhailov K.V., Volkov Yu.S. Rope reinforcement for complex structures made of prestressed concrete. *Beton i zhelezobeton*. 2009, no. 2, pp. 25–28. (In Russ.).
- Kim K.W., Won J.H., Jung S.D., Park J.W., Kim M.K. Full-scaled experiment for behavior investigation of reinforced concrete columns with high-strength wire ropes as lateral spiral reinforcement. In: *IT Convergence and Security*. Kuinam J. Kim, Kyung-Yong Chung eds. New York, London: Springer, 2012, pp. 1139–1146.

- Vaghei R., Hejazi F., Taheri H., Jaafar M.S., Aziz F.N.A.A. Development of a new connection for precast concrete walls subjected to cyclic loading. *Earthquake Engineering and Engineering Vibration*. 2017, vol. 16, no. 1, pp. 97–117.
- 4. Proizvodstvo vysokoprochnoi stal'noi armatury dlya zhelezobetonnykh shpal novogo pokoleniya [Manufacturing of high-strength steel reinforcement for reinforced concrete sleepers of a new generation]. Chukin M.V. ed. Moscow: Metallurgizdat, 2014, 276 p. (In Russ.).
- Bargujer S.S., Suri N.M., Belokar R.M. Pearlitic steel wire: High carbon steel based natural nanomaterial by lead patenting process. *Materials Today: Precedings*. 2016, vol. 3, no. 6, pp. 1553–1562.
- Chukin M.V., Korchunov A.G., Gun G.S., Polyakova M.A., Koptseva N.V. Nanodimentional structural part formation in high carbon steel by thermal and deformation process. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*. 2013, no. 5 (45), pp. 33–36.
- 7. Potemkin K.D. *Termicheskaya obrabotka i volochenie vysokoprochnoi provoloki* [Heat treatment and drawing of high-strength wire]. Moscow: Metallurgizdat, 1963, 120 p. (In Russ.).
- Wiewiórowska S., Muskalski Z. The assessment of the structure and properties of high-carbon steel wires after the process of patenting with induction heating. *Archives of metallurgy and materials*. 2015, vol. 60, no. 2, pp. 2015–2018.
- **9.** Yukhvets I.A. *Proizvodstvo vysokoprochnoi armatury* [Manufacture of high-strength reinforcement]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 264 p. (In Russ.).
- Koptseva N.V., Chukin M.V., Efimova Yu.Yu., Trubitsyn G.V., Litvinova N.V. Features of high-carbon steels structure formation during patenting. *Stal*[']. 2013, no. 2, pp. 42–45. (In Russ.).
- Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. *Perlit v uglerodistykh stalyakh* [Perlite in carbon steels]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2006, 311 p. (In Russ.).
- Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L. Fine-lamellar pearlite: The first bulk nanomaterial in carbon steel. *Bulletin of the Russian Academy* of Sciences: Physics. 2015, vol. 79, no. 9, pp. 1077–1080.
- Zhang X., Godfrey A., Huang X., Hansen N., Liu Q. Microstructure and strengthening mechanisms in cold-drawn pearlitic steel wire. *Acta Materialia*. 2011, no. 59 (9), pp. 3422–3430.
- Taleff E.M., Lewandowski J.J., Pourladian B. Microstructure-property relationships in pearlitic eutectoid and hypereutectoid carbon steels. *Journal of Materials*. 2002, vol. 54 (7), pp. 25–30.
- Lebedev V.N., Noskov S.E., Pudov E.A., Litvinova N.V., Gun G.S., Chukin V.V. Unit for patenting of bars used for reinforcement of reinforced concrete sleepers of new-generation. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem.* 2011, no. 5, pp. 21–24. (In Russ.).
- Lebedev V.N., Korchunov A.G., Chukin M.V. Production of stabilized high-strength reinforcement steel for the new generation of ferroconcrete railroad ties. *Metallurgist*. 2011, vol. 55, no. 1-2, pp. 54-58.
- Chukin M.V., Gun G.S., Korchunov A.G., Polyakova M.A. Prospects for production of high-strength steel reinforcement made of high-carbon steel grades. *Chernye metally*. 2012, no. 12, pp. 8–16. (In Russ.).
- **18.** Lambert-Perlade A., Gourgues A.F., Pineau A. Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of high strength low alloy steel. *Acta Mater*. 2004, no. 8 (52), pp. 2337–2348.
- Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L., Koptseva N.V., Efimova Yu.Yu., Nikitenko O.A. Patterns of structure formation under ther-

mal deformations in the processes of production of high-strength reinforcement. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekh-nicheskogo universiteta im. G.I. Nosova.* 2014, no. 1 (45), pp. 32–37. (In Russ.).

- Elwazri A.M., Wanjara P., Yue S. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid. *Materials Science and Engineering*. 2005, A 404, pp. 91–98.
- Borisenko A.Yu., Lutsenko V.A., Lutsenko O.V., Kurenkova T.P., Seregina E.S., Demidov A.V. Structure and properties of patented high-carbon wire. *Chernye metally*. 2012, no. 10 (74), pp. 31–36. (In Russ.).
- 22. Chukin D.M., Ishimov A.S., Zherebtsov M.S., Meshkova A.I. Using the Gleeble 3500 system to conduct dilatometric study of 80R microalloyed steel. *Obrabotka sploshnykh i sloistykh materialov*. 2012, no. 38, pp. 148–155. (In Russ.).
- **23.** Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet PRO software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012, vol. 54, no. 7-8, pp. 387–392.

Acknowledgements. The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation in the framework of complex project on creation of hi-tech production with participation of higher education institutions (contracts No. 02.G25.31.0178 from 01.12.2015; No. MK204895 from 27.07.2015.).

The investigations were conducted in the Center for collective use of NMSTU "Nanosteels" Scientific Research Institute.

Information about the authors:

M.V. Chukin, Dr. Sci. (Eng.), Professor (m.chukin@mail.ru)
N.V. Koptseva, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Technology of Metallurgy and Foundry Processes" (kopseva1948@mail.ru)
Yu. Yu. Efimova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Materials Processing Technologies (jefimova78@mail.ru)
D.M. Chukin, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of Scientific Research Sector (chukindmitry@gmail.com)
O.A. Nikitenko, Cand. Sci. (Eng.), Research Engineer, Research Associate of Scientific Research Sector (olganikitenko@list.ru)

Received April 15, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 313 – 318. © 2018. Громов В.Е., Кормышев В.Е., Глезер А.М., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.

УДК 620.170:621.791:927

ГРАДИЕНТНАЯ СТРУКТУРА СЛОЯ, НАПЛАВЛЕННОГО НА СТАЛЬ HARDOX 450 ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-Nb-W И МОДИФИЦИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ^{*}

Громов В.Е.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

*Кормышев В.Е.*¹, инженер кафедры естественнонаучных дисциплин

им. В.М. Финкеля (89236230000@mail.ru)

Глезер А.М.², д.ф-м.н., профессор, директор института металловедения и физики металлов

им. Г.В. *Курдюмова* (aglezer@mail.ru)

Коновалов С.В.³, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии

металлов и авиационного материаловедения (ksv@ssau.ru)

Иванов Ю.Ф.^{4,5}, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник (yufi55@mail.ru)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42) ² Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина (105005, Россия, Москва, ул. Радио, 23/9, стр. 2) ³ Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (443086, Россия, Самара, Московское шоссе, 34) ⁴ Институт сильноточной электроники СО РАН (634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3) ⁵ Национальный исследовательский Томский государственный университет

(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

Аннотация. В последние годы внимание исследователей в области физического материаловедения сосредоточено на изучении наплавки композиционных покрытий, упрочненных частицами карбидов, боридов и других высокотвердых фаз. Основным фактором, определяющим эксплуатационные свойства наплавленных слоев, является фазовый состав материала покрытий. Для обоснованного выбора материала покрытий, соответствующего условиям экстремальной эксплуатации, высоких нагрузок, абразивного изнашивания, необходимо проведение подробных исследований их свойств и структуры. В настоящей работе методами современного физического материаловедения исследованы структурно-фазовые состояния и трибологические свойства покрытия, наплавленного на мартенситную низкоуглеродистую сталь Hardox 450 порошковой проволокой системы Fe-C-Cr-Nb-W и модифицированного путем последующей электронно-пучковой обработки в различных режимах. Параметры пучка электронов на первом этапе: плотность энергии пучка электронов в импульсе E_s = 30 Дж/см², длительность импульсов $\tau = 200$ мкс, количество импульсов N = 20; на втором этапе: $E_s = 30$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, N = 1. Режимы облучения выбраны исходя из результатов расчета температурного поля, формирующегося в поверхностном слое материала при облучении в одноимпульсном режиме. Показано, что электронно-пучковая обработка наплавленного слоя толщиной приблизительно 5 мм приводит к формированию модифицированного поверхностного слоя толщиной около 20 мкм, основными фазами которого являются α-железо и карбид NbC, в незначительном количестве присутствуют карбиды составов Fe₃C и Me₆C (Fe₃W₃C). Основным отличием модифицированного путем электронно-пучковой обработки поверхностного слоя от немодифицированного объема наплавки являются морфология и размеры включений вторых фаз. В модифицированном слое наплавки включения имеют меньшие размеры и расположены в виде тонких прослоек по границам зерен. В немодифицированной наплавке основным морфологическим типом включений являются частицы ограненной формы, хаотически расположенные в объеме зерна. После электронно-пучковой обработки износостойкость наплавленного слоя возрастает более чем в 70 раз по отношению к износостойкости стали Hardox 450, а коэффициент трения существенно снижается (примерно в три раза).

Ключевые слова: наплавка, структура, фазовый состав, электронно-пучковая обработка, морфология, карбиды, трибологические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-313-318

Из-за износа и коррозии деталей и конструкций ежегодные убытки в промышленности всех стран мира составляют миллиарды долларов. Борьба с изнашиванием и коррозией осложнена тем, что использование объемно-легированных материалов, являвшееся до последнего времени основным способом решения этой задачи, становится все более проблематичным из-за истощения запасов легирующих элементов и значительного увеличения их стоимости.

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 15-19-00065).

В последние годы получили развитие исследования в области наплавки композиционных покрытий, упрочненных частицами карбидов, боридов и других высокотвердых фаз [1 – 7]. Такие покрытия эффективно используют в условиях сильного абразивного изнашивания и ударных нагрузок и применяют в различных областях промышленности. Основными факторами, определяющими эксплуатационные свойства таких покрытий, являются химический и фазовый составы их материала [8 – 11]. Для обоснованного выбора материала покрытий, соответствующего условиям их эксплуатации, необходимо проведение подробных исследований их свойств и структуры [12 – 16].

При научно-практическом использовании различных видов наплавки в изделиях ответственного назначения необходим тщательный анализ соотношения параметры износа – твердость – микроструктура [17 – 20]. Только в этом случае возможно получить изделия с высокими эксплуатационными параметрами.

Целью настоящей работы являлось исследование структуры, фазового состава и трибологических свойств слоя, сформированного на стали Hardox 450 электроконтактной наплавкой проволоки системы Fe-C-Cr-Nb-W, модифицированного путем последующей электронно-пучковой обработки.

В качестве материала основы использовали сталь марки Hardox 450, содержащую 0,19 – 0,26 % C; 0,70 % Si; 1,6 % Mn; 0,025 % P; 0,010 % S; 0,25 % Cr; 0,25 % Ni; 0,25 % Mo, 0,004 % B; остальное – железо (по массе). Эта сталь характеризуется низким содержанием легирующих элементов, вследствие чего она хорошо сваривается и обрабатывается. Благодаря специальной системе закалки листов, которая заключается в быстром охлаждении прокатанного листа без последующего отпуска, достигается мелкозернистая структура стали и ее высокая твердость. Сталь является стойкой к большинству видов износа.

Наплавку упрочняющего слоя осуществляли дуговой сваркой плавящимся металлическим электродом [21] в среде инертного/активного газа с автоматической подачей присадочной проволоки в среде защитного газа (98 % Ar, 2 % CO₂) при сварочном токе 250 - 300 A и напряжении 30 - 35 B. В качестве наплавляемого электрода использовали порошковую проволоку диам. 1,6 мм следующего химического состава: 1,3 % C; 7,0 % Cr; 8,5 % Nb; 1,4 % W; 0,9 % Mn, 1,1 % Si, остальное – железо (по массе). Наплавка приводит к формированию высокопрочного поверхностного слоя толщиной около 5 мм.

Модифицирование наплавленного слоя для повышения его трибологических свойств осуществляли путем электронно-пучковой обработки (ЭПО) на установке «СОЛО» [22] в режиме плавления и высокоскоростной кристаллизации. Электронно-пучковую обработку проводили в два этапа: параметры пучка электронов на первом этапе – плотность энергии пучка электронов

в импульсе $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$, длительность импульсов $\tau = 200$ мкс, количество импульсов N = 20; на втором этапе – $E_s = 30$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, N = 1. Режимы облучения были выбраны исходя из результатов расчета температурного поля, формирующегося в поверхностном слое материала при облучении в одноимпульсном режиме [23]. Трибологические испытания модифицированной поверхности осуществляли на трибометpe «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142», CSEM Instruments; контртело – шарик диам. 2 мм из твердого сплава ВК6, скорость износа оценивали по площади поперечного сечения трека износа, используя 3D-профилометр MICRO MEASURE 3D station фирмы STIL. Структуру объема модифицированного слоя анализировали методом поперечного шлифа, для чего образцы разрезали на две части перпендикулярно поверхности модифицирования. Дефектную структуру материала изучали методами оптической (микроскоп «Микровизор металлографический µVizo – МЕТ-221»), сканирующей (сканирующий электронный микроскоп «SEM-515 Philips») и просвечивающей дифракционной (приборы ЭМ-125 и FEI Tecnai 20 G2 TWIN) электронной микроскопии. Элементный состав поверхностного слоя определяли методами микрорентгеноспектрального анализа (микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой к электронному сканирующему микроскопу SEM-515 «Philips»). Анализ фазового состава поверхностного слоя выполняли методами дифракции рентгеновских лучей (дифрактометр XRD-7000s, Shimadzu, Япония).

Электронно-пучковая обработка наплавленного слоя приводит к формированию модифицированного поверхностного слоя толщиной до 20 мкм (рис. 1, *a*). Модифицированный слой отличается от основного объема наплавленного материала степенью дисперсности структуры, выявленной при ионном травлении поперечного шлифа.

В модифицированном слое формируется структура, размеры элементов травления которой (очевидно, тугоплавкие соединения, обладающие сравнительно низким уровнем травления ионным пучком) изменяются в пределах от 150 до 750 нм (рис. 1, δ). В объеме наплавленного слоя, не подвергавшемся облучению электронным пучком, размеры вытравленных элементов структуры достигают 1,5 мкм (рис. 1, ϵ).

На рис. 2 приведены характерные ПЭМ изображения структуры наплавленного слоя после ЭПО. Отчетливо видно, что α -фаза имеет пластинчатую структуру и сформировалась в результате мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Включения второй фазы (на рис. 3 указаны стрелками) расположены преимущественно по границам зерен в виде протяженных прослоек, толщина которых 100 – 150 нм. Включения второй фазы расположены в стыках зерен, имеют форму растянутого тройного узла; размеры таких включений достигают 1 мкм.



Рис. 1. Структура наплавленного слоя, поперечный травленый шлиф (стрелками указана поверхность облучения наплавленного слоя импульсными электронными пучками):

1 – слой, модифицированный электронно-пучковой обработкой; 2 – основной объем наплавки

Fig. 1. Structure of the faced layer. Transverse etched metallographic section. Arrows designate the irradiation surface of the faced layer with pulse electron beams. The figures designate:

1 - the layer modified by electron beam processing; 2 - main volume of facing



Рис. 2. Характерные ПЭМ изображения структуры наплавленного слоя после ЭПО (стрелками указаны включения второй фазы)

Fig. 2. TEM image of faced layer surface after electron beam processing. Arrows designate the second phase inclusions

Методами микродифракционного анализа с привлечением темнопольной методики было показано, что включения второй фазы, расположенные по границам зерен в виде прослоек, являются карбидом состава Me_6C (Fe₃W₃C) (рис. 3, *a*). В объеме и вдоль границ кристаллов мартенсита обнаружены частицы карбида железа состава Fe₃C (возможно, Me_3C) (рис. 3, δ).

Структура поверхностного слоя наплавки, облученной интенсивными импульсными электронными пучками, характеризуется присутствием включений карбида ниобия ограненной формы, расположенных хаотически в объеме зерен. Размеры таких включений достигают 2 мкм.

Таким образом, методами электронной дифракционной микроскопии показано, что поверхностный слой наплавки, модифицированный интенсивным импульсным электронным пучком, это многофазный агрегат, основными фазами которого являются твердый раствор на основе α -железа и карбиды составов $Me_{\alpha}C$, NbC и Fe₃C.

Для слоя наплавленного металла, расположенного на расстоянии приблизительно 5 мм от поверхности ЭПО, основным типом включений также являются карбиды ниобия ограненной формы.

Основным отличием поверхностного слоя после ЭПО от немодифицированного объема наплавки являются морфология и размеры включений второй фазы. В модифицированном слое наплавки включения имеют меньшие размеры (по сравнению с объемом наплавки) и расположены преимущественно в виде сравнительно тонких прослоек по границам зерен. В объеме наплавки, не модифицированной электронно-пучковой обработкой, основным морфологическим типом включений являются частицы ограненной формы, расположенные хаотически в объеме зерна.



Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры наплавленного слоя, облученного интенсивными импульсными электронными пучками:

a - e – темное поле, полученное в рефлексе [511] Me_6 С (Fe₃W₃C) (*a*), [110] α -Fe + [102] Fe₃C (δ), [024] α -Fe (e) (на микроэлектронограмме (вставка на поз. *a*) указаны рефлексы, в которых были получены темнопольные изображения $I(a), 2(\delta), 3(e)$

Fig. 3. Electron-microscopy image of faced layer structure irradiated by intense pulse electron beams:

a - e - dark field obtained in reflections [511] Me_6C (Fe₃W₃C) (a), [110] α -Fe + [102] Fe₃C (δ), [024] α -Fe (ϵ). Microelectron diffraction pattern shows (insert in a) the reflections of obtaining dark field images 1 (a), 2 (δ), 3 (ϵ)

Формирование наплавленного слоя приводит к увеличению износостойкости более чем в 70 раз по отношению к износостойкости стали. При этом коэффициент трения снижается до трех раз.

Выводы. Исследована структура, фазовый состав и трибологические свойства слоя, наплавленного на сталь Hardox 450 порошковой проволокой системы Fe-C-Cr-Nb-W и модифицированного путем последующей электронно-пучковой обработки. Показано, что электронно-пучковая обработка поверхности наплавки приводит к измельчению структуры и изменению морфологии карбидной фазы слоя, а также существенному повышению износостойкости и снижению коэффициента трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Mendez P.F., Barnes N., Bell K., Borle S.D., Gajapathi S.S., Guest S.D., Izadia H., Gola A.K., Wood G. Welding processes for wear resistant overlays // J. Manuf. Process. 2014. Vol. 16. P. 4 25.
- Thorpe W.R., Chicco B. On the formation of duplex eutectic carbides in commercially important white irons // Mater. Sci. Eng. 1981. Vol. 51. P. 11 – 19.
- Randle V., Laird G. Microtexture Study of Eutectic Carbides in White Cast Iron Using Electron Backscatter Diffraction // J. Mater. Sci. 1993. Vol. 28. P. 4245 – 4249.
- Pearce J.T.H., Elwell D.W.L. Duplex Nature of Eutectic Carbides in Heat Treated 30 % Chromium Cast Iron // J. Mater. Sci. Lett. 1986. Vol. 5. P. 1063 – 1064.
- Wiengmoon A., Chairuangsri T., Brown A., Brydson R., Edmonds D.V., Pearce J.T.H. Microstructural and crystallographical study of carbides in 30 wt. % Cr cast irons //Acta Mater. 2005. Vol. 53. P. 4143 – 4154.
- Chen Xizhang, Shen Zheng, Chen Xing, Lei Yucheng, Huang Qunying. Corrosion behavior of CLAM steel weldment in flowing liquid Pb-17Li at 480 °C // Fusion Engineering and Design. 2011. Vol. 86. No. 12. P. 2943 – 2948.
- Chen Xizhang, Fang Yuanyuan, Li Peng, Yu Zhenzhen, Wu Xiaodong, Li Dongsheng. Microstructure, residual stress and mechanical properties of a high strength steel weld using low transformation

temperature welding wires // Materials & Design. 2015. Vol. 65. P. 1214 – 1221.

- Коновалов С.В., Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д. Электронно-пучковая модификация упрочненного слоя, сформированного на стали Hardox 450 электроконтактной наплавкой проволоки системы Fe-C-V-Cr-Nb-W // Письма о материалах. 2016. Т. 6. № 4. С. 350 – 354.
- Marquez-Herrera A., Fernandez-Munoz J.L., Zapata-Torres M. et al. Fe₂B coating on ASTM A-36 steel surfaces and its evaluation of hardness and corrosion resistance // Surface and Coatings Technology. 2014. Vol. 254. P. 433 – 439.
- Zahiri R., Sundaramoorthy R., Lysz P., Subramanian C. Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding // Surface and Coatings Technology. 2014. Vol. 260. P. 220 – 229.
- Li R., Zhou Z., He D. et al. Microstructure and high temperature corrosion behavior of wire-arc sprayed FeCrSiB coating // Journal of Thermal Spray Technology. 2015. Vol. 24. No. 5. P. 857 – 864.
- 12. Kapralov E.V., Raikov S.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Vaschuk E.S., Ivanov Yu.F. Structural phase states and properties of coatings welded onto steel surfaces using powder // Bulletin of the Russian academy of sciences. Physics. 2014. Vol. 78. No. 10. P. 1015 1021.
- 13. Громов В.Е., Капралов Е.В., Райков С.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А. Структура и свойства износостойких покрытий, наплавленных электродуговым методом на сталь порошковыми проволоками // Успехи физики металлов. 2014. Т. 15. № 4. С. 213 234.
- Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Y.F., Kapralov E.V., Semin A.P. Formation features of structure-phase states of Cr–Nb–C–V containing coatings on martensitic steel // Journal of Surface Investigation. 2016. Vol. 10. No. 5. P. 1119 – 1124.
- Berns H., Fischer A. Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B // Mater. Charact. 1997. Vol. 39. P. 499 – 527.
- Berns H., Fischer A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe-Cr-C-B hard surfacing weld deposits // Wear. 1986. Vol. 112(2). P. 163 – 180.
- Yüksel N., Şahin S. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys // Materials & Design. 2014. Vol. 58. P. 491 – 498.
- Venkatesh B., Sriker K., Prabhakar V.S.V. Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art // Procedia Materials Science. 2015. Vol. 10. P. 527 – 532.

- 19. Gualco A., Marini C., Svoboda H., Surian E. Wear resistance of Fe-based nanostructured hardfacing // Procedia Materials Science. 2015. Vol. 8. P. 934 - 943.
- 20. Teker T., Karatas S., Osman Yilmaz S. Microstructure and wear properties of AISI 1020 steel surface modified by HARDOX 450 and FeB powder mixture // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2014. Vol. 50. No. 1. P. 94 - 103.
- 21. Малыш В.М., Сорока М.М. Электрическая сварка. Киев: Техніка, 1986. – 111 с.
- 22. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. 2008. Т. 51. № 5. С. 60 – 70.
- Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой 23. электронно-ионно-плазменным методам обработки / Под ред. Н.Н. Коваля, Ю.Ф. Иванова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 304 с.

Поступила 15 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 4, pp. 313-318.

GRADIENT STRUCTURE OF THE LAYER FACED ON HARDOX 450 STEEL WITH Fe-C-Cr-Nb-W POWDER WIRE AND MODIFIED BY ELECTRON BEAM PROCESSING

V.E. Gromov¹, V.E. Kormyshev¹, A.M. Glezer², S.V. Konovalov³, Yu.F. Ivanov^{4, 5}

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia ² I.P. Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow, Russia

³ Samara University, Samara, Russia

⁴Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

- Abstract. In recent years, the attention of researches in the field of physical materials science is focused on the study of facing of composite coatings hardened with the particles of carbides, borides and other high solid phases. The principal factor determining the service properties of the faced layers is phase composition of coating materials. In order to make substantiated choice of coating material corresponding to the conditions of their extreme service, high loads and abrasive wear it is necessary to carry out thorough studies of their properties and structure. Structure-phase states and tribological properties of coating faced on Hardox 450 martensite low carbon steel with Fe-C-Cr-Nb-W powder wire and modified by subsequent electron beam processing were studied in the research using methods of modern materials science. The regime of electron beam processing is the following: parameters of electron beam at the first stage - energy density of electron beam in pulse $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$, duration of pulses $\tau = 200 \text{ }\mu\text{s}$, number of pulses N = 20; at the second stage $-E_s = 30$ J/cm², $\tau = 50$ µs, N = 1. The regimes of irradiation were chosen based on calculation results of temperature field being formed in surface layer of material in one pulse regime irradiation. It is shown that electron beam processing of \sim 5 mm thick faced layer results in formation of \sim 20 μ m thick modified surface layer with α -Fe and NbC carbide major phases and negligible quantity of Fe₃C and Me₆C (Fe₃W₃C) carbides. The principle difference of the surface layer modified by electron beam processing from the unmodified volume of facing is morphology and dimensions inclusions of the second phases. In the facing modified layer inclusions have smaller dimensions and are located in form of thin interlayers along the grain boundaries. In the unmodified facing, basic morphological type of inclusions is particles of faceted shape located chaotically in grain volume. After electron beam processing wear resistance of the faced layer increases in more than 70 times in relation to wear resistance of Hardox 450 steel and friction coefficient decreases significantly (in \sim 3 times).
- Keywords: facing, structure, phase composition, electron beam processing, morphology, carbides, tribological properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-313-318

REFERENCES

Mendez P.F., Barnes N., Bell K., Borle S.D., Gajapathi S.S., Gu-1. est S.D., Izadia H., Gola A.K., Wood G. Welding processes for wear resistant overlays. J. Manuf. Process. 2014, vol. 16, pp. 4-25.

- 2. Thorpe W.R., Chicco B. On the formation of duplex eutectic carbides in commercially important white irons. Mater. Sci. Eng. 1981, vol. 51, pp. 11-19.
- 3. Randle V., Laird G. Microtexture Study of eutectic carbides in white cast iron using electron backscatter diffraction. J. Mater. Sci. 1993, vol. 28, pp. 4245-4249.
- 4. Pearce J.T.H., Elwell D.W.L. Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron. J. Mater. Sci. Lett. 1986, vol. 5, pp. 1063-1064.
- 5. Wiengmoon A., Chairuangsri T., Brown A., Brydson R., Edmonds D.V., Pearce J.T.H. Microstructural and crystallographical study of carbides in 30 wt.% Cr cast irons. Acta Mater. 2005, vol. 53, pp. 4143-4154.
- Chen Xizhang, Shen Zheng, Chen Xing, Lei Yucheng, Huang Qun-6. ying. Corrosion behavior of CLAM steel weldment in flowing liquid Pb-17Li at 480 °C. Fusion Engineering and Design. 2011, vol. 86, no. 12, pp. 2943-2948.
- 7. Chen Xizhang, Fang Yuanyuan, Li Peng, Yu Zhenzhen, Wu Xiaodong, Li Dongsheng. Microstructure, residual stress and mechanical properties of a high strength steel weld using low transformation temperature welding wires. Materials & Design. 2015, vol. 65, pp. 1214-1221.
- Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. 8. Electron-beam processing of the hardened layer formed on Hardox 450 steel electric-wire welding system Fe-C-V-Cr-Nb-W. Letters on Materials. 2016, vol. 6, no. 4, pp. 350-354. (In Russ.)
- 9. Marquez-Herrera A., Fernandez-Munoz J.L., Zapata-Torres M. etc. Fe₂B coating on ASTM A-36 steel surfaces and its evaluation of hardness and corrosion resistance. Surface and Coatings Technology. 2014, vol. 254, pp. 433-439.
- 10. Zahiri R., Sundaramoorthy R., Lysz P., Subramanian C. Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding. Surface and Coatings Technology. 2014, vol. 260, pp. 220–229.
- 11. Li R., Zhou Z., He D. et al. Microstructure and high temperature corrosion behavior of wire-arc sprayed FeCrSiB coating. Journal of Thermal Spray Technology. 2015, vol. 24, no. 5, pp. 857-864.
- 12. Kapralov E.V., Raikov S.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Vaschuk E.S., Ivanov Yu.F. Structural phase states and properties of coatings welded onto steel surfaces using powder. Bulletin of the Russian academy of sciences. Physics. 2014, vol. 78, no. 10, pp. 1015-1021.
- Gromov V.E., Kapralov E.V., Raikov S.V., Ivanov Yu.F., Bu-13. dovskikh E.A. Structure and properties of wear-resistant coatings deposited by electric arc method on steel with flux cored wires. Uspekhi fiziki metallov. 2014, vol. 15, no. 4, pp. 213–234. (In Russ.).
- 14. Konovalov S.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kapralov E.V., Semin A.P. Formation features of structure-phase states of Cr-Nb-C-V containing coatings on martensitic steel. Journal of Surface Investigation. 2016, vol. 10, no. 5, pp. 1119-1124.
- 15. Berns H., Fischer A. Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B. Mater. Charact. 1997, vol. 39, pp. 499–527.

⁵ National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

- Berns H., Fischer A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe-Cr-C-B hard surfacing weld deposits. *Wear*. 1986, vol. 112 (2), pp. 163–180.
- Yüksel N., Şahin S. Wear behavior-hardness-microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys. *Materials* & *Design*. 2014, vol. 58, pp. 491–498.
- Venkatesh B., Sriker K., Prabhakar V.S.V. Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art. *Procedia Materials Science*. 2015, vol. 10, pp. 527–532.
- Gualco A., Marini C., Svoboda H., Surian E. Wear resistance of Febased nanostructured hardfacing. *Proceedia Materials Science*. 2015, vol. 8, pp. 934–943.
- 20. Teker T., Karatas S., Osman Yilmaz S. Microstructure and wear properties of AISI 1020 steel surface modified by HARDOX 450 and FeB powder mixture. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2014, vol. 50, no. 1, pp. 94–103.
- Malysh V.M., Soroka M.M. *Elektricheskaya svarka* [Electric welding]. Kiev: Tekhnika, 1986, 111 p. (In Russ.).
- Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of the surface of cermet and ceramic materials with pulsed electron beam treatment. *Izv. vuz. Fizika.* 2008, vol. 51, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).
- 23. Evolyutsiya struktury poverkhnostnogo sloya stali, podvergnutoi elektronno-ionno-plazmennym metodam obrabotki [Evolution of

structure of the surface layer of steel subjected to electron-ion-plasma processing]. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. eds. Tomsk: Izd-vo NTL, 2016, 304 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was financially supported by the RNF grant (project No. 15-19-00065).

Information about the authors:

V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)
V.E. Kormyshev, Engineer of the Chair of Science named after V.M. Finkel (89236230000@mail.ru)
A.M. Glezer, Dr. Sci. (Phys.-Math), Professor, Director of the G.V. Kurdyumov Institute of Metallurgy and Physics of Metals (aglezer@mail.ru)
S.V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials (ksv@ssau.ru)
Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yufi55@mail.ru)

Received December 15, 2016

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 319 – 325. © 2018. Зимин В.В., Митьков В.В., Зимин А.В.

УДК 519.876.2

КАЛЕНДАРНОЕ ПЛАНИРОВАНИЕ ИТ-СЕРВИСОВ ЕRP-ПРОЕКТА ПРЕДПРИЯТИЯ

Зимин В.В.¹, д.т.н., доцент кафедры автоматизации и информационных систем (zimin.1945@mail.ru) Митьков В.В.¹, старший преподаватель кафедры автоматизации и информационных систем (vita-m@ngs.ru)

Зимин А.В.², к.т.н., директор(iva70221@rambler.ru)

¹Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42) ²ООО «АудитЭнергоНовосибирск (630005, Россия, Новосибирск, ул. Татарская, 83)

Аннотация. Одной из важных и сложных задач создания ERP-системы предприятия является построение календарного плана разработки ИТ-сервисов, составляющих функциональный объем проекта, несколькими, параллельно действующими рабочими группами. Сложность задачи, в частности, связана с необходимостью согласования календарных планов групп между собой, обусловленной существенной зависимостью ИТ-сервисов различных бизнес-процессов, и с потребностью в рациональном распределении общего объема ресурсов между рабочими группами. Приводятся математическая постановка и совокупность процедур решения задачи календарного планирования ИТ-сервисов ERP-системы крупной металлургической компании. Каждый сервис описывается двумя характеристиками: длительностью и затратами на проектирование. Причем затраты на проектирование зависят от времени начала разработки сервиса. Постановка задачи базируется на трех показателях эффективности календарного плана ERP-проекта: на количестве связей между отдельным ИТ-сервисом и другими сервисами ERP-системы, на длительности действия проектных решений, принятых для каждого сервиса, и на размере бюджета проекта. Первые два показателя использованы для формирования критерия задачи, который описывает степень согласованности календарных планов рабочих групп, а третий принят в качестве ограничения задачи. Для решения задачи применен метод сетевого программирования. Метод декомпозирует сложную исходную задачу на основе структурно-подобного сетевого представления критерия и ограничений на последовательность существенно более простых подзадач, решение которых осуществляется методом дихотомического программирования, а интеграция решений подзадач – посредством применения последовательной композиции. Приведен пример решения исследуемой задачи, в которой структурно-подобное сетевое представление критерия и ограничений описывается ветвью дерева. Построенный календарный план является основой для решения задачи определения функциональных объемов пилотного тестирования ERP-системы и построения технической структуры соответствующей тестовой среды с целью проверки принятых при разработке ИТ-сервисов проектных решений.

Ключевые слова: ERP-система, календарное планирование, металлургическая компания, ИТ-сервисы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-319-325

Решением задачи формирования функционального объема ERP-проекта предприятия являются множества $\{s_{ji} | i = \overline{1, n_j}\}, j = \overline{1, m},$ ИТ-сервисов (здесь $s_{ji} - i$ -ый сервис *j*-го бизнес-процесса предприятия) [1 – 7]. Примем, что для разработки сервисов отдельного бизнес-процесса в силу его специфики создается отдельная проектная группа. Каждому сервису s_{ji} поставим в соответствие планируемое время t_{ji} его реализации соответствующей проектной группой и количество связей r_{ji} между конфигурационными элементами сервиса и конфигурационными элементами всех других сервисов, входящих в функциональный объем ERP-проекта:

$$r_{ji} = \sum_{p=1}^{m} \sum_{k \neq i} r_{ji}^{pk};$$
(1)

здесь r_{ji}^{pk} – количество связей между конфигурационными элементами сервисов s_{ji} и s_{pk} .

Пусть [0, *T*] – планируемый период реализации проекта. Положим также, что выполняются соотношения

$$\sum_{i=1}^{n_j} t_{ji} = T_j = T, \ j = \overline{1, m}.$$
 (2)

Если сервисы *j*-го процесса реализуются в соответствии с порядком, определяемым последовательностью $(s_{ji}^l | l = \overline{1, n_j})$, то время окончания проектирования сервиса s_{ji}^l будет равно $\sum_{k=1}^{l} t_{ji}^k$, а время $T(s_{ji}^l)$ действия проектных решений, разработанных для сервиса s_{ji}^l , будет

$$T\left(s_{ji}^{l}\right) = \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{ji}^{k}\right).$$
(3)

Чем раньше разработаны проектные решения для сервиса s_{ji} , тем проще (с меньшими трудозатратами) выполняется разработка интеграционных решений (интерфейсов) с этим сервисом при проектировании других сервисов проекта. Будем оценивать эффективность последовательностей ($s_{ji}^{l}|l = 1, n_{j}$), m = 1, m, реализации сервисов ERP-проекта величиной

$$q = \sum_{j=1}^{m} \sum_{i=1}^{n_j} r_{ji}^l \left(T - \sum_{k=1}^l t_{ji}^k \right).$$
(4)

Из выражения (4) следует, что чем больше связей r_{ji} у сервиса s_{ji} с другими сервисами, тем предпочтительнее более раннее его проектирование.

Обозначим через $c(s_{ji}, t) = c_{ji}(t)$ затраты на проектирование сервиса s_{ji} . Функция затрат $c_{ji}(t)$ является не возрастающей функцией времени (рис. 1).

Чем раньше сервис проектируется, тем дороже обходятся приобретение и доставка необходимых сервисных активов и тем более трудоемка разработка и последующее изменение интеграционных решений для него вследствие большей неготовности проектных решений для связанных с ним других сервисов. Будем далее задавать функции $c_{ji}(t)$ в табличном виде, определив для них для простоты, по три значения: средние значения функций на интервалах $\Delta t_1 = \left(0, \frac{T}{3}\right]$,

 $\Delta t_2 = \left(\frac{T}{3}, \frac{2T}{3}\right), \Delta t_3 = \left(\frac{2T}{3}, T\right).$ Затраты c_j на проектиро-

вание последовательности $(s_{ji}^l | l = \overline{1, n_j})$ сервисов *j*-го бизнес-процесса будут выражаться соотношением

$$c_{j} = \sum_{i=1}^{n_{j}} c_{ji} (T_{ji}),$$
 (5)

а затраты на проектирование всех сервисов будут определяться соотношением

$$c = \sum_{j=1}^{m} \sum_{i=1}^{n_j} c_{ji} (T_{ji}).$$
 (6)

Математическую постановку задачи формирования оптимального календарного плана реализации ERPпроекта сформулируем следующим образом: опреде-



Рис. 1. Зависимость затрат на проектирование сервиса s_{ji} от времени *t* начала его проектирования

Fig. 1. Dependence of service s_{ii} design costs on time t of its start

лить такие последовательности $\{(s_{ji}^{l}|l=\overline{1,n_{j}})|m=\overline{1,m}\},$ для которых

$$q = \sum_{j=1}^{m} \sum_{i=1}^{n_j} r_{ji}^l \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{ji}^k \right) \to \max;$$
(7)

$$c = \sum_{j=1}^{m} \sum_{i=1}^{n_j} c_{ji} \left(T_{ji} \right) \le c^*,$$
(8)

где c^* ограничивает общие затраты на реализацию проекта [8 – 13].

Метод решения задачи. Для решения сформулированной задачи воспользуемся методом сетевого программирования [14 – 18]. Структурно-подобное сетевое представление критерия q и ограничения с дано на рис. 2. Это представление определяет следующую последовательность решения задач для нахождения приближенного решения исходной задачи календарного планирования, значение целевой функции которого представляет собой верхнюю оценку для значения целевой функции оптимального решения исходной задачи.

1. Предварительное распределение общего объема имеющихся ресурсов c^* на разработку сервисов отдельных процессов, т.е. определение c_i^* таких, что

$$\sum_{j=1}^{m} c_j^* = c^*.$$
 (9)

2. Решение для каждого $j, j = \overline{1, m}$, задачи календарного планирования сервисов методом сетевого программирования

$$q_{j} = \sum_{i=1}^{n_{j}} r_{ji}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{ji}^{k} \right) \xrightarrow{\left\{ \left(s_{ji}^{l} \middle| l=1, n_{j} \right) \right\}} \max; \quad (10)$$

$$c_{j} = \sum_{i=1}^{n_{j}} c_{ji} \left(T_{ji} \right) \le c^{*}, \tag{11}$$

определяющим «лучшие» варианты из $n_j!$ последовательностей $\{(s_{ji}^l | l = \overline{1, n_j})\}$, для которых имеют место (10) и (11).

3. Последовательное решение (m-1) задач, интегрирующих решения задач, полученных в п. 2 [15, 19, 20].

Пример решения задачи. Для простоты рассмотрим случай трех бизнес-процессов, $j = \overline{1,3}$. Исходные данные для решаемой задачи приведены ниже.

Данные о связях и длительности проектирования сервисов для первого процесса:

S_{1i}	s_{11}	s_{12}	s_{13}	S_{14}	Σ
r_{1i}	6	11	8	5	30
t_{1i}	5	9	6	4	24

Данные о затратах на разработку сервисов для первого процесса:



Рис. 2. Сетевое представление функций q и с

Fig. 2. Network representation of q and c functions

$t \in \Delta$ $c(s_{1i}, t)$	$\Delta = (0, 8]$	$\Delta = (8, 16]$	$\Delta = (16, 24]$
$c(s_{11}, t)$	4	3	2
$c(s_{12}, t)$	7	4	3
$c(s_{13}, t)$	6	5	3
$c(s_{14}, t)$	5	3	2
Σ	22	15	10

Данные о связях и длительности проектирования сервисов для второго процесса:

S_{2i}	s_{21}	$s_{22}^{}$	s ₂₃	Σ
r_{2i}	6	7	5	18
t_{2i}	8	10	6	24

Данные о затратах на разработку сервисов для второго процесса:

$t \in \Delta$ $c(s_{2i}, t)$	$\Delta = (0, 8]$	$\Delta = (8, 16]$	$\Delta = (16, 24]$
$c(s_{21}^{}, t)$	4	3	3
$c(s_{22}, t)$	7	6	4
$c(s_{23}, t)$	3	3	2
Σ	14	12	9

Данные о связях и длительности проектирования сервисов для третьего процесса:

Данные о затратах на разработку сервисов для третьего процесса:

$t \in \Delta$ $c(s_{3i}, t)$	$\Delta = (0, 8]$	$\Delta = (8, 16]$	$\Delta = (16, 24]$
$c(s_{31}, t)$	6	4	4
$c(s_{32}, t)$	4	3	2
$c(s_{33}, t)$	5	4	2
$c(s_{34}, t)$	7	5	4
Σ	22	16	12

1. Решаем первую задачу (9). Пусть $c^* = 40$. Первоначальное распределение ресурсов осуществим пропорционально общему количеству связей сервисов в процессах. Тогда

$$c_1^* = \frac{40 \cdot 30}{79} \approx 15; \ c_2^* = \frac{40 \cdot 18}{79} \approx 9; \ c_3^* = \frac{40 \cdot 31}{79} \approx 16. \ (12)$$

2. Последовательно (для каждого процесса) решаем задачу (10) – (11):

$$q_1 \to \max, c_1 \le 15. \tag{13}$$

Определяем значения $r_{1i}^1(T - t_{1i}^1)$ и $c(s_{1i}^1, t)$ для каждого сервиса при условии, что он будет проектироваться первым.

Оценка критерия и ограничения при разработке каждого сервиса процесса первым:

s_{1i}^{1}	$r_{1i}^1 \left(T - t_{1i}^1 \right)$	$c(s_{1i}^1,t)$
s_{11}^1	$6 \cdot (24 - 5) = 114$	4
s_{12}^1	$11 \cdot (24 - 9) = 165$	4
s_{13}^1	$8 \cdot (24 - 6) = 144$	6
s_{14}^1	$5 \cdot (24 - 4) = 100$	5

В соответствие с рис. 2 решаем оценочные задачи для последовательностей из двух-четырех сервисов.

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из двух сервисов при условии s_{11}^1 :

$$s_{11}^{1}s_{12}^{2} r_{11}^{1}(T-t_{11}^{1}) + r_{1i}^{2}(T-t_{1i}^{1}-t_{1i}^{2}) c(s_{1i}^{1},t) + c(s_{1i}^{2},t)$$

$$s_{11}^{1}s_{12}^{2} 114 + 11 \cdot (24 - 14) = 114 + 110 = 224 4 + 4 = 8$$

$$s_{11}^{1}s_{13}^{2} 114 + 8 \cdot (24 - 11) = 114 + 104 = 218 4 + 5 = 9$$

$$s_{11}^{1}s_{14}^{2} 114 + 5 \cdot (24 - 9) = 114 + 95 = 209 4 + 3 = 7$$

Решение $s_{11}^1 s_{12}^2$ доминирует решение $s_{11}^1 s_{13}^2$.

Решаем соответствующие оценочные задачи для последовательностей из всех четырех сервисов.

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из четырех сервисов при условии $s_{11}^1 s_{1i}^2$:

$$\begin{pmatrix} s_{1i}^{1}, s_{1i}^{2}, s_{1i}^{3}, s_{1i}^{4} \mid i = \overline{1, 4} \end{pmatrix} \qquad s_{11}^{1} s_{12}^{2} s_{13}^{3} s_{14}^{4} \qquad s_{11}^{1} s_{12}^{2} s_{14}^{3} s_{13}^{4} \\ q_{1} = \sum_{l=1}^{4} r_{1l}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{1i}^{k} \right) \qquad 224 + 8 (24 - 20) + 224 + 5 (24 - 18) + \\ + 5 \cdot (24 - 24) = + 8 \cdot (24 - 24) = \\ = 224 + 32 = 256 \qquad = 224 + 30 = 254 \\ c_{1} = \sum_{i=1}^{4} c_{1i}(t) \qquad 8 + 3 + 2 = 13 \qquad 8 + 2 + 2 = 12$$

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из четырех сервисов при условии $s_{11}^1 s_{14}^2$:

$$\begin{pmatrix} s_{1i}^{1}, s_{1i}^{2}, s_{1i}^{3}, s_{1i}^{4} \mid i = \overline{1, 4} \end{pmatrix} \qquad s_{11}^{1} s_{14}^{2} s_{13}^{3} s_{13}^{4} \qquad s_{11}^{1} s_{14}^{2} s_{13}^{3} s_{12}^{4} \\ q_{1} = \sum_{l=1}^{4} r_{li}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{1i}^{k} \right) \qquad 209 + 11 (24 - 18) + 209 + 8 (24 - 15) + 8 \cdot (24 - 24) = \\ + 8 \cdot (24 - 24) = + 11 \cdot (24 - 24) = \\ = 209 + 66 = 275 \qquad = 209 + 72 = 281 \\ c_{1} = \sum_{i=1}^{4} c_{1i}(t) \qquad 7 + 3 + 3 = 13 \qquad 7 + 5 + 3 = 15$$

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из двух сервисов при условии s_{12}^1 :

$$s_{12}^{1}s_{1i}^{2} \qquad r_{12}^{1}\left(T-t_{12}^{1}\right)+r_{1i}^{2}\left(T-t_{12}^{1}-t_{1i}^{2}\right) \qquad c\left(s_{12}^{1},t\right)+c\left(s_{1i}^{2},t\right)$$

$$s_{12}^{1}s_{11}^{2} \qquad 165+6\cdot(24-14)=165+60=225 \qquad 4+3=7$$

$$s_{12}^{1}s_{13}^{2} \qquad 165+8\cdot(24-15)=165+72=237 \qquad 4+5=9$$

$$s_{12}^{1}s_{14}^{2} \qquad 165+5\cdot(24-13)=165+55=220 \qquad 4+3=7$$

Решение $s_{12}^1 s_{11}^2$ доминирует решение $s_{12}^1 s_{14}^2$.

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из четырех сервисов при условии $s_{12}^1 s_{11}^2$:

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из четырех сервисов при условии $s_{12}^1 s_{13}^2$:

$$\begin{aligned} & \left(s_{1i}^{1}, s_{1i}^{2}, s_{1i}^{3}, s_{1i}^{4} \mid i = \overline{1, 4}\right) & s_{12}^{1} s_{13}^{2} s_{11}^{3} s_{14}^{4} & s_{12}^{1} s_{13}^{2} s_{13}^{3} s_{14}^{4} \\ & q_{1} = \sum_{l=1}^{4} r_{1i}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{1i}^{k}\right) & \begin{array}{c} 237 + 6 \left(24 - 20\right) + & 237 + 5 \left(24 - 19\right) + \\ & + 0 = 237 + 24 = & + 0 = 237 + 30 = \\ & = 261 & = 267 \\ & c_{1} = \sum_{i=1}^{4} c_{1i}(t) & 9 + 2 + 2 = 13 \\ & 9 + 2 + 2 = 13 \\ & \end{array}$$

Решение $s_{12}^1 s_{13}^2 s_{14}^3 s_{14}^4$ доминирует решение $s_{12}^1 s_{13}^2 s_{13}^3 s_{14}^4$. Оценка критерия и ограничения для последовательностей из двух сервисов при условии s_{13}^1 :

$s_{13}^1 s_{1i}^2$	$r_{13}^{1}\left(T-t_{13}^{1}\right)+r_{1i}^{2}\left(T-t_{13}^{1}-t_{1i}^{2}\right)$	$c\left(s_{13}^1,t\right) + c\left(s_{1i}^2,t\right)$
$s_{13}^1 s_{11}^2$	$144 + 6 \cdot (24 - 11) = 144 + 78 = 222$	6 + 3 = 9
$s_{13}^1 s_{12}^2$	$144 + 11 \cdot (24 - 15) = 144 + 99 = 243$	6 + 4 = 10
$s_{13}^1 s_{14}^2$	$144 + 5 \cdot (24 - 10) = 144 + 70 = 214$	6 + 3 = 9

Решение $s_{13}^1 s_{11}^2$ доминирует решение $s_{13}^1 s_{14}^2$.

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из четырех сервисов при условии $s_{13}^1 s_{11}^2$:

$$\begin{pmatrix} s_{1i}^{1}, s_{1i}^{2}, s_{1i}^{3}, s_{1i}^{4} \mid i = \overline{1, 4} \end{pmatrix} \qquad s_{13}^{1} s_{11}^{2} s_{12}^{3} s_{14}^{4} \qquad s_{13}^{1} s_{11}^{2} s_{14}^{3} s_{14}^{4} \\ q_{1} = \sum_{l=1}^{4} r_{li}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{li}^{k} \right) \qquad 222 + 11 (24 - 20) + 222 + 5 (24 - 15) + \\ + 0 + 222 + 44 = + 0 + 222 + 45 = \\ = 266 \qquad = 267 \\ c_{1} = \sum_{i=1}^{4} c_{1i}(t) \qquad 9 + 3 + 2 = 14 \qquad 9 + 3 + 3 = 15$$

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из четырех сервисов при условии $s_{13}^1 s_{12}^2$:

$$\begin{pmatrix} s_{1i}^1, s_{1i}^2, s_{1i}^3, s_{1i}^4 \mid i = \overline{1, 4} \end{pmatrix} \qquad \begin{array}{l} s_{13}^1 s_{12}^2 s_{13}^3 s_{14}^4 & s_{13}^1 s_{12}^2 s_{14}^3 s_{14}^4 \\ q_1 = \sum_{l=1}^4 r_{1i}^{ll} \left(T - \sum_{k=1}^l t_{1i}^k \right) & \begin{array}{l} 243 + 6 \cdot (24 - 20) + & 243 + 5 \cdot (24 - 19) + \\ + 0 = 243 + 24 = & + 0 = 243 + 25 = \\ = 267 & = 268 \\ c_1 = \sum_{i=1}^4 c_{1i}(t) & 10 + 2 + 2 = 14 \\ \end{array}$$

Решение $s_{13}^1 s_{12}^2 s_{14}^3 s_{11}^4$ доминирует решение $s_{13}^1 s_{12}^2 s_{11}^3 s_{14}^4$. Оценка критерия и ограничения для последовательностей из двух сервисов при условии s_{14}^1 :

$$s_{14}^{1}s_{1i}^{2} \qquad r_{14}^{1}\left(T-t_{14}^{1}\right)+r_{1i}^{2}\left(T-t_{14}^{1}-t_{1i}^{2}\right) \qquad c\left(s_{14}^{1},t\right)+c\left(s_{1i}^{2},t\right)$$

$$s_{14}^{1}s_{11}^{2} \qquad 100+6\cdot(24-9)=100+114=214 \qquad 5+3=8$$

$$s_{14}^{1}s_{12}^{2} \qquad 100+11\cdot(24-16)=100+88=188 \qquad 5+4=9$$

$$s_{14}^{1}s_{13}^{2} \qquad 100+8\cdot(24-13)=100+88=188 \qquad 5+5=10$$

Решение $s_{14}^1 s_{11}^2$ доминирует решения $s_{14}^1 s_{12}^2$ и $s_{14}^1 s_{13}^2$.

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из четырех сервисов при условии $s_{14}^1 s_{11}^2$:

$$\begin{pmatrix} s_{1i}^{1}, s_{1i}^{2}, s_{1i}^{3}, s_{1i}^{4} \mid i = \overline{1, 4} \end{pmatrix} \qquad s_{14}^{1} s_{11}^{2} s_{12}^{3} s_{13}^{4} \qquad s_{14}^{1} s_{11}^{2} s_{13}^{3} s_{12}^{4} \\ q_{1} = \sum_{l=1}^{4} r_{1l}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{li}^{k} \right)^{214 + 11 \cdot (24 - 18) + 214 + 8 \cdot (24 - 15) + 4} \\ + 0 = 214 + 66 = + 0 = 214 + 72 = 280 \\ = 280 \\ c_{1} = \sum_{i=1}^{4} c_{1i}(t) \qquad 8 + 3 + 3 = 14 \\ 8 + 5 + 3 = 16 \\ \end{cases}$$

Решение $s_{14}^1 s_{11}^2 s_{13}^3 s_{12}^4$ недопустимо по ограничению.

Лучшие решения для первого процесса представлены ниже:

$$\begin{pmatrix} s_{1i}^{1}, s_{1i}^{2}, s_{1i}^{3}, s_{1i}^{4} \mid i = \overline{1, 4} \end{pmatrix} \quad s_{14}^{1} s_{11}^{2} s_{12}^{3} s_{13}^{4} \qquad s_{11}^{1} s_{12}^{2} s_{13}^{3} \qquad s_{11}^{1} s_{12}^{2} s_{13}^{3} \qquad s_{12}^{1} s_{11}^{2} s_{13}^{3} s_{14}^{4}$$

$$q_{1} = \sum_{l=1}^{4} r_{li}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{li}^{k} \right) \qquad 281 \qquad 280 \qquad 275$$

$$c_{1} = \sum_{i=1}^{4} c_{1i}(t) \qquad 15 \qquad 14 \qquad 13$$

Решаем вторую задачу (для j = 2):

$$q_2 \to \max, c_2 \le 9. \tag{14}$$

Определяем значения $r_{2i}^1(T - t_{2i}^1)$ и $c(s_{2i}^1, t)$ для каждого сервиса при условии, что он будет проектироваться первым:

$$\begin{array}{cccc} s_{2i}^{1} & s_{21}^{1} & s_{22}^{1} & s_{23}^{1} \\ r_{2i}^{1} \left(T - t_{2i}^{1} \right) & 6 \cdot (24 - 8) = 96 & 7 \cdot (24 - 10) = 98 & 5 \cdot (24 - 6) = 90 \\ c \left(s_{2i}^{1}, t \right) & 4 & 6 & 3 \end{array}$$

В соответствие с рис. 2 решаем оценочные задачи для последовательностей из двух-трех сервисов.

Оценка критерия и ограничения для последовательностей из двух сервисов при условии s_{21}^1 :

$$q_{2} = \sum_{l=1}^{4} r_{2l}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{2i}^{k} \right) = 96 + 7 (24 - 18) + 96 + 5 (24 - 14) + + 0 = 96 + 42 = 138 + 0 = 96 + 50 = 146 c_{2} = \sum_{i=1}^{4} c_{2i}(t) + 4 + 4 + 2 = 10 + 3 + 4 = 11$$

Оба решения недопустимы по ограничению; оценка критерия и ограничения для последовательностей из двух сервисов при условии s_{22}^1 :

$$s_{22}^{1}s_{2i}^{2}s_{2i}^{3} \qquad s_{22}^{1}s_{2i}^{3} \qquad s_{22}^{1}s_{2i}^{2}s_{2i}^{3} \qquad s_{22}^{1}s_{2i}^{2}s_{2i}^{3}$$

$$q_{2} = \sum_{l=1}^{4} r_{2i}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{2i}^{k} \right) = 98 + 6 (24 - 18) + 98 + 5 (24 - 16) + 0 = 98 + 36 = 136 + 0 = 98 + 40 = 138$$

$$c_{2} = \sum_{i=1}^{4} c_{2i}(t) \qquad 6 + 3 + 2 = 11 \qquad 6 + 3 + 3 = 12$$

Оба решения недопустимы по ограничению; оценка критерия и ограничения для последовательностей из двух сервисов при условии s_{23}^1 :

$$\begin{aligned} s_{23}^1 s_{2i}^2 s_{2i}^3 s_{2i}^3 & s_{23}^1 s_{22}^2 s_{22}^3 s_{22}^3 s_{22}^1 s_{22}^2 s_{22}^3 \\ q_2 &= \sum_{l=1}^4 r_{2l}^l \left(T - \sum_{k=1}^l t_{2i}^k \right) \begin{array}{l} 90 + 6 \cdot (24 - 14) + & 90 + 7 \cdot (24 - 16) + \\ + 0 &= 90 + 60 = 150 \\ + 0 &= 90 + 56 = 146 \\ c_2 &= \sum_{i=1}^4 c_{2i}(t) & 3 + 3 + 4 = 10 \\ \end{array}$$

Оба решения недопустимы по ограничению.

Нет ни одного допустимого решения с затратами в 9 единиц. Наиболее близкое по затратам решение (10 единиц) и лучшее по критерию q_2 представлено ниже:

$$s_{23}^{1}s_{2i}^{2}s_{2i}^{3} \qquad s_{23}^{1}s_{2i}^{2}s_{2i}^{3}$$

$$q_{2} = \sum_{l=1}^{4} r_{2i}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{2i}^{k} \right) \quad 90 + 6 \cdot (24 - 14) + 0 = 90 + 60 = 150$$

$$c_{2} = \sum_{i=1}^{4} c_{2i}(t) \qquad 3 + 3 + 4 = 10$$

Решив аналогичным образом задачу $q_3 \rightarrow \max$, $c_3 \leq 16$, получим лучшие решения для третьего процесса (*j* = 3):

$$\begin{pmatrix} s_{3i}^{1}, s_{3i}^{2}, s_{3i}^{3}, s_{3i}^{4} \mid i = \overline{1, 4} \end{pmatrix} \quad s_{32}^{1} s_{34}^{2} s_{33}^{3} s_{31}^{4} \qquad s_{32}^{1} s_{34}^{2} s_{33}^{2} s_{33}^{4} s_{33}^{4} \\ q_{3} = \sum_{l=1}^{4} r_{3i}^{l} \left(T - \sum_{k=1}^{l} t_{3i}^{k} \right) \qquad 302 \qquad 294 \\ c_{3} = \sum_{i=1}^{4} c_{3i}(t) \ c_{3}^{*} = 15 \qquad 15 \qquad 14$$

Заметим, что лучшее решение для j = 3 требует 15 единиц ресурсов, т.е., не ухудшая качество этого решения, одну единицу ресурсов можно «передать» процессу j = 2, сделав тем самым допустимым лучшее по q_2 решение с затратами в 10 единиц (см. вышеприведенные данные). Оптимальным решением задачи будет решение:

$$\begin{array}{ll} \left(s_{1i}^{1},s_{1i}^{2},s_{1i}^{3},s_{1i}^{4} \mid i = \overline{1,4}\right) & s_{14}^{1}s_{12}^{2}s_{12}^{3}s_{13}^{4} \\ \left(s_{2i}^{1},s_{2i}^{2},s_{2i}^{3} \mid i = \overline{1,3}\right) & s_{23}^{1}s_{21}s_{21}^{2}s_{22}^{2} \\ \left(s_{3i}^{1},s_{3i}^{2},s_{3i}^{3},s_{3i}^{4} \mid i = \overline{1,4}\right) & s_{32}^{1}s_{34}^{2}s_{33}^{3}s_{31}^{4} \\ q_{1} + q_{2} + q_{3} & 281 + 150 + 302 = 733 \\ c_{1} + c_{2} + c_{3} & 15 + 10 + 15 = 40 \end{array}$$

Выводы. Полученное решение (при заданных t_{ji} , $i = 1, n_j, j = 1, m$) позволяет построить оптимальный календарный план реализации ERP-проекта. Этот план является основой для решения задачи определения

функциональных объемов пилотных проектов ERPсистемы и технической структуры соответствующих тестовых сред с целью проверки принятых при разработке ИТ-сервисов решений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Bruton N. Managing the IT services process. Butterworth Heinemann, 2004. – 222 p.
- Bichler M., Bhattacharya K. IT-service-management und IT-automation // WIRTSCHAFTSINFORMATIK. 2011. Vol. 53. P. 1 – 2.
- Mckee P., Fisher M. The role of service level agreements in service oriented ar-chitectures // BT Technology Journal. 2008. Vol. 1. P. 79 – 85.
- Blokdijk G., Engle C., Brewster J. IT service catalog process management tem-plates and examples workbook. – Emereo Pty Ltd., 2008. – 167 p.
- Cervone, F. ITIL: a framework for managing digital library services // OCLC Systems & Services. 2008. Vol. 24. P. 87 – 90.
- OGC-ITIL V3- 6 Service Lifecycle, Introduction ITIL. TSO 2007. – 173p.
- Зимин В.В., Кулаков С.М., Зимин А.В. К развитию концептуальных основ управления ИТ-деятельностью // Вестник НГУ. Серия «Информационные технологии». 2012. Том 10. Вып. 4. С. 29 39.
- Основы управления жизненным циклом сервисов систем информатики и ав-томатизации (лучшие практики ITIL): Учебн. пособие / В.В. Зимин, А.А. Ивушкин, С.М. Кулаков, К.А. Ивушкин. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2013. – 500 с.
- **9.** Бурков В.Н., Новиков Д.А. Как управлять проектами. Научнопрактическое издание. – М.: СИНТЕГ – ГЕО, 1997. – 188 с.

- 10. Phillips J.J., Bothell T.W., Snead G.L. The project management scorecards. Amsterdam: Elseiver, 2003.
- 11. Rumizen M.C. Knowledge management. N.Y.: Alpha, 2002.
- Wysocky R.K., Beck R., Crane D.B. Effective project management. – N.Y. John Wiley & Sons, 2000.
- Механизмы управления. Учебн. пособие / Под ред. Д.А. Новикова. М.: ЛЕНАНД, 2011. 192 с.
- 14. Вагнер Г. Основы исследования операций. М.: Мир, 1972. – 198 с.
- Буркова И.В. Метод сетевого программирования в задачах управления проектами: Автореф. дисс. д.т.н. – М., 2012. – 40 с.
- 16. Буркова И.В. Метод сетевого программирования в задачах нелинейной оптимизации // Автоматика и телемеханика. 2009. № 10. С. 15 – 21.
- Корбут А.А., Сига И.Х., Финкельштейн Ю.Ю. Метод ветвей и границ. Об-зор теории, алгоритмов, программ и приложений // Math. Operation Forsch. Staist. Ser. Optimization. 1977. Vol. 8. № 2. P. 253 – 280.
- **18.** Корбут А.А., Финкельштейн Ю.Ю. Дискретное программирование. М.: Наука, 1969. 368 с.
- 19. Буркова И.В., Кашенков А.Р., Колесников П.А. Метод решения двойственной задачи коммивояжера // Системы управления и информационные технологии. 2008. № 2.1(32) С. 154 – 156.
- 20. Буркова И.В., Косенков А.В., Харитонова Т.Б. Метод дихотомического программирования в задачах управления рыночной стоимостью объектов недвижимости // Системы управления и информационные технологии. 2006. № 1.1 (23). С. 123 – 126.

Поступила 26 сентября 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 4, pp. 319-325.

CALENDAR PLANNING OF IT-SERVICES OF THE ENTERPRISE'S ERP-PROJECT

V.V. Zimin¹, V.V. Mit'kov¹, A.V. Zimin²

¹ Siberian State Industrial University, Russia, Novokuznetsk ² LLC "Audit EnergoNovosibirsk", Russia, Novosibirsk

Abstract. One of the important and difficult tasks of creation of Enterprise Resource Planning (ERP) of the enterprise is creation of the planned schedule of IT-services development, making the functional volume of the project by several, working groups acting in parallel. The complexity of the task, in particular, is connected with the need of coordination of planned schedules of groups among themselves caused by essential dependence of IT-services of various business processes as well as with the need for rational distribution of total amount of resources between the working groups. Mathematical statement and set of procedures of the problem solution of IT-services scheduling of Enterprise Resource Planning of the large metallurgical company is given. Each service is described by two characteristics: duration and design costs. Expenses on design depend on time of the beginning of service development. Problem definition is based on three indicators of efficiency of the planned schedule of the ERP-project: on the number of communications between separate IT service and other ERP-services, on duration of action of the design decisions made for each service and on the size of the project budget. The first two indicators are used for formation of criterion of a task which describes degree of coherence of planned schedules of the working groups, and the third is accepted as restriction of a task. The method of network programming is applied to the task solution. The method decomposes a difficult initial task on the basis of structural and similar network representation of criterion and restrictions for the sequence of significantly simpler subtasks which solution is carried out by the method of dichotomizing programming, and integration of solutions of subtasks - by means of application of consecutive composition. In article the example of the studied task solution is given in which structural and similar network representation of criterion and restrictions is described by a tree branch. The constructed planned schedule is a basis for the solution of determination problem of functional volumes of pilot testing of Enterprise Resource Planning and creation of technical structure of the corresponding test environment for the purpose of the design decisions verification made at IT-services developing.

Keywords: ERP-project, resource planning, metallurgical company, IT-service.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-319-325

REFERENCES

- 1. Bruton N. *Managing the IT services process*. Butterworth Heinemann, 2004, 222 p.
- Bichler M., Bhattacharya K. IT-service-management und IT-automation. *Wirtschaftsinformatik*. 2011, vol. 53, pp. 1–2.
- Mckee P., Fisher M. The role of service level agreements in service oriented architectures. *BT Technology Journal*. 2008, vol. 1, pp. 79–85.
- Blokdijk G., Engle C., Brewster J. *IT service catalog process management templates and examples workbook*. Emereo Pty Ltd., 2008, 167 p.
- 5. Cervone F. ITIL: a framework for managing digital library services. *OCLC Systems & Services*. 2008, vol. 24, pp. 87–90.
- 6. OGC-ITIL V3- 6 Service Lifecycle, Introduction ITIL. TSO 2007, 173 p.
- Zimin V.V., Kulakov S.M., Zimin A.V. Development of conceptual base for managing IT activities. *Vestnik NGU. Seriya "Informatsionnye tekhnologii"*. 2012, vol. 10, no. 4, pp. 29–39. (In Russ.).

- Zimin V.V., Ivushkin A.A., Kulakov S.M., Ivushkin K.A. Osnovy upravleniya zhiznennym tsiklom servisov sistem informatiki i avtomatizatsii (luchshie praktiki ITIL): uchebnoe posobie [Basics of life-cycle management of information and automation systems services (best practices of ITIL): Tutorial]. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat, 2013, 500 p. (In Russ.).
- Burkov V.N., Novikov D.A. Kak upravlyat' proektami: Nauchnoprakticheskoe izdanie [How to manage projects: Scientific and practical references]. Moscow: SINTEG – GEO, 1997, 188 p. (In Russ.).
- 10. Phillips J.J., Bothell T.W., Snead G.L. *The project management scorecards*. Amsterdam: Elseiver, 2003.
- 11. Rumizen M.C. Knowledge management. N.Y.: Alpha, 2002.
- **12.** Wysocky R.K., Beck R., Crane D.B. *Effective project management*. N.Y.: John Wiley & Sons, 2000.
- Mekhanizmy upravleniya: uchebn. posobie [Control mechanisms: Manual]. Novikov D.A. ed. Moscow: LENAND, 2011, 192 p. (In Russ.).
- Wagner Harvey M. Principles of operations research. Prentice-Hall, 1967. (Russ.ed.: Vagner G. Osnovy issledovaniya operatsii. Moscow: Mir, 1972, 198 p.)
- **15.** Burkova I.V. *Metod setevogo programmirovaniya v zadachakh upravleniya proektami: Avtoref. dis. ... doktora tekhn. nauk* [Method of network programming in project management tasks: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Moscow, 2012, 27 p. (In Russ.).

- 16. Burkova I.V. A method of network programming in problems of nonlinear optimization. *Automation and Remote Control.* 2009, vol. 70, no. 10, pp. 1606–1612.
- Korbut A.A., Siga I.Kh., Finkel'shtein Yu.Yu. The branch and bound method. Review of theory, algorithms, programs and applications. *Math. Operation Forsch. Staist. Ser. Optimization.* 1977, vol. 8, no. 2, pp. 253–280.
- Korbut A.A., Finkel'shtein Yu.Yu. Diskretnoe programmirovanie [Discrete Programming]. Moscow: Nauka, 1969, 368 p. (In Russ.).
- Burkova I.V., Kashenkov A.R., Kolesnikov P.A. Method of traveling salesman dual problem solving. *Sistemy upravleniya i informatsionnye tekhnologii*. 2008, no. 2.1 (32), pp. 154–156. (In Russ.).
- Burkova I.V., Kosenkov A.V., Kharitonova T.B. Method of dichotomous programming in the tasks of managing the market value of real estate objects. *Sistemy upravleniya i informatsionnye tekhnologii.* 2006, no. 1.1 (31), pp. 123–126. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Automation and Information Systems" (zimin.1945@mail.ru) *V.V. Mit'kov*, Senior Lecturer of the Chair "Automation and Information Systems" (vita-m@ngs.ru)

A.V. Zimin, Cand. Sci. (Eng.), Director (iva70221@rambler.ru)

Received September 26, 2017
ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 326 – 332. © 2018. Сарычев В.Д., Хаимзон Б.Б., Невский С.А., Ильященко А.В., Гришунин В.А.

УДК 621.771.01004.942

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ МЕХАНИЗМОВ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПРОКАТА*

Сарычев В.Д.¹, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин

им. В.М. Финкеля (sarychev_vd@mail.ru)

Хаимзон Б.Б.², к. ф.- м. н., доцент кафедры физики и методики преподавания

физики (khaimzon@yandex.ru)

Невский С.А.¹, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин

им. В.М. Финкеля (nevskiy.sergei@yandex.ru)

Ильященко A.B.¹, студент (alexshool@mail.ru)

Гришунин В.А.¹, к.т.н., доцент кафедры транспорта

и логистики (Vladimir.grishunin@mail.ru)

 ¹ Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
 ² Новокузнецкий институт (филиал) Кемеровского государственного университета (654041, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, пр. Циолковского, 23)

Аннотация. Задачи повышения прочности термоупрочненного проката требуют использования целенаправленного поиска технических решений, что определяется уровнем изученности процессов, протекающих в технологических устройствах термоупрочнения, главным из которых является процесс взаимодействия воды с горячим прокатом. Этот сложный комплекс явлений включает движение потоков воды относительно движущегося проката, возникновение паровой прослойки между водой и прокатом, образование наноразмерных капель и их движение через слой пара, удар этих капель о поверхность, возбуждение упругих волн в материале проката. Проведен анализ ранее выведенного дисперсионного уравнения для неустойчивости Кельвина-Гельмгольца границы раздела пар – вода. Показано, что при разности скоростей движения слоев жидкости и пара 30 - 60 м/с наблюдается максимум инкремента в наноразмерном диапазоне длин волн. Средний размер образовавшихся капель определяется длиной волны, при которой достигается максимум зависимости инкремента. Таким образом, предложенный ранее механизм ускоренного охлаждения проката подтвержден количественными расчетами. Капли, попадая на прокат, возбуждают термоупругую волну, которая при распространении по его сечению способствует увеличению ударной вязкости. Для выявления закономерностей распространения упругих волн, созданных каплями в прокате, была поставлена и решена методом интегральных преобразований Фурье и Лапласа несвязная задача теории термоупругости при охлаждении. Оказалось, что поставленная задача аналогична задаче о нагреве поверхности с треугольным профилем температуры. Исследована эволюция волн напряжений. В начальные моменты времени передний фронт волны представляет собой волну растяжения. При отражении от свободного конца волна становится волной сжатия с напряжениями, приводящими к закрытию трещин, и тем самым приводит к повышению ударной вязкости. Полученные результаты могут быть использованы для поиска оптимальных режимов термической обработки проката, обеспечивающих высокие механические свойства.

Ключевые слова: ускоренное охлаждение проката, коэффициент теплопередачи, неустойчивость Кельвина–Гельмгольца, нанокапли, тепловой удар.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-326-332

Термомеханическое упрочнение проката в потоке непрерывных станов является одним из наиболее прогрессивных технологических процессов, обеспечивающих существенное повышение комплекса механических и эксплуатационных свойств арматуры [1-5]. Задачи повышения прочности термоупрочненного проката требуют использования целенаправленного поиска технических решений. А это, в свою очередь, определяется уровнем изученности процессов, протекающих в технологических устройствах термоупрочнения, главным из которых является процесс взаимодействия воды с горячим прокатом. Как правило, сложный комплекс явлений при этом взаимодействии не анализируется в работах по термоупрочнению и скрыт в использовании коэффициента теплопередачи. Это в определенном смысле подгоночный параметр и его большое значение в расчетах (примерно 100 кВт/(м²·К)) не вызывает сомнений [6]. Близкие значения указывались в работе [7], где отмечается, что коэффициент теплопередачи имеет порядок от 1 до 100 кВт/(м²·К).

В работе [8] предложен механизм, объясняющий высокое значение коэффициента теплопередачи при ускоренном охлаждении проката. При скоростях больше критической возникает неустойчивость Кельвина–

^{*} Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-420530.

Гельмгольца в нанодиапазоне, что приводит к формированию нанокапель. Охлаждение ведется с помощью нанокапель, движущихся через такую паровую пленку. Это позволяет при моделировании структурно-фазовых превращений использовать коэффициент теплопередачи, рассчитанный по формуле, в которой учитывается теплопроводность воды. Вторая роль нанокапель состоит в генерации теплового удара, за счет которого формируются мощные термоупругие волны. Роль упругих волн заключается в повышении ударной вязкости, так как возникшие на первой стадии охлаждения трещины в последующих секциях при взаимодействии упругой волны со свободными берегами трещин «захлопываются». Математическим вопросам моделирования и посвящена настоящая работа.

Рассмотрим кратко механизм возникновения неустойчивостей Кельвина–Гельмгольца. В зоне контакта воду можно считать неподвижной вязкой жидкостью, а образовавшийся пар – идеальной жидкостью, движущейся со скоростью проката. Известно, что в такой системе возникают неустойчивости Кельвина–Гельмгольца – периодические возмущения границы раздела жидкость – пар. Именно этот период и определяет размер капель, проникающих сквозь тонкий слой пара. Для такой системы в случае коротких волн $vk^2 >> \omega$ было выведено дисперсионное уравнение [9]

$$\omega^2 + 2\omega(a+ib) - c = 0, \qquad (1)$$

где $k = 2\pi/\lambda$ – волновое число; λ – длина волны возмущения границы; ω – циклическая частота; ν – кинематическая вязкость жидкости; a, b и c – постоянные.

Значения постоянных *a*, *b* и *c* определяются следующим образом:

$$a = a_0 k^2; \ b = b_0 k; \ c = \left(1 + \frac{1}{\mu}\right) b^2 - \frac{\omega_0^2}{1 + \mu};$$

$$a_0 = \frac{\nu}{1 + \mu}; \ b_0 = \frac{\mu u_0}{1 + \mu}; \ \omega_0^2 = \frac{\sigma_0}{\rho_1} k^3,$$

(2)

где $\mu \approx 10$ – постоянная; u_0 – относительная скорость движения слоев; σ_0 – поверхностное натяжение жидкости; ρ_1 – плотность жидкости.

С помощью подстановки $\omega = \alpha + i\Omega$ в уравнение (1) и выделения действительной и мнимой частей можно получить [9] следующую зависимость инкремента колебаний от длины волны:

$$\alpha = \sqrt{\frac{\delta + \sqrt{\delta^2 + 4a^2b^2}}{2}} - a; \ \delta = a^2 + c - b^2.$$
(3)

Расчеты проводили при $\rho_1 = 1000 \text{ кг/м}^3$ (плотность воды), $\nu = 3 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ (кинематическая вязкость воды при 100 °C), $\sigma_0 = 0,059 \text{ H/m}$ (поверхностное натяжение воды при 100 °C) [10] и относительных скоростях дви-

жения слоев $u_0 = 20 \div 60$ м/с. Результаты приведены на рис. 1. При скоростях 30 – 60 м/с наблюдается максимум инкремента в диапазоне десятков нанометров, что, как предполагается, соответствует размеру капель. С ростом скорости прокатки размер капель уменьшается. При уменьшении относительной скорости движения слоев инкремент уменьшается, максимум менее выражен, значения инкремента становятся менее 0,1 нс⁻¹. Таким образом, при малых скоростях прокатки образованием неустойчивостей Кельвина–Гельмгольца можно пренебречь, капельный механизм охлаждения не реализуется. При скоростях больше критической возникает неустойчивость Кельвина–Гельмгольца в нанодиапазоне, что приводит к формированию нанокапель. Охлаждение ведется с помощью нанокапель, движущихся через такую паровую пленку; это позволяет при моделировании структурно-фазовых превращений использовать коэффициент теплопередачи, рассчитанный по формуле с учетом теплопроводности воды.

Время воздействия капли на жесткую поверхность порядка $d/c \sim 10^{-11}$ с (где d – диаметр капли; c – скорость звука), поэтому при таком времени воздействия происходит термоудар, генерирующий упругую волну [11]. Роль упругих волн заключается в повышении ударной



Рис. 1. Зависимость (*a*) инкремента неустойчивостей Кельвина– Гельмгольца от длины волны при $u_0 = 60$ м/с (*1*), $u_0 = 50$ м/с (*2*), $u_0 = 40$ м/с (*3*) и зависимость (δ) длины волны максимума инкремента от скорости проката

Fig. 1. Dependence (a) of the Kelvin-Helmholtz instability increment on wavelength at $u_0 = 60$ m/s (1), $u_0 = 50$ m/s (2), $u_0 = 40$ m/s (3) and dependence (δ) of the wavelength of increment maximum on rolling speed

вязкости, так как возникшие на первой стадии охлаждения трещины в последующих секциях при взаимодействии упругой волны со свободными берегами трещин «захлопываются». Результаты исследований, свидетельствующие об успешном применении различного рода воздействий с целью торможения и остановки разрушения, приведены в работе [12]. Возможность закрытия трещин при импульсных нагрузках, соответствующих области линейно-упругих деформаций материала, установлена в работе [13].

Для моделирования термоупругих волн используются уравнения и методы динамической теории термоупругости. Данилевская В.И. в 50-х годах впервые решила задачу о тепловом ударе о полубесконечную плоскость в модели несвязной динамической теории упругости. Было получено точное аналитическое решение, описывающее зависимости напряжений от времени и расстояния от границы при заданном на границе скачке температуры. Позднее решение задачи В.И. Данилевской было обобщено на случай линейного роста температуры на поверхности и проанализировано в работе [14]. Основные классические задачи динамической теории упругости рассмотрены в работах [15-17]. Внимание к задачам термоупругости существенно возросло в 80-х годах в связи с появлением и использованием лазерных источников. В настоящее время интерес к этим задачам еще больше усилился из-за использования в научных и практических целях лазеров с нанои пикосекундной длительностью [18-29].

Рассмотрим задачу о температурных напряжениях для свободного от напряжений плоского образца с температурой T_0 и толщиной l_0 , который охлаждается с постоянной скоростью V в течение времени t_1 . Ось x направлена перпендикулярно поверхности образца, a две другие оси лежат в плоскости воздействия потока энергии. Плоскость x = 0 – лицевая поверхность, a плоскость $x = l_0$ – тыльная. Предполагаем, что в поперечном сечении поток энергии однороден, поэтому выбираем одномерную постановку задачи: все функции зависят от одной пространственной переменной x. Рассмотрим одноосное напряженно-деформируемое состояние, при котором ненулевыми являются компоненты тензоров деформаций $\varepsilon_x(x, t)$.

Для постановки математической задачи используем уравнения движения и теплопроводности, а также соотношения Дюгамеля–Неймана – так называемую динамическую задачу несвязанной термоупругости [14]:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma_x}{\partial x}; \quad \frac{\partial T}{\partial t} = \chi \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}; \quad \sigma_x = \rho c^2 \frac{\partial u}{\partial x} - \gamma T; \quad (4)$$

здесь р и χ – плотность и температуропроводность материала; $c = \sqrt{\frac{2\mu + \lambda}{\rho}}$ – скорость распространения продольных волн; $\gamma = (3\lambda + 2\mu)\alpha_t$ – коэффициент термо-упругой связи; λ , μ – коэффициенты Ламе; α_t – коэффи

циент линейного расширения; u = u(t, x) -компонента вектора перемещений; T = T(t, x) -распределение температуры.

Тепловую ситуацию со стороны лицевой поверхности зададим в виде линейного во времени охлаждения от температуры T_0 до температуры T_1 в течение времени t_1 с последующим линейным повышением температуры до исходной за время t_3 :

$$T(t,0) = T_0 - (T_0 - T_1) \left[H(t) - H(t - t_1) \right] \frac{t}{t_1} + (T_0 - T_1) \left[H(t - t_1) - H(t - t_1 - t_3) \right] \left(\frac{t - t_1}{t_3} - 1 \right), \quad (5)$$

где H(z) - функция Хэвисайда.

Пренебрегаем давлением от потока энергии и считаем, что отсутствует закрепление образца в области действия потока. Тогда граничные и начальные условия для напряжения нулевые:

$$\sigma_x(t,0) = \sigma_x(t,l_0) = 0; \ \sigma_x(0,x) = 0;$$

$$T(0,x) = T_0; \ \frac{\partial \sigma_x}{\partial t}(0,x) = 0.$$
 (6)

Поставленная задача имеет два характерных пространственных масштаба: динамический, равный толщине образца $l_0 \sim 1$ мм, и тепловой – $l_T \sim 10$ мкм. Поэтому уравнение динамики рассматриваем на отрезке от нуля до l_0 , а уравнение теплопроводности – на полубесконечной прямой с температурой T_0 на бесконечности.

В безразмерных переменных математическая задача (1) – (4) приводится к системе двух краевых задач

$$\begin{aligned} \alpha \dot{\theta} &= \theta''; \ \xi > 0; \ \tau > 0; \\ \theta(\tau, 0) &= \tau \frac{H(\tau) - H(\tau - \tau_1)}{\tau_1}; \ \theta(\tau, \infty) = 0; \ \theta(0, \xi) = 0; \\ \ddot{\sigma} &+ \ddot{\theta} = \sigma''; \ 0 < \xi < 1; \ \tau > 0; \\ \sigma(\tau, 0) &= \sigma(\tau, 1) = 0; \ \sigma(0, \xi) = \dot{\sigma}(0, \xi) = 0. \end{aligned}$$
(7)

Безразмерные переменные задаются формулами

$$\xi = \frac{x}{l_0}; \ \tau = \frac{t_c}{l_0}; \ \sigma = \frac{\sigma_x}{\gamma(T_1 - T_0)}; \ \theta = \frac{T_0 - T}{T_0 - T_1}; \alpha = \frac{l_0 c}{\chi}; \ \tau_1 = \frac{t_1 c}{l_0}.$$
(8)

Эта задача является частным случаем задачи, решенной в работе [11], формулами из которой можно воспользоваться. Решение для безразмерных напряжений может быть представлено в виде

$$\sigma(t,\xi) = \sigma_{\infty}(t,\xi) + \sigma_{\rightarrow}(t,\xi) + \sigma_{\leftarrow}(t,\xi).$$
(9)

Первое слагаемое в уравнении (9) представляет собой напряжение в волне, генерируемой температурным нагре-

вом, а второе слагаемое выражает суперпозицию прямой и отраженной от тыльной и лицевой поверхностей волн.

Введем функции

$$F(\tau,\xi) = H(\tau-\xi) \Big[\exp(\alpha(\tau-\xi)) - 1 \Big] +$$

$$+ erfc \left(\frac{\xi}{2} \sqrt{\frac{\alpha}{\tau}} \right) - \frac{1}{2} \Big[\exp(\alpha(\tau-\xi)) erfc \left(\frac{\xi-2\tau}{2} \sqrt{\frac{\alpha}{\tau}} \right) +$$

$$+ \exp(\alpha(\tau+\xi)) erfc \left(\frac{\xi+2\tau}{2} \sqrt{\frac{\alpha}{\tau}} \right) \Big];$$

$$\Phi(z) = F(z,1);$$
(10)

здесь

$$erfc(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_{x}^{\infty} \exp(-z^2) dz$$
 (11)

– дополнительная функция ошибок [14].
 Тогда

$$\sigma_{\infty}(\tau,\xi) = \frac{1}{\tau_{1}\alpha} \Big[F(\tau,\xi) - H(\tau-\tau_{1})F(\tau-\tau_{1},\xi) \Big] - \frac{1}{\tau_{3}\alpha} \Big[H(\tau-\tau_{1})F(\tau-\tau_{1},\xi) - H(\tau-\tau_{1}-\tau_{3})F(\tau-\tau_{1}-\tau_{3},\xi) \Big];$$
(12)
$$\sigma_{n\leftarrow}(\tau,\xi) = -\frac{1}{\tau_{3}} \Big[\Phi(\tau+\xi-2n-1) - H(\tau-\tau_{1}-\tau_{3},\xi) \Big];$$
(12)

$$\tau_{1}\alpha^{T} (\tau, \tau_{2}, \tau_{1}, \tau_{2}, \tau_{1}, \tau_{2}, \tau_{2},$$

Расчеты проводили при $\chi = 6 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}, c = 6 \cdot 10^3 \text{ м/c},$ $\alpha_t = 13 \cdot 10^{-6} \text{ 1/°C}, \quad K = \frac{3\lambda + 2\mu}{3} = 1,7 \cdot 10^{11} \text{ H/m}^2$ (параметры для стали); $l_0 = 10^{-3} \text{ м}$ – толщина металла; $\gamma = 6 \cdot 10^{-6} \text{ H/(m}^2 \cdot ^\circ\text{C}); \quad \alpha = 10^6$ – безразмерный параметр. Выберем $T_0 = 1000 \text{ °C}, \quad T_1 = 800 \text{ °C}.$ Тогда $\sigma_x = \sigma \gamma (T_1 - T_0) = -1, 2 \cdot 10^9 \sigma (\text{H/m}^2)$.

При фиксированном значении τ_3/τ_1 безразмерные напряжения обратно пропорциональны $\alpha \tau_1$. Выбираем $\tau_1 = 0,2, \tau_3/\tau_1 = 0,5$. Несмотря на кажущуюся сложность формул (12), 13), волна напряжения при таких параметрах $\alpha \tau_1 \approx 10^5$ имеет очень простой вид. Она представляет собой ступеньку длиной τ_1 и высотой $1/(\alpha \tau_1)$, за которой следует ступенька противоположного знака длиной τ₃ и высотой 1/(ατ₃). Таким образом, выполняется закон сохранения импульса. На рис. 2 приведены графики приведенных напряжений $\sigma_p = -\sigma \alpha \tau_1$. Сначала передний фронт волны представляет собой волну растяжения, при отражении от свободного конца волна переворачивается. Это приводит к интересным эффектам: в момент времени 1, когда передняя часть первой полуволны доходит до границы $\xi = 1$, она начинает переворачиваться, отражаться и компенсировать заднюю часть этой полуволны, которая еще падает. Передняя часть волны сужается, и волна как бы отступает от края. Так продолжается до момента времени $1 + \tau_1/2$, когда первая полуволна исчезает совсем. Затем она, отражаясь, усиливает вторую полуволну, и та вырастает в $1 + \tau_3/\tau_1$ раза. Первая волна движется в обратном, а вторая в прямом направлении, и на волне возникает ступенька. Ступенька исчезает в момент $1 + \tau_1 + \tau_2/2$, и первая обратная полуволна мгновенно уменьшается до «номинала». Затем она движется в обратном направлении, а за ней возникает вторая обратная полуволна. В момент времени $1 + \tau_1 + \tau_3$ она заканчивает расширяться и вся волна движется как единое целое в обрат-



Рис. 2. Зависимость приведенного напряжения от координаты в моменты времени 0,41 (*a*), 1,09 (*б*), 1,13 (*в*), 1,25 (*г*), 1,27 (*д*) и 1,8 (*e*)

Fig. 2. Dependence of reduced voltage on coordinate at time points 0,41 (*a*), 1,09 (*b*), 1,13 (*b*), 1,25 (*c*), 1,27 (*d*) and 1,8 (*e*)

ном направлении. При отражении от передней стенки все повторяется. Таким образом, зона максимального напряжения возникает в момент 1 + $\tau_1/2$ на расстоянии $\tau_1/2$ от свободного края, движется к нему и достигает его в момент 1 + τ_1 , затем сужается и исчезает в момент 1 + $\tau_1 + \tau_3/2$.

Абсолютные значения напряжений при времени $t_1 \approx 10^{-12}$ с достигают порядка 10^6 H/м². Такие напряжения могут приводить к закрытию трещин и тем самым повысить ударную вязкость.

Выводы. Предложены математические модели и механизм, объясняющие высокое значение коэффициента теплопередачи при ускоренном охлаждении проката. При скоростях больше критической возникает неустойчивость Кельвина–Гельмгольца в нанодиапазоне, что приводит к формированию нанокапель. Это позволяет при моделировании структурно-фазовых превращений использовать коэффициент теплопередачи, рассчитанный по формуле, в которой учитывается теплопроводность воды. Нанокапли генерируют тепловой удар, за счет которого формируются мощные термоупругие волны, роль которых заключается в повышении ударной вязкости: при взаимодействии упругой волны со свободными берегами трещин они захлопываются.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Юрьев А.Б. Упрочнение строительной арматуры и прокатных валков. Новосибирск: Наука, 2006. 227 с.
- Liska S., Wozniak J. Model vyvoje structury a mechanich vlastnosti oceli pri valcovani za tepla // Kovove materialy. Bratislava. 1982. Vol. 20. No. 5. P. 562 – 572.
- Рудской А.И., Колбасников Н.Г. Управление структурой и свойствами сталей при горячей деформации // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 10. С. 22 – 30.
- Платов С.И., Ярославцев А.В., Тумбасов К.С. Повышение качества горячекатаного сортового арматурного проката из низкои среднеуглеродистых марок стали за счет выбора оптимальных термомеханических режимов обработки // Производство проката. 2016. № 10. С. 21 – 25.
- Ноговицын А.В., Богачева А.В., Евсюков Н.Ф., Лошкарев Д.В. Прогнозирование процессов структурообразования при охлаждении металлопроката с применением математической модели // Металлургическая и горнорудная промышленность. 1999. № 5. С. 75 – 78.
- Сарычев В.Д., Громов В.Е., Грановский А.Ю., Шляпников С.С., Ильященко А.В. Математическая модель расчета температурных полей при прерывистом охлаждении проката // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. № 3. С. 339 – 342.
- Губинский В.И., Минаев А.Н., Гончаров Ю.В. Уменьшение окалинообразования при производстве проката. – Киев: Техника, 1981. – 135 с.
- Сарычев В.Д., Невский С.А., Ильященко А.В. О механизме ускоренного охлаждения при термоупрочнении проката // Изв. вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 12. С. 1005 – 1007.
- Sarychev V.D., Nevskii S.A., Sarycheva E.V., Konovalov S.V., Gromov V.E. Viscous flow analysis of the Kelvin–Helmholtz instability for short waves // AIP Conference Proceedings. 2016. Vol. 1783. P. 020198.

- Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977. – 344 с.
- Сарычев В.Д., Волошина М.С., Громов В.Е. Математическая модель генерации термоупругих волн при воздействии концентрированных потоков энергии на материалы // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. Т. 8. №. 4. С. 71 – 77.
- Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 360 с.
- Фомин И.М. Залечивание трещин волнами напряжений в щелочно-галоидных кристаллах. Автореф. ... канд. физ.-мат. наук, Ростов-на-Дону, 1984. – 20 с.
- 14. Паркус Г. Неустановившиеся температурные напряжения / Под ред. Г.С. Шапиро. – М.: ГИФМЛ, 1963, 252 с.
- Новацкий В. Динамические задачи термоупругости. М.: Мир, 1970. – 256 с.
- 16. Коваленко А.Д. Термоупругость. Киев: Вища школа, 1975. – 216 с.
- Hetnarski R.B., Eslami M.R. Thermal stresses advanced theory and applications. – Springer, 2009. – 579 p.
- **18.** Jordan P.M., Puri P. Revisiting the Danilovskaya problem // Journal of Thermal Stresses. 2006. Vol. 29. P. 865 878.
- Youssef H.M., Al-Felali A.S. Generalized thermoelasticity problem of material subjected to thermal loading due to laser pulse // Appl. Math. 2012. No. 3. P. 142 – 146.
- Kumar R., Kumar A., Singh D. Thermomechanical interactions due to laser pulse in microstretch thermoelastic medium // Arch. Mech. 2015. Vol. 67. No. 6. P. 439 – 456.
- Sur A., Kanoria M. Three dimensional viscoelastic medium under thermal shock // Engineering Solid Mechanics. 2016. Vol. 4. P. 187 – 200.
- **22.** Nikolarakis A.M., Theotokoglou E.E. Thermal shock problem of a three-layered functionally graded zirconia/titanium alloy strip based on a unified generalized thermoelasticity theory // Journal of Thermal Stresses. 2016. Vol. 40. No. 5. P. 583 602.
- 23. Wang Y.Z., Liu D., Wang Q., Zhou J. Z. Generalized solutions of transient thermal shock problem with bounded boundaries // Meccanica. 2016. Vol. 52. No. 8. P. 1935 – 1945.
- 24. Othman M.I.A., Atwa S.Y., Elwan A.W. Effect of thermal loading due to laser pulse on 3-D problem of micropolar Thermoelastic solid with energy dissipation // Mechanics and Mechanical Engineering. 2017. Vol. 21. No. 3. P. 679 – 701.
- 25. Liang W., Huang S., Tan W. S., Wang Y.Z. Asymptotic approach to transient thermal shock problem with variable material properties // Mechanics of Advanced Materials and Structures. 2017. Vol. 23. No. 5. P. 586 – 592.
- 26. Kant S., Mukhopadhyay S. Investigation of a problem of an elastic half space subjected to stochastic temperature distribution at the boundary // Applied Mathematical Modelling. 2017. Vol. 46. No. 6. P. 492 – 518.
- 27. Babenkov M.B., Ivanova E.A. Analysis of the wave propagation processes in heat transfer problems of the hyperbolic type // Continuum Mechanics and Thermodynamics. 2014. Vol. 26. No.4. P. 483 – 502.
- 28. Вовненко Н.В., Зимин Б.А., Судьенков Ю.В. Экспериментальные исследования термоупругих напряжений в тепло- и нетеплопроводящих твердых телах при субмикросекундных длительностях лазерного нагрева // Журнал технической физики. 2011. Т. 81. № 6. С. 56 62.
- 29. Зубко А.Е., Самохин А.А. О наносекундном фотоакустическом эффекте в поглощающих конденсированных средах // Инженерная физика. 2017. № 7. С. 69 – 72.

Поступила 8 ноября 2017.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 4, pp. 326-332.

MATHEMATICAL MODELS OF MECHANISMS FOR ROLLED PRODUCTS ACCELERATED COOLING

V.D. Sarychev¹, B.B. Khaimzon², S.A. Nevskii¹, A.V. Il'yashchenko¹, V.A. Grishunin¹

 ¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia
 ² Novokuznetsk Institute – Branch of Kemerovo State University,

Kemerovo Region, Novokuznetsk, Russia

- Abstract. The tasks of increasing strength of heat-strengthened rolled products require thorough search for technical solutions, determined by level of understanding of processes occurring in thermal strengthening devices, of which the main is the process of water interaction with hot rolled product. This complex set of phenomena includes movement of water flows relative to moving rolled metal, emergence of vapor gap between water and rolled metal, generation of nanosized droplets and their movement through the layer of vapor, the droplets impact on surface, excitation of elastic waves in rolled material. Analysis of previously derived dispersion equation for Kelvin-Helmholtz instability of vapor-water interface was carried out. It is shown that for 30-60 m/s difference in velocities of liquid and vapor layers, the maximum increment in nanoscale range of wavelengths is observed. Average size of generated drops is determined by wavelength at which the maximum increment dependence is reached. Thus, mechanism of accelerated cooling of rolled steel proposed earlier is confirmed by quantitative calculations. Drops, reaching rolled metal, excite thermoelastic wave which being distributed along its section promotes increase in impact strength. To reveal regularities of propagation of elastic waves created by drops in rolled metal, problem of theory of thermoelasticity in cooling was solved by method of Fourier and Laplace integral transformations. It turned out that the problem posed is analogous to the problem of heating the surface with triangular temperature profile. Evolution of stress waves was investigated. At initial moments, the front of wave appeared to be a stretching wave. When reflected from the free end, the wave becomes a compression wave with stresses leading to cracks closure, and thus it leads to increase in toughness. Obtained results can be used in search for optimal modes of heat treatment of rolled products, providing high mechanical properties.
- *Keywords*: rolling, cooling, Kelvin-Helmholtz instability, impact strength, thermoelastic wave, half-wave.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-326-332

REFERENCES

- Yur'ev A.B. Uprochnenie stroitel'noi armatury i prokatnykh valkov [Strengthening of building fittings and rolling rolls]. Novosibirsk: Nauka, 2006, 227 p. (In Russ.).
- Liska S., Wozniak J. Model vyvoje structury a mechanich vlastnosti oceli pri valcovani za tepla. *Kovove materialy (Bratislava)*. 1982, vol. 20, no. 5, pp. 562–572.
- **3.** Rudskoi A.I., Kolbasnikov N.G. Control of the structure and properties of steels during hot deformation. *Zagotovitel 'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2012, no. 10, pp. 22–30. (In Russ.).
- 4. Platov S.I., Yaroslavtsev A.V., Tumbasov K.S. Improving the quality of hot-rolled bars made of low- and medium-carbon steel through the selection of optimal thermomechanical processing modes. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 10, pp. 21–25. (In Russ.).
- Nogovitsyn A.V., Bogacheva A.V., Evsyukov N.F., Loshkarev D.V. Prediction of structure formation during cooling of rolled metal using mathematical model. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*'. 1999, no. 5, pp. 75–78. (In Russ.).

- Sarychev V.D., Gromov V.E., Granovskii A.Yu., Shlyapnikov S.S., Il'yashchenko A.V. Mathematical model of calculation of temperature fields at intermittent cooling of rolled products. *Fundamental 'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2016, no. 3, pp. 339–342. (In Russ.).
- Gubinskii V.I., Minaev A.N., Goncharov Yu.V. Umen'shenie okalinoobrazovaniya pri proizvodstve prokata [Reduction of scale formation in production of rolled products]. Kiev: Tekhnika, 1981, 135 p. (In Russ.).
- Sarychev V.D., Nevskii S.A., Il'yashchenko A.V. On accelerated cooling mechanisms in thermal hardening of rolled metal. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2017, vol. 60, no. 12, pp. 1005–1007. (In Russ.).
- Sarychev V.D., Nevskii S.A., Sarycheva E.V., Konovalov S.V., Gromov V.E. Viscous flow analysis of the Kelvin–Helmholtz instability for short waves. *AIP Conference Proceedings*. 2016, vol. 1783, pp.020198.
- 10. Mikheev M.A., Mikheeva I.M. *Osnovy teploperedachi* [Fundamentals of heat transfer]. Moscow: Energiya, 1977, 344 p. (In Russ.).
- Sarychev V.D., Voloshina M.S., Gromov V.E. Mathematical model of thermoelastic waves generation under the influence of concentrated energy fluxes on materials. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2011, vol. 8, no. 4, pp. 71–77. (In Russ.).
- Finkel' V.M. *Fizicheskie osnovy tormozheniya razrusheniya* [Physical basics of fracture deceleration]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 360 p. (In Russ.).
- 13. Fomin I.M. Zalechivanie treshchin volnami napryazhenii v shchelochno-galoidnykh kristallakh: Avtorefer. dis. ... kand. fiz.-mat. nauk [Cracks healing by stress waves in alkali-halide crystals: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Rostov-on-Don, 1984, 20 p. (In Russ.).
- Parkus Heinz. Instationare Warmespannugen. Wien: Springer-Verl., 1959. (Russ.ed.: Parkus H. Neustanovivshiesya temperaturnye napryazheniya. Shapiro G.S. ed. Moscow, GIFML, 1963, 252 p.).
- Novatskii V. Dinamicheskie zadachi termouprugosti [Dynamic problems of thermoelasticity]. Transl. from Polish. Moscow: Mir, 1970, 256 p. (In Russ.).
- Kovalenko A.D. *Termouprugost* ' [Thermoelasticity]. Kiev: Vishcha shkola, 1975, 216 p. (In Russ.).
- 17. Hetnarski R.B., Eslami M.R. *Thermal stresses advanced theory and applications*. Springer, 2009, 579 p.
- Jordan P.M., Puri P. Revisiting the Danilovskaya problem. *Journal* of *Thermal Stresses*. 2006, vol. 29, pp. 865–878.
- Youssef H.M., Al-Felali A.S. Generalized thermoelasticity problem of material subjected to thermal loading due to laser pulse. *Appl. Math.* 2012, no. 3, pp. 142–146.
- Kumar R., Kumar A., Singh D. Thermomechanical interactions due to laser pulse in microstretch thermoelastic medium. *Arch. Mech.* 2015, vol. 67, no. 6, pp. 439–456.
- **21.** Sur A., Kanoria M. Three dimensional viscoelastic medium under thermal shock. *Engineering Solid Mechanics*. 2016, vol. 4, pp. 187–200.
- **22.** Nikolarakis A.M., Theotokoglou E.E. Thermal shock problem of a three-layered functionally graded zirconia/titanium alloy strip based on a unified generalized thermoelasticity theory. *Journal of Thermal Stresses*. 2016, vol. 40, no. 5, pp. 583–602.
- Wang Y.Z., Liu D., Wang Q., Zhou J. Z. Generalized solutions of transient thermal shock problem with bounded boundaries. *Meccanica*. 2016, vol. 52, no. 8, pp. 1935–1945.

- Othman M.I.A., Atwa S.Y., Elwan A.W. Effect of thermal loading due to laser pulse on 3-D problem of micropolar Thermoelastic solid with energy dissipation. *Mechanics and Mechanical Engineering*. 2017, vol. 21, no. 3, pp. 679–701.
- Liang W., Huang S., Tan W. S., Wang Y.Z. Asymptotic approach to transient thermal shock problem with variable material properties. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*. 2017, vol. 23, no. 5, pp. 586–592.
- **26.** Kant S., Mukhopadhyay S. Investigation of a problem of an elastic half space subjected to stochastic temperature distribution at the boundary. *Applied Mathematical Modelling*. 2017, vol. 46, no. 6, pp. 492–518.
- Babenkov M.B., Ivanova E.A. Analysis of the wave propagation processes in heat transfer problems of the hyperbolic type. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*. 2014, vol. 26, no. 4, pp. 483–502.
- Vovnenko N.V., Zimin B.A., Sud'enkov Yu.V. Experimental study of thermoelastic stresses in heat-conducting and non-heat-conducting solids under submicrosecond laser heating. *Technical Physics*. 2011, vol. 56, no. 6, pp. 803–808. (In Russ.).

- Zubko A.E., Samokhin A.A. On the nanosecond photoacoustic effect in absorbing condensed media. *Inzhenernaya fizika*. 2017, no. 7, pp. 69–72. (In Russ.).
- *Acknowledgements*. The work was performed with the partial financial support of the RFBR grant No. 16-48-420530.

Information about the authors:

V.D. Sarychev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (sarychev_vd@mail.ru)
B.B. Khaimzon, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics and Teaching Methods of Physics (khaimzon@yandex.ru)
S.A. Nevskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Science named after V.M. Finkel (nevskiy.sergei@yandex.ru)
A.V. II'yashchenko, Student (alexshool@mail.ru)
V.A. Grishunin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Transport and Logistics (Vladimir.grishunin@mail.ru)

Received November 8, 2017

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 333 – 334. © 2018. Никитин А.Г., Демина Е.И., Баженов И.А.

УДК 621.967.1:621.77

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЗКИ НА НОЖНИЦАХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ИЗОГНУТОЙ ПОЛОСЫ ПРОКАТА

Никитин А.Г.¹, д.т.н., профессор, директор института машиностроения

и транспорта (nikitin1601@yandex.ru)

Демина Е.И.¹, аспирант кафедры механики и машиностроения (jane_corresp@mail.ru) *Баженов И.А.*², к.т.н., доцент кафедры маркетинга (mta@kpost.ru)

¹Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42) ² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Проведенный теоретический сравнительный анализ резки прямой и предварительно изогнутой полосы проката показал энергоэффективность второго способа. Экспериментально подтверждено, что при резке предварительно изогнутой полосы проката в ножницах с параллельными ножами возникает сложное напряженное состояние, при этом снижается сила резания и, соответственно, энергоемкость процесса резания по сравнению с резанием прямой полосы.

Ключевые слова: ножницы, сила резания, энергоэффективность, предварительно изогнутая полоса, сложное напряженное состояние.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-333-334

Разделение металлопроката на мерные длины является весьма важной и ответственной задачей при проектировании нового и модернизации действующего технологического оборудования в современном прокатном производстве. С учетом того, что операции поперечного разделения являются заключительными в технологической цепи производства и выполняются над товарным продуктом, к качеству и энергоэффективности процесса резки предъявляются особые требования [1-4].

Для поперечной резки проката на станах применяют ножницы с параллельными ножами. Допускаемые размеры поперечного сечения проката, разрезаемого на ножницах такого типа, определяются максимальной силой резания в холодном состоянии полосы, на которую рассчитаны ножницы. Этот процесс является весьма энергозатратным, поэтому в Сибирском государственном индустриальном университете разработана технология резки предварительно изогнутой полосы. Теоретически обосновано, что при таком способе резания сила при прочих равных условиях меньше из-за возникновения в полосе сложного напряженного состояния [5]. Например, при резке прямой полосы сечением 8×8 мм из стали 40 (для которой предел прочности при растяжении-сжатии $\sigma_{_B} = 568 \text{ M}\Pi a$, предел прочности про сдвиге $\tau_{\rm B} = 284 \, {\rm M} \bar{\Pi} a$, предел текучести при растяжении-сжатии $\sigma_{T} = 333 \text{ МПа} [6]$) сила резания составляет $P = \tau_F = 340.64 = 21,8$ кН (где F – площадь поперечного сечения полосы). При резке предварительно изогнутой до предела текучести материала полосы сила резания составляет

$$P \approx \sqrt{\tau_{\rm B}^2 - \frac{\sigma_{\rm T}^2}{4}} F = \sqrt{284^2 - \frac{333^2}{4}} \cdot 64 = 15,2 \text{ kH}.$$

Из расчета следует, что сила резания предварительно изогнутой полосы почти на 30 % меньше, чем сила резания прямой полосы.

Для проверки этих теоретических выводов спроектирована и изготовлена исследовательская установка, представляющая собой ножницы для резки полос с параллельными ножами (рис. 1), состоящая из рамы, электропривода с карданным валом, приводящим в движение в вертикальной плоскости через эксцентриковый



Рис. 1. Общий вид установки

Fig. 1. General view of the unit

вал верхний нож. Силу замеряли датчиками, закрепленными на верхнем ноже, сигнал с которых через усилитель и АЦП передавался на осциллограф.

Как видно из полученных осциллограмм (рис. 2), расхождение расчетных и экспериментальных значений составляет менее 10 %.

Выводы. Экспериментально подтверждено, что при резке предварительно изогнутой полосы проката в ножницах с параллельными ножами возникает сложное напряженное состояние, при этом снижается сила резания и, соответственно, энергоемкость процесса резания по сравнению с резанием прямой полосы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Degner W., Lutze H., Smejkal E. Spanende Formung. Berlin: VEB Verlag Technik, 1971. – 335 S.
- Kalpakjian S., Schmid S.R. Manufacturing Processes for Engineering Materials. 5th ed. New Jersey: Pearson Education, 2008. 1018 p.
- Ramamurti V., Sasikiran S., Kumar P. Vinod. Dynamic analysis of a guillotine shearing machine // Journal of Materials Processing Technology. 1997. Vol. 71. No. 2. P. 202 – 214.
- Каледина О.С., Лимарев А.С., Зотов С.В., Ярыгина О.С. Повышение эффективности производства сортового проката путем



Рис. 2. Осциллограммы сил резания прямой полосы (1) и предварительно изогнутой полосы (2)



рациональной резки металла // Калибровочное бюро. 2015. № 5. С. 14 – 19.

- Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Демина Е.И. Определение усилия резания на ножницах предварительно изогнутой полосы // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. № 5. С. 386, 387.
- Краткий справочник металлиста / Под общ. ред. П.Н. Орлова, Е.А. Скороходова. – М.: Машиностроение, 1986. – 960 с.

Поступила 4 декабря 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 4, pp. 333-334.

EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF PRE-CURVED STRIPE CUTTING BY SCISSORS

A.G. Nikitin¹, E.I. Demina¹, I.A. Bazhenov²

 ¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia
 ²Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

- *Abstract*. Theoretical comparative analysis of cutting of straight and precurved strip of rolled metal has shown energy efficiency of the second method. It has been experimentally proved that during cutting of precurved strip of rolled metal in scissors with parallel knives, complex stressed state arises, while cutting force and correspondingly energy consumption of cutting process reduces as compared to cutting of straight strip.
- *Keywords*: scissors, cutting force, energy efficiency, pre-curved strip, complex stress state.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-4-333-334

REFERENCES

- 1. Degner W., Lutze H., Smejkal E. *Spanende Formung*. Berlin: VEB Verlag Technik, 1971, 335 S. (In Germ.).
- Kalpakjian S., Schmid S.R. *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. 5th ed. New Jersey: Pearson Education, 2008, 1018 p.

- Ramamurti V., Sasikiran S., Kumar P. Vinod. Dynamic analysis of a guillotine shearing machine. *Journal of Materials Processing Tech*nology. 1997, vol. 71, no. 2, pp. 202–214.
- Kaledina O.S., Limarev A.S., Zotov S.V., Yarygina O.S. Increasing efficiency of production of long products by rational cutting of metal. *Kalibrovochnoe byuro*. 2015, no. 5, pp. 14–19. (In Russ.).
- Nikitin A.G., Epifantsev Yu.A., Demina E.I. The determination of cutting force on the scissors at pre-curved strip cutting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2015, no. 5, pp. 386–387. (In Russ.).
- Kratkii spravochnik metallista [Metalworker's brief reference]. Orlov P.N., Skorokhodov E.A. eds. Moscow: Mashinostroenie, 1986, 960 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.G. Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of Institute of Machine Engineering and Transportation, Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering (nikitin1601@yandex.ru) E I. Demina, Senior Lecturer of the Chair of Mechanics and Mechani-

cal Engineering (jane_corresp@mail.ru)

I.A. Bazhenov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Marketing (mta@kpost.ru)

Received December 4, 2017

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Бащенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Олендаренко Н.П., ведущий редактор

Неунывахина Д.Т., ведущий редактор

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 23.04.2018. Формат 60×90 ¼, Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,75. Заказ 6951. 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

SYNTHESIS OF FINELY DISPERSED VANADIUM CARBIDE (VC0.88) USING NANOFIBROUS CARBON

LOAD AND STRAIN STATUS OF CCM BACKUPS AND STRIPE DEFORMATION AT PRODUCTION OF STEEL SHEETS FOR WELDED PIPES. REPORT 1

INVESTIGATION AND DEVELOPMENT OF WELDING FLUXES WITH THE USE OF LADLE ELECTRIC-FURNACE SLAG AND BARIUM-STRONTIUM MODIFIER FOR ROLLS SURFACING

INVESTIGATION OF VISCOSITY OF LIQUID WELDING SLAGS AND MELTS OF ELECTRODE COATINGS

MODELING OF METALIZED PELLETS FIRING WITH THE ACCOUNT OF PHYSICO-CHEMICAL TRANSFORMATIONS IN THEM

CHANGE OF THE STRUCTURE OF A HEAT-RESISTANT ALLOY DOPED BY RHENIUM AND LANTHANUM DEPENDING ON THERMAL PROCESSING

STUDY OF THE STRUCTURE OF BIMETAL "CONSTRUCTION CARBON STEEL - STAINLESS STEEL"

INFLUENCE OF HIGH-CARBON STEEL BILLET MOVEMENT SPEED IN PATENTENING UNIT ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES FORMATION

GRADIENT STRUCTURE OF THE LAYER FACED ON HARDOX 450 STEEL WITH FE-C-CR-NB-W POWDER WIRE AND MODIFIED BY ELECTRON BEAM PROCESSING

CALENDAR PLANNING OF IT-SERVICES OF THE ENTERPRISE'S ERP-PROJECT

MATHEMATICAL MODELS OF MECHANISMS FOR ROLLED PRODUCTS ACCELERATED COOLING

EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF PRE-CURVED STRIPE CUTTING BY SCISSORS