ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 62 Номер 10 2019



• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАПОЛНЕНИЯ МЕТАЛЛОМ кристаллизатора с отражателем УНРС

Исследование процесса получения трехслойных стальных БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛОС НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ и деформации. Сообщение 2

• РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Минеральный состав отвальных доменных шлаков

• МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Влияние электролитно-плазменной нитроцементации на структурно-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛЕЙ ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОГО КЛАССА



IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY Vol. 62 No. 10 2019 Web: fermet.misis.ru



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ № 10, 2019 Издается с января 1958 г. ежемесячю Том 62

BBEC113[9[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:

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. (Национальный исследовательский

технологический университет «МИСиС», г. Москва) ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Металлургические технологии» (Институт метал-

лургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

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

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

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

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный иниверситет. г. Тила)

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»

Сибирский государственный индустриальный университет

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.: (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» индексируется в международной базе данных Scopus.

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



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

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. Екатеринбург)

СОЛОДОВ С.В., редактор раздела

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

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

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

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)



VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

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

Deputy Editor-in-Chief: PROTOPOPOV E.V. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

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

Editorial Board:

G.V. ASHIKHMIN (ISC "Institute University, Magnitogorsk) 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)

N.P. ALESHIN (Russian Akademy of Sciences, 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)

M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and 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, Germanu) 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)

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

M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel) V.I. ZOLOTUKHIN (Tula State University, Tula)

Materials Science of RAS, Moscow)

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.: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27 E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru

MISIS 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.

The journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is indexed in Scopus.

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. 2019. Том 62. № 10

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Гуляков В.С. Физические свойства шлаков системы CaO-SiO₂-B₂O₃, содержащей 15 % Al₂O₃ и 8 % MgO 769

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

НАУКА ПРОИЗВОДСТВУ

- **Чуманов И.В., Козлов А.В., Матвеева М.А.** Формоизменение труб при последовательном создании напряжений на внутренней поверхности и внешних термомеханических воздействиях 816

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2019. Vol. 62. No. 10

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- A.A. Babenko, R.R. Shartdinov, A.G. Upolovnikova, A.N. Smetannikov, V.S. Gulyakov Physical properties of slags of CaO--SiO₂-B₂O₃ system containing 15 % of Al₂O₃ and 8 % of MgO ... 769

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

MATERIAL SCIENCE

N.A.	Popova,	E.L.	Nikonenko,	A.V.	Nikonenko,	V.E.	Gromov,	
	O.A. Per	egudo	v Influence of	f elect	rolytic plasma	a carb	onitriding	
	on structu	ıral ph	ase state of fe	rritic-p	pearlitic steels			782

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

M.D. Kazyaev, D.M. Kazyaev, E.V. Kiselev, A.M. Vokhmyakov, D.I.	
Spitchenko Thermal work of chamber furnace for heating for	
hardening of thin steel sheet	803

SCIENCE APPLICATION

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 747 – 755. © 2019. Одиноков В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А.

УДК 519.677

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАПОЛНЕНИЯ МЕТАЛЛОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРА С ОТРАЖАТЕЛЕМ УНРС^{*}

Одиноков В.И.¹, д.т.н., профессор, профессор-консультант кафедры «Машиностроение и металлургия» (79122718858@yandex.ru) Евстигнеев А.И.^{1,2}, д.т.н., профессор, проректор по науке и инновационной работе (diss@knastu.ru) Дмитриев Э.А.¹, д.т.н., доцент, ректор (rector@knastu.ru)

> ¹ Комсомольский-на-Амуре государственный университет (681013, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27) ² Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (681005, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, ул. Металлургов, 1)

Аннотация. Течение жидкого расплава в кристаллизаторе установки непрерывной разливки стали (УНРС) до сих пор является малоизученным процессом. Настоящая работа является продолжением работ, в которых с использованием уравнений гидродинамики и математической физики, апробированного численного метода показана возможность теоретического исследования кинетики движения и тепловых потоков жидкого металла в кристаллизаторе при его разливке традиционным способом. С использованием известной методики расчета можно рассчитать потоки движений жидкого металла и их температуры в кристаллизаторе и при других способах подвода металла, включая предлагаемый, и сравнить полученные результаты. Поставлена и решена трехмерная задача определения полей скоростей и температур в металле, подводимом в кристаллизатор УНРС из погружного стакана на отражатель круглого поперечного сечения. При этом используется методика расчета: система определяющих уравнений, численный метод, численная схема, алгоритм решения задачи. В расчетах пренебрегали нарастающей на гранях кристаллизатора корочкой затвердевшего металла. Для объективного анализа результатов решения задачи по традиционному и предложенному способам взяты одни и те же теоретические (скорость вытягивания из кристаллизатора) и геометрические параметры кристаллизатора прямоугольного сечения. По описанному в настоящей работе альтернативному способу подвода жидкого металла в кристаллизатор прямоугольного сечения. По описанному в настоящей работе альтернативному способу подвода жидкого металла в кристаллизатора прямоугольного сечения. По описанному в 2018108974/02(013808)) и получено положительное решение задачи, а именно, схемы потоков жидкого металла и их температуры по различным сечениям кристаллизатора.

Ключевые слова: численное моделирование, кристаллизатор, отражатель, потоки расплава, скорость течения, температура расплава.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-747-755

Введение

Изучение процесса разливки металла в установке непрерывной разливки стали (УНРС) проводилось в многочисленных экспериментальных работах как отечественных, так и зарубежных исследователей [1-4]. Получение качественной структуры заготовки при непрерывной разливке металла во многом связано со способом его подачи в кристаллизатор установки непрерывной разливки стали [5-7]. При традиционном способе [8] металл из промежуточного ковша поступает в кристаллизатор через окна глуходонного погружного стакана, расположенные друг относительно друга под углом 180°. С целью создания условий для более равномерного омывания жидким металлом стенок кристаллизатора и получения однородной структуры по периметру заготовки предложен ряд новых способов выхода жидкого металла в кристаллизатор из погружного стакана: различные наклоны окон [9], эксцентричное расположение окон [9, 10], установка нескольких погружных стаканов, электромагнитное перемешивание жидкого металла в кристаллизаторе [11, 12] и др.

Известны разные математические модели, в которых учитывается влияние перемешивания расплава на скорость охлаждения стали без рассмотрения уравнений движения жидкости.

В работе [13] Кохн рассматривает жидкость, образованную из двух сред. Предполагается, что в первой среде теплообмен осуществляется только за счет теплопроводности. Вторая среда соответствует зоне равноосной кристаллизации и под влиянием конвекции в ней предполагается равномерное распределение температур в каждый момент времени. Недостаток этой модели состоит в том, что в первой среде перед затвердеванием также существует конвективное движение жидкости, которое в модели не учитывается.

Е. Мизикар [14] разработал модель передачи тепла в жидкости теплопроводностью, но с учетом конвек-

^{*} Обработку численных результатов выполнил к.т.н. А.И. Горнаков.

тивного движения. Согласно этой модели жидкость с конвективным движением имеет в девять раз большую теплопроводность, чем жидкость без конвективного движения. Недостатком модели является то, что конвективное движение в ней учитывается с помощью постоянного коэффициента.

Сцекели и Станеком [15] разработана модель, в которой учитывается в первую очередь конвекция, создаваемая разливочной струей. Эта модель представляет интерес с точки зрения запаздывания кристаллизации в зависимости от температуры стали при разливке. В модели принимается, что температура жидкости равна температуре расплава, находящегося на несколько сантиметров ниже мениска. Последнее делает модель менее интересной.

З.К. Кабаковым с соавторами [16] и В.В. Соболевым [17] разработаны модели затвердевания слитков, имеющие одно уравнение теплопроводности и соответствующие граничные условия, в которых процесс перемешивания учитывается при помощи эффективного коэффициента теплопроводности. Перемешивание расплава при числах Рейнольдса $10^4 - 10^6$ приводит к тому, что эффективный коэффициент переноса тепла в 10 - 100 раз больше, чем в случае, когда металл не движется [16]. Эта модель также имеет недостаток: конвекция в ней учитывается с помощью постоянного коэффициента, имеющего мало отношения к действительному конвективному движению жидкой стали.

Для определения эффективного коэффициента теплопроводности З.К. Кабаковым [16] были использованы результаты экспериментальных исследований турбулентного переноса тепла, полученные при решении задачи определения скорости движения металла при термогравитационной конвекции в незатвердевшей части слитка. Полученную модель применили для изучения затвердевания плоского стального слитка толщиной 0,2 м при различной интенсивности перемешивания жидкой фазы. Результаты моделирования показали, что в условиях перемешивания движение границы выливаемости и солидуса сначала замедляется, потом отмечается ускорение затвердевания. Продолжительность затвердевания слитка в целом сокращается, однако увеличивается время пребывания осевой зоны в двухфазном состоянии. При определенном значении скорости перемешивания длительность затвердевания перестает уменьшаться. В работе отмечается разогрев поверхности слитка при перемешивании жидкой фазы.

В работе [18] Ю.А. Калугиным и С.В. Сорокиным выполнено исследование теплообменных характеристик в рабочей стенке кристаллизатора при различных расходах охлаждающей воды через каналы в стенке. Показано, что температура рабочих стенок при постоянной скорости вытягивания и неизменном положении мениска металла изменяется с частотой качания кристаллизатора. Для исследования интенсивности теплообмена в различных точках поверхности стенок решена обратная задача теплопроводности. Установлено, что наиболее интенсивно процесс теплоотдачи от поверхности канала к воде происходит при изменении угла по окружности канала от 0 до 80 – 90°. С увеличением плотности теплового потока этот диапазон уменьшается.

С целью совершенствования рабочих режимов машин непрерывного литья заготовок проведен теплотехнический анализ условий формирования слитка [19]. Авторы отмечают, что для получения максимальной производительности установки нужно иметь максимальную скорость разливки металла. По их мнению, такой скоростьюй режим может быть достигнут за счет интенсификации охлаждения слитка на всем протяжении зоны вторичного охлаждения, так как вблизи кристаллизатора эффективного воздействия на скорость охлаждения и кристаллизации получить не удается.

По результатам измерений расхода и нагрева воды, проходящей через каналы рабочих стенок, а также температуры медных стенок В.М. Нисковских [20] определены значения теплоотвода в кристаллизаторе. При разливке стали со скоростью 0,5 – 0,6 м/мин тепловые потоки около мениска металла достигали 1860 – 2093 кВт/м², на расстоянии 220 и 750 мм от верха кристаллизатора – 1279 – 1395 и 407 – 523 кВт/м² соответственно. В результате средний по кристаллизатору тепловой поток составляет 930 кВт/м². С увеличением скорости разливки тепловой поток возрастает. В работе указывается на асимметрию кристаллического строения слитка, полученного на криволинейной установке непрерывной разливки стали.

Из обзора рассмотренных и других работ следует, что в настоящее время накоплен значительный материал по вопросам моделирования гидродинамики и теплообмена в кристаллизаторе установки непрерывной разливки стали.

Известные математические модели, описывающие процесс заполнения кристаллизатора жидким металлом, содержат грубые допущения.

Построение аналитических решений для течения расплава в общем случае является чрезвычайно сложной математической задачей. Тем не менее, для некоторых частных случаев точные решения найдены. Такие аналитические решения, как правило, служат средством проверки результатов численных методов решения. Основу применяемой в работе математической модели составляют уравнения Навье-Стокса. Детальный обзор точных решений уравнений Навье-Стокса приведен в монографии [21], где рассмотрены решения в стационарном и нестационарном случаях для осесимметричных течений и течений в каналах, ограниченных плоскостями.

Среди наиболее часто применяемых методов численного решения уравнений механики сплошных сред можно выделить следующие: метод конечных разностей, метод конечных объемов, метод конечных элементов. Однако их применение для несжимаемых сред связано с рядом трудностей и ограничений. Известна широко распространенная схема заливки металла в кристаллизатор, включающая промежуточный ковш, кристаллизатор с различными геометрическими параметрами граней и глуходонного погружного разливочного стакана с двумя выходными отверстиями, расположенными вниз или вверх к горизонту, оси которых проходят через центр стакана.

Недостатком этой схемы является то, что использование такого разливочного стакана не обеспечивает необходимого равномерного перемешивания расплава в горизонтальной плоскости кристаллизатора, что приводит к получению различной в горизонтальном сечении структуры кристаллизующегося металла. Это затрудняет при дальнейшем переделе (прокатке) получение однородной качественной металлопродукции. Кроме того, такая форма погружного стакана требует его частой замены (выходные окна размываются и могут вызывать отрыв дна стакана).

Повышение надежности и эффективности работы такого стакана может быть достигнуто при подаче жидкого металла из стакана на отражатель.

Вследствие того, что струя жидкого металла из прямоточного погружного стакана попадает на отражатель круглого поперечного сечения, то эта струя отражается равномерно во все стороны, а значит, равномерно омывает в горизонтальном сечении всю внутреннюю поверхность кристаллизатора круглого или квадратного поперечного сечения. Такая схема заполнения кристаллизатора, состоящая из прямоточного погружного стакана и отражателя, гораздо проще и дешевле, чем изготовление глуходонного погружного стакана с выходными окнами. При этом обеспечивается равномерная по периметру в горизонтальной плоскости подача металла в кристаллизатор УНРС, что способствует получению однородной в горизонтальной плоскости структуры закристаллизовавшегося металла при получении круглой или квадратной непрерывной заготовки.

В настоящей работе математическая модель построена по предложенному авторами способу разливки (рис. 1).

Суть метода заключается в следующем: жидкий металл из ковша *1* через погружной прямоточный стакан *2* падает на отражатель *3* круглого поперечного сечения и разливается в стороны в горизонтальном направлении на стенки кристаллизатора *4*. От напора жидкого металла отражатель *3* удерживается кронштейнами *5*.

Для построения численной схемы и алгоритма решения системы дифференциальных уравнений использован численный метод, предложенный профессором В.И. Одиноковым и основанный на конечно-разностном представлении исходной системы уравнений. Отличие от метода конечных разностей заключается в том, что расчетная область разбивается на элементы ортогональной формы, конечно-разностные соотношения записываются в среднем для элементов, а не узлов сетки. К достоинствам рассматриваемого метода следует



Рис. 1. Схема разливки жидкого металла в установке непрерывной разливки стали с использованием отражателя круглого поперечного сечения:

1 – промежуточный ковш; 2 – погружной стакан; 3 – отражатель;
 4 – кристаллизатор; 5 – кронштейн

Fig. 1. Scheme of liquid metal casting in CCM using reflector of circular cross-section: *l* – tundish; 2 – submerged entry nozzle; 3 – deflector; 4 – mold; 5 – support

отнести относительную простоту реализации на ЭВМ, простоту задания граничных условий, а к недостаткам – возможность расчета только для областей, геометрия которых описывается системой ортогональных поверхностей. Такой метод широко применяется при решении разнообразных задач механики сплошных сред.

Постановка задачи

Для упрощения решения задачи принимается, что погружной стакан и отражатель имеют квадратное поперечное сечение, нарастающей корочкой металла можно пренебречь. Формализованная расчетная схема процесса с учетом осевых симметрий представлена на рис. 2.

Процесс стационарный. Среду (жидкий металл) будем считать несжимаемой. Исходя из сформулированных допущений, запишем систему дифференциальных уравнений в декартовой системе координат.

Для несжимаемой жидкости ($\rho = \text{const}$) и стационарного течения $\left(\frac{\partial v_i}{\partial \tau} = 0\right)$ имеем следующую систему уравнений гидродинамики:

- закон сохранения количества движения

$$F_i^* - \frac{\partial \rho}{\partial x_i} + \mu \nabla^2 v_i = I_i^*; \ F_2^* = F_3^* = 0;$$
$$I_i^* = \rho \frac{\partial v_i}{\partial \tau}; \ \frac{\partial v_i}{\partial \tau} = v_k \frac{\partial v_i}{\partial x_k};$$
(1)

$$\nabla^2 v_i = \frac{\partial^2 v_i}{dx_1^2} + \frac{\partial^2 v_i}{dx_2^2} + \frac{\partial^2 v_i}{dx_3^2}; \ i, \ k = 1, \ 2, \ 3;$$



Рис. 2. Формализованная расчетная схема задачи заполнения металлом кристаллизатора

Fig. 2. Formalized calculation scheme of filling the mold with metal

- уравнение несжимаемости

$$v_{i,i} = 0; i = 1, 2, 3;$$
 (2)

 уравнение теплопроводности (с учетом массопереноса и стационарности)

$$\frac{d\theta}{d\tau} = a\nabla^2\theta; \ \frac{d\theta}{d\tau} = v_i \frac{\partial\theta}{\partial x_i}; \ i = 1, 2, 3;$$
(3)

здесь p – давление в данной точке ($p = -\sigma$); σ – гидростатическое напряжение; μ – коэффициент вязкости ($\Gamma \cdot c/cm^2$); v_i – проекции скоростей перемещений по координатным осям x_i (i = 1, 2, 3); ρ – плотность жидкого металла; F_i^* – проекция удельной объемной силы на координатные оси x_i (i = 1, 2, 3); τ – время; ∇^2 – оператор Лапласа; θ – температура; $a = \lambda/(c\gamma)$ – коэффициент температуропроводности; λ – коэффициент теплопроводности; c – удельная теплоемкость; γ – плотность. Все величины принимаются постоянными (константами).

Уравнения (1), (2) описывают течение ньютоновской вязкой несжимаемой жидкости, для которой справедливы уравнения

$$\sigma_{ij,j} + F_i^* = I_j^*; \ I_j^* = \rho\left(\dot{v}_i + v_k \frac{\partial v_i}{\partial x_k}\right), \ i, j = 1, \ 2, \ 3; \quad (4)$$

$$\sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} = 2\mu \xi_{ij}; \ \xi_{ij} = \frac{1}{2} \left(v_{i,j} + v_{j,i} \right); \ i, j = 1, 2, 3; \ (5)$$

$$v_{i,i} = 0; i = 1, 2, 3;$$
 (6)

здесь σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; ξ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформаций; δ_{ij} – символ Кронекера.

Для стационарного процесса

$$\dot{v}_i = \frac{\partial v_i}{\partial \tau} = 0.$$

Граничные условия задачи (рис. 2): – в плоскости симметрии x_1, x_2 :

$$\left(\sigma_{31} = \sigma_{32}\right)\Big|_{S_9} = 0; \ v_3\Big|_{S_9} = 0;$$
 (7)

- в плоскости симметрии x_1, x_3 :

$$(\sigma_{21} = \sigma_{23})|_{S_6} = 0; v_2|_{S_6} = 0;$$
 (8)

$$\begin{aligned} \sigma_{11} \Big|_{S_2} &= -p_1; \ \left(\sigma_{12} = \sigma_{13}\right) \Big|_{S_i} = 0; \ i = 1 \div 3; \\ \left(\sigma_{21} = \sigma_{23}\right) \Big|_{S_i} = 0; \ i = 5, 7, 8; \\ \left(\sigma_{31} = \sigma_{32}\right) \Big|_{S_i} = 0; \ i = 10, 11; \end{aligned}$$
(9)

$$\begin{aligned} v_{1}|_{S_{1}} &= v_{u}; \ v_{1}|_{S_{3}} = 0; \ v_{2}|_{S_{7}} = 0; \ v_{2}|_{S_{8}} = v_{2}^{*}; \ v_{3}|_{S_{11}} = v_{3}^{*}; \ (10) \\ \theta|_{S_{i}} &= \theta_{i}^{*}; \ i = 1, 2, 3, 5, 8, 11; \\ q|_{S_{i}} &= 0; \ i = 6, 9; \ q|_{S_{i}} = q_{i}^{*}; \ i = 7, 10; \end{aligned}$$

здесь v_u – скорость вытягивания слитка (рис. 2); v_i^* , i = 2, 3 – скорость выхода металла с диска-отражателя; θ_i^* – заданные функции распределения температуры металла на поверхностях S_i ; $q_i^* = 1, 2$ – заданные по экспериментальным данным тепловые потоки через поверхности S_7, S_{10} .

Решение

Решение системы уравнений (4) – (6) и уравнения (3) с учетом граничных условий (7) – (11) осуществлено известным численным методом в соответствии с численной схемой и алгоритмом, описанным в работах [8, 10]. При решении задачи использована авторская программа «Одиссей».

ЧИСЛЕННАЯ СХЕМА РЕШЕНИЯ УРАВНЕНИЙ ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛА

Расчетная область разбивается на ортогональные элементы конечных размеров. Для каждого элемента записывается в разностном виде система (4) – (6), которая решается по разработанному алгоритму с учетом граничных условий (7) – (10). В результате решения получаем поля напряжений σ_{ij} и скоростей перемещений v_i по граням каждого элемента.

ЧИСЛЕННАЯ СХЕМА РЕШЕНИЯ УРАВНЕНИЙ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ

Для решения уравнения (3) с учетом граничных условий (11) использовали численный метод. Исследуемая область разбивается на элементы ортогональной

(13)

формы, для каждого элемента записывается тепловой баланс через входящие и выходящие из элемента потоки тепла. В результате получается система уравнений по каждому элементу.

В работе доказывается, что полученные уравнения справедливы для любой ортогональной системы координат, рассматривается процесс численной реализации решения при заданных граничных условиях, строится итерационная процедура (прогонка), доказывается ее сходимость. Следуя методике работы, уравнение теплопроводности (3) по элементу (рис. 3) для стационарного случая с учетом массопереноса без внутренних источников тепла будет иметь вид

$$\sum_{i=1}^{3} t_{i2}(\theta_{i}^{+} - \theta_{k}) - \sum_{i=1}^{3} t_{i1}(\theta_{k} - \theta_{i}^{-}) =$$

=
$$\sum_{i=1}^{3} t_{i}(\theta_{k} - \theta_{i}^{-}) + \sum_{i=1}^{3} a_{i}(\theta_{i}^{-} - \theta_{k}); \qquad (12)$$

$$\begin{split} t_{12} &= \frac{2F_1^2 A}{S_{21} + S_{21}^+}; \ t_{11} = \frac{2F_1 A}{S_{21} + S_{21}^-}; \\ t_1 &= \frac{2v_1^*}{S_{21} + S_{21}^-}; \ a_1 = \frac{2v_1^*}{S_{21} + S_{21}^+}; \\ t_{22} &= \frac{2F_2^2 A}{S_{12} + S_{12}^+}; \ t_{21} = \frac{2F_2 A}{S_{12} + S_{12}^-}; \\ t_2 &= \frac{2v_2^*}{S_{12} + S_{12}^-}; \ a_2 &= \frac{2v_2^*}{S_{12} + S_{12}^+}; \\ t_{32} &= \frac{2F_3^2 A}{S_{23} + S_{23}^+}; \ t_{31} = \frac{2F_3 A}{S_{23} + S_{23}^-}; \\ t_3 &= \frac{2v_3^*}{S_{23} + S_{23}^-}; \ a_3 &= \frac{2v_3^*}{S_{23} + S_{23}^+}; \\ d &= \frac{\lambda}{c\gamma V_k}; \ F_i^{\ j} &= S_{ik}^{\ j} S_{ip}^{\ j}; \ i \neq k \neq p; \\ i, k, p = 1, 2, 3; \ V_k &= \frac{S_{12}S_{13}S_{21}}{16}; \end{split}$$

здесь λ , *с* и γ – коэффициент теплопроводности, теплоемкость и плотность металла; θ_k – средняя температура в *k*-ом элементе; θ_i^- , θ_i^+ – средняя температура в элементе, следующим за элементом *k* соответственно в отрицательную и положительную сторону по координате x_i : $S_{ij}^- = S_{ij}^{1-} + S_{ij}^{2-}$; $S_{ij}^+ = S_{ij}^{1+} + S_{ij}^{2+}$ – значения дуг S_{ij} по элементам, граничащим с элементом *k* с соответствующей стороны; v_i^x – средние по элементу проекции скорости перемещений по координатным осям x_i (*i* = 1, 2, 3).

Уравнение (12) записано только для внутренних элементов, не принадлежащих к границе области. Для граничных элементов температура определяется граничными условиями (11). На плоскостях симметрии (поверхности S_6 , S_9 (рис. 2)) имеем:

- поверхность $S_6: (q_{2|S_6} = 0) \Longrightarrow (\theta_k - \theta_2^-) = 0;$

- поверхность
$$S_9: (q_{3|S_9} = 0) \Longrightarrow (\theta_k - \theta_3) = 0$$



Fig. 3. View of the division range element

Из уравнения (12) следует уравнение для элементов, примыкающих к поверхности S₆:

$$\sum_{i=1}^{3} t_{i2}(\theta_{i}^{+} - \theta_{k}) - \sum_{i=1,3} t_{i1}(\theta_{k} - \theta_{i}^{-}) =$$

$$= \sum_{i=1,3} t_{i1}(\theta_{k} - \theta_{i}^{-}) + \sum_{i=1}^{3} a_{i}(\theta_{i}^{+} - \theta_{k}).$$
(14)

Для элементов, примыкающих к поверхности S₉, справедливо уравнение:

$$\sum_{i=1}^{3} t_{i2}(\theta_{i}^{+} - \theta_{k}) - \sum_{i=1,2} t_{i1}(\theta_{k} - \theta_{i}^{-}) =$$
$$= \sum_{i=1}^{2} t_{i}(\theta_{k} - \theta_{i}^{-}) + \sum_{i=1}^{3} a_{i}(\theta_{i}^{+} - \theta_{k}).$$
(15)

Уравнения (12), (14) и (15) линейные, решая их с учетом граничных условий (11), получим значения θ_k , k = 1, ..., m (где m – количество элементов).

Алгоритм решения

Исследуемая область течения разбивается на элементы ортогональной формы; рассчитывается матрица длин дуг элементов.

По разработанной программе численно решается система уравнений (4) – (6) с учетом граничных условий (7) – (10).

Численно решается система уравнений теплопроводности (12), (14) и (15) с учетом граничных условий (11) при найденных значениях v_i^* , i = 1, 2, 3.

Результаты

Для сравнения кинетики течения металла в кристаллизаторе его габаритные размеры задавали такими же, как и в работах [8, 10]: H = 100 см; B = 12,5 см;

l = 100 см; b = 7,5 см; h = 30 см; $\delta_h = 2$ см; $v_u = 1$ м/мин = 1,66 см/с.

Скорости v_2^* , v_3^* определяли из равенства секундных объемов; $v_2^* = v_3^* = v^*$:

$$Blv_u = 2b\delta_h v^*; v^* = \frac{Blv_u}{2b\delta_h}.$$

Тепловые потоки $q_i^* = 1, 2$ по стенкам кристаллизатора определяли по методике, приведенной в работе [9]:

$$q_i^* = 2,5(v)^{0,8}, i = 1, 2,$$

где q_i^* – тепловой поток, МВт/м²; v – скорость омывания стенки кристаллизатора, м/с.

При условии $q_i^* = -\lambda \left(\frac{\partial \theta}{\partial n}\right)_i$ получаем



Рис. 4. Поле скоростей в сечении $S_9(a)$ и зависимость длины вектора от скорости потока (δ)

Fig. 4. Velocity field in the cross section $S_9(a)$ and dependence of vector length on flow velocity (δ)

$$\left(\Theta_{n}^{\beta}\right)_{i}=\left(\Theta_{n}^{k}\right)_{i}-\frac{\delta^{*}}{\lambda}q_{i}^{*},\ i=1,\ 2,$$

где θ_n^{β} – температура элемента, примыкающего к поверхности (*n*); θ_n^k – температура внутреннего элемента, находящегося по нормали сразу же за поверхностными β ; δ^* – расстояние от центра тяжести элемента β до центра тяжести элемента *k*.

Температуру истекания жидкой стали с отражателя (S_{11}) (рис. 2) принимали $\theta^*|_{S_5} = 1600$ °C. Температуры на поверхностях стакана (рис. 2) S_i , i = 3, 8, 11 принимали по экспериментальным данным $\theta^*|_{S_5} = 1550$ °C, i = 3, 8, 11. На поверхности S_2 (рис. 2) находится жидкая шлаковая «рубашка», температура которой $\theta^*|_{S} = 1550$ °C.

Некоторые результаты решения представлены на рис. 4 – 6 (масштаб векторов одинаков).

На рис. 4 приведено поле скоростей в плоскости симметрии $x_1 - x_2$. По сравнению с традиционным способом разливки, продемонстрированным в работах [8], наблюдается более «мягкое» (по скоростям течения) омывание вертикальной стенки кристаллизатора. Это и понятно: скорость выхода металла из выходного окна в работах [8] составляет 163 см/с, в рассматриваемом в настоящей работе способе разливки – 70 см/с. Вихрь (рис. 4) располагается ближе к поверхности вертикальной стенки кристаллизатора S_7 . При традиционном выпуске металла вихрь располагается ближе к центру [8].

На рис. 5 показано поле скоростей и температур в горизонтальном сечении на уровне истекающих струй, на рис. 6 – поле скоростей в плоскости симметрии $x_1 - x_3$ (поверхность S_6 (рис. 2)). Виден вихрь в вертикальной плоскости ближе к поверхности S_{10} в верхней ее части. Также, как и в сечении S_9 (рис. 2), наблюдается «мягкое» омывание жидким металлом поверхности S_{10} .

Дискуссия

Результаты решения задачи показывают, что предложенный способ подачи жидкого металла в кристаллизатор прямоугольного сечения имеет преимущества перед традиционным способом. Омывание жидким



Рис. 5. Поле скоростей и температур в горизонтальном сечении на уровне истекающих струй

Fig. 5. Field of velocities and temperatures in a horizontal section at the level of flowing out metal jets



Рис. 6. Поле скоростей в сечении симметрии $x_1 - x_3$

Fig. 6. Velocity field in the symmetry section $x_1 - x_3$

металлом стенок кристаллизатора протекает более равномерно, о чем свидетельствуют представленные потоки металла (рис. 5, 6) в сравнении с потоками, рассчитанными по традиционной методике и описанными в работах [8].

Следовательно, предположенная схема заполнения кристаллизатора жидким металлом более предпочтительна, чем при традиционном способе вследствие более «мягкого» омывания жидким металлом вертикальных стенок кристаллизатора. Соответственно, структура вытягиваемого слитка должна быть более однородной, чем при использовании традиционного способа.

Выводы

Продемонстрирована эффективность применения используемого численного метода к решению задач

гидродинамики. Показана возможность расчета вихревых потоков на примере подвода жидкого металла в кристаллизатор УНРС. Рассмотрен новый способ заполнения кристаллизатора жидким металлом через прямоточный погружной стакан и отражатель, позволяющий более равномерно (мягко) подводить жидкий металл к стенкам кристаллизатора. Построена математическая модель процесса заполнения жидким металлом кристаллизатора с отражателем, позволяющая определять поле скоростей и температур металла в зоне кристаллизатора в зависимости от объема металла, вытекающего из погружного стакана на отражатель.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Eastman C.M., Glaws P.C. Steel quality improvements with vertical continuous casting at faircrest steel plant // ASTM Special Technical Publication. 2017. Vol. STP 1600. P. 1 22.
- 2. Ho K., Pehlke R. Modelling of steel solidification using the general finite difference method // Warrendale. 1986. Vol. 6. P. 853 866.
- Ozava M., Okano S., Matsuno J. Influence des contitions du jet de coulee sur la formation de la peau solidifiee eu lingotiere de brames de colee con-tinue // Tensu to Hagane. 1976. Vol. 62. No. 4. P. 86.
- Larreq M., Sagues C., Wanin M. Vodele mathematique de la solidification eu coulee continue tenant compte de la convection al'interface solide-liquide // Revue de metallurgie. 1978. Vol. 75. No. 6. P. 337 – 352.
- Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В., Смирнов А.П., Производство стали. Т. 4. Непрерывная разливка металла. – М.: Теплотехник, 2008. – 528 с.
- 6. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Металлургия, 1976. 552 с.
- Intern. Symposium on Electromagnetic Processing of Materials. October 25-28, 1994. – Nagoya, Japan: ISIJ, 1994. – 580 p.
- 8. Одиноков В.И., Дмитриев В.А., Евстигнеев А.И. Численное моделирование процесса заполнения металлом кристаллизатора УНРС // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 6. С. 493 499.
- Разработка нового способа разливки слябовых заготовок на МЛНЗ / В.В. Стулов, В.А. Матысик, Т.В. Новиков, С.В. Щербаков, И.В. Чистяков, А.П. Плотников. – Владивосток: Дальнаука, 2008. – 156 с.
- 10. Одиноков В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И. Математическое моделирование процесса течения металла в кристаллизаторе при его подаче из погружного стакана с эксцентричными отверстиями // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 8. С. 606 – 612.
- Dauby P., Kunstreich S. Application of micro-refrigerators as the active element on the crystallization of metall // ISS Tech. 2003. P. 491 – 504.
- **12.** Wolf M. Application of micro-refrigerators // Iron and Steel Intern. 1995. No. 9. P. 36 37.
- Kohn A., Morillon Y. Etnde mathematique de la solidification des lingots en acier midur // Revue de Metallurgie. 1966. Vol. 63. No. 10. P. 779 – 790.
- Mizikar E. Mathematical heat transfer model for solidification of con-tinuons cast steel slabs // Trans. of the Metallurgical Society of AIME. 1967. Vol. 239. No. 11. P. 1747.
- Szekely J., Stanek V. On heat transfer and liquid mixing in the continuous casting of steel // Metallurgical Transactions. 1970. Vol. 1. No. 1. P. 119 – 126.
- 16. Кабаков З.К., Килимник И.А., Самойлович Ю.А. Математическое моделирование тепловых процессов в затвердевающем слитке при перемешивании жидкой сердцевины // Изв. вуз. Черная металлургия. 1989. № 2. С. 115 119.

- Соболев В.В., Трефилов П.М. Оптимизация тепловых режимов затвердевания расплава. – Красноярск: изд. КГУ, 1986. – 152 с.
- Калугин Ю.А., Сорокин С.В. Исследование теплообмена в каналах охлаждения кристаллизатора МНЛЗ. – Вологда: изд. ВПИ, 1987. – 25 с.
- 19. Самойлович Ю.А., Седяко Д.Г., Малевич Ю.А. Определение оптимальных режимов охлаждения заготовок при непрерывном литье // Изв. вуз. Черная металлургия. 1989. № 8. С. 103 – 106.
- Нисковских В.М. Создание высокопроизводительных слябовых МНЛЗ / Автореферат дисс. ... канд. техн. наук: Свердловск, 1981. 18 с.
- Drazin P.G., Riley N. The Navier-Stokes equations: a classification of flows and exact solutions. London Mathematical Society Lecture Note Series. Vol. 334. – Cambridge University Press, 2006. – 206 p.

Поступила в редакцию 25 декабря .2018 г. После доработки 7 февраля 2019 г. Принята к публикации 5 марта 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 747-755.

NUMERICAL MODELLING OF METAL FILLING IN CCM MOLD COMPLETED WITH DEFLECTOR

V.I. Odinokov¹, A.I. Evstigneev^{1, 2}, E.A. Dmitriev¹

¹ Komsomolsk-on-Amur State University, Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory, Russia

² Institute of Metallurgy and Mechanical Engineering Far-Eastern Branch of RAS, Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory, Russia

- Abstract. Flow of molten metal to the mold of continuous casting machine (CCM) is an insufficiently studied process up to the present day. This paper is a continuation of author's works published in scientific serials last years. It shows the possibility of a theoretical research of motion kinetics and thermal flows of molten metal in the mold during traditional casting by using hydrodynamic theory and mathematical physics equations and a proven numerical approach. This familiar calculation methodology makes it possible to calculate flows of molten metal motions and their temperatures in the mold and to compare the obtained results with ones obtained during usage of other methods of metal pouring including proposed method. This paper describes and solves three-dimensional problem of determination of velocity and temperature fields in metal poured to CCM mold from the submerged nozzle to the round deflector. In addition, the calculation methodology described in previous works of the authors is used, namely, the constitutive equation system, numeric method, numerical scheme and algorithm for solving the problem. Hardened metal crust forming on the mold faces was not considered in this calculation. For the results objective analysis of the problem solving in two ways (traditional and proposed), the same theoretical (speed of pulling-out from crystallizer) and geometrical parameters of rectangular cross-section mold were taken. Application for an invention for the described alternative method of liquid metal supplying to rectangular mold was registered (No. 2018108974/02 (013808)). The article contains some results of numerical solution of the problem in particular schemes of molten metal flows and their temperatures over different sections of the mold.
- *Keywords*: numeric modeling, mold, deflector, melt flows, flow velocity, melt temperature.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-747-755

REFERENCES

- 1. Eastman C.M., Glaws P.C. Steel quality improvements with vertical continuous casting at faircrest steel plant. *ASTM Special Technical Publication*. 2017, vol. STP 1600, pp. 1–22.
- 2. Ho K., Pehlke R. Modelling of steel solidification using the general finite difference method. *Warrendale*. 1986, vol. 6, pp. 853–866.
- **3.** Ozava M., Okano S., Matsuno J. Influence des contitions du jet de coulee sur la formation de la peau solidifiee eu lingotiere de brames de colee continue. *Tensu to Hagane*. 1976, vol. 62, no. 4, pp. 86. (In Fr.).

- 4. Larreq M., Sagues C., Wanin M. Vodele mathematique de la solidification eu coulee continue tenant compte de la convection al'interface solide-liquide. *Revue de metallurgie*. 1978, vol. 75, no. 6, pp. 337–352. (In Fr.).
- Dyudkin D.A., Kisilenko V.V., Smirnov A.P. Proizvodstvo stali. T. 4. Nepreryvnaya razlivka metalla [Steel production. Vol. 4. Continuous metal casting]. Moscow: Teplotekhnik, 2008, 528 p. (In Russ.).
- 6. Efimov V.A. *Razlivka i kristallizatsiya stali* [Casting and crystallization of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 552 p. (In Russ.).
- 7. Intern. Symposium on Electromagnetic Processing of Materials. October 25-28, 1994. Nagoya, Japan: ISIJ, 1994, 580 p.
- Odinokov V.I., Dmitriev V.A., Evstigneev A.I. Numerical modeling of the process of filling the CCM mold with metal. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 6, pp. 493–499. (In Russ.).
- Stulov V.V., Matysik V.A., Novikov T.V., Shcherbakov S.V., Chistyakov I.V., Plotnikov A.P. *Razrabotka novogo sposoba razlivki slyabovykh zagotovok na MLNZ* [Development of a new method of casting slab blanks on CCM]. Vladivostok: Dal'nauka, 2008, 156 p. (In Russ.).
- Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I. Mathematical modeling of metal flow in crystallizer at its supply from submersible nozzle with eccentric holes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 8, pp. 606–612. (In Russ.).
- Dauby P., Kunstreich S. Application of micro-refrigerators as the active element on the crystallization of metall. *ISS Tech.* 2003, pp. 491–504.
- **12.** Wolf M. Application of micro-refrigerators. *Iron and Steel Intern*. 1995, no. 9, pp. 36–37.
- Kohn A., Morillon Y. Etnde mathematique de la solidification des lingots en acier midur. *Revue de Metallurgie*. 1966, vol. 63, no. 10, pp. 779–790. (In Fr.).
- 14. Mizikar E. Mathematical heat transfer model for solidification of con- tinuons cast steel slabs. *Trans. of the Metallurgical Society of AIME*. 1967, vol. 239, no. 11, pp. 1747.
- **15.** Szekely J., Stanek V. On heat transfer and liquid mixing in the continuous casting of steel. *Metallurgical Transactions*. 1970, vol. 1, no. 1, pp. 119–126.
- Kabakov Z.K., Kilimnik I.A., Samoilovich Yu.A. Mathematical modeling of thermal processes in hardening ingot with mixing of the liquid core. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1989, no. 2, pp. 115–119. (In Russ.).
- Sobolev V.V., Trefilov P.M. *Optimizatsiya teplovykh rezhimov zatverdevaniya rasplava* [Optimization of thermal modes of melt solidification]. Krasnoyarsk: izd. KGU, 1986, 152 p. (In Russ.).
- Kalugin Yu.A., Sorokin S.V. Issledovanie teploobmena v kanalakh okhlazhdeniya kristallizatora MNLZ [The study of heat transfer in cooling channels of CCM]. Vologda: izd. VPI, 1987, 25 p. (In Russ.).
- Samoilovich Yu.A., Sedyako D.G., Malevich Yu.A. Determination of optimal cooling modes for billets in continuous casting.

Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 1989, no. 8, pp. 103-106. (In Russ.).

- 20. Niskovskikh V.M. Sozdanie vysokoproizvoditel'nykh slyabovykh MNLZ: avtoreferat diss. ... kand. tekhn. nauk [Creation of highperformance slab CCM: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Sverdlovsk, 1981, 18 p. (In Russ.).
- Drazin P.G., Riley N. *The Navier-Stokes equations: a classification of flows and exact solutions*. London Mathematical Society Lecture Note Series. Vol. 334. Cambridge University Press, 2006, 206 p.

Acknowledgements. Processing of numerical results was performed by A.I. Gornakov, Cand. Sci. (Eng.).

Information about the authors:

V.I. Odinokov, Dr. Sci. (Eng.), Professor-Consultant of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (odinokov@uralweb.ru)
A.I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice Rector for Research and Innovation (diss@knastu.ru)
E.A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Rector (rector@knastu.ru)

Received December 25, 2018 Revised February 7, 2018 Accepted March 5, 2018 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 756 – 762. © 2019. Алещенко А.С., Будников А.С., Харитонов Е.А.

УДК 621.774.353

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ РЕДУЦИРОВАНИЯ ТРУБ НА ТРЕХВАЛКОВОМ СТАНЕ*

Алещенко A.C., к.т.н. доцент, заведующий кафедрой «Обработка металлов

давлением»(judger85@mail.ru)

Будников А.С., аспирант, инженер кафедры «Обработка металлов

давлением» (fiar128@yandex.ru)

Харитонов Е.А., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов

давлением» (haritonov45@mail.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский проспект, 4)

Аннотация. Трубопрокатные агрегаты с трехвалковыми станами винтовой прокатки применяются для получения горячекатаных бесшовных труб. В России эксплуатируются два агрегата с раскатными станами ТПА-160 АО «Первоуральский новотрубный завод» и ТПА-200 АО «Волжский трубный завод». В настоящее время остро стоят вопросы повышения технологических возможностей этих ТПА. Появляется необходимость расширения размерного и марочного сортамента, нетрадиционного использования калибровочных и раскатных станов винтовой прокатки. Для решения этих вопросов экспериментально исследован процесс редуцирования или безоправочной прокатки труб на трехвалковых станах винтовой прокатки с повышением обжатия по диаметру до 25 %. Приведены результаты компьютерного конечно-элементного моделирования в программе QFORM. Цель работы - исследование влияния процесса прокатки с повышенными обжатиями по диаметру на формоизменение металла в очаге деформации и изменения геометрических размеров при редуцировании гильз с различной толщиной стенки на опытно-промышленном стане. В процессе формоизменения металла при винтовой прокатке важное значение имеет овальность гильзы. Овальность – отношение радиуса раската при входе в контакт металла с валком к радиусу под валком в поперечном сечении очага деформации. Овальность характеризует устойчивость гильзы к деформациям в межвалковом пространстве. Редуцирование тонкостенных гильз сопровождается большими значениями овальности, процесс деформирования осуществляется менее стабильно, поэтому возможно образование дефектов формы (гранение) и концевые дефекты как при раскатке на оправке. Овальность процесса раскатки на оправке увеличивается более интенсивно, чем при безоправочной прокатке. Наличие оправки ограничивает смещение металла в осевом направлении, способствует смещению металла в зазоры между валками. При раскатке на оправке необходимо применять валки с гребнем, которые позволяют осуществлять основное обжатие по стенке и тем самым локализовать зону обжатия на оправке, и, следовательно, уменьшить овальность гильз.

Ключевые слова: редуцирование, прокатка на оправке, трехвалковый стан, винтовая прокатка, овальность, контактная поверхность, формоизменение, очаг деформации.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-756-762

Введение

Трехвалковые станы винтовой прокатки, входящие в трубопрокатные агрегаты (ТПА), применяются на стадии раскатки и калибровки толстостенных труб с высокой точностью по наружному диаметру и толщине стенки [1, 2]. В России эксплуатируются два агрегата с трехвалковыми раскатными и калибровочными станами: ТПА-200 производства АО «Волжский трубный завод» и ТПА-160 производства АО «Первоуральский новотрубный завод» (АО ПНТЗ) [3 – 5]. В настоящее время остро стоят вопросы повышения технологических возможностей этих ТПА, расширения размерного и марочного сортамента, появляется необходимость нетрадиционного использования калибровочных и раскатных станов винтовой прокатки. Одним из вопросов повышения технологических возможностей является применение калибровочного стана винтовой прокатки в качестве редукционного. Это способствует расширению сортамента получаемых труб и увеличения их точности по толщине стенки [6]. Главное отличие процесса редуцирования от традиционных процессов раскатки и калибровки в стане винтовой прокатки заключается в повышенном обжатии черновой трубы по диаметру. К примеру, для процесса калибровки обжатие по диаметру составляет 1 - 5 % [2 - 4], а при редуцировании – более 10 % [1 - 4], в связи с чем влияние формоизменения на качество и геометрические параметры готовой трубы возрастает.

В работе [5] исследовали процесс редуцирования или безоправочной прокатки с большими обжатиями в двухвалковых станах винтовой прокатки. Также известны способы редуцирования толстостенных труб на трехвалковых станах: в работах [6 – 8] рассмотрен про-

^{*} В работе принимали участие Р.В. Исхаков и А.Р. Шамилов (АО «Первоуральский новотрубный завод»).

цесс прокатки труб при различных углах подачи. Однако данных по формоизменению металла в представленных работах не приведено.

Целью настоящей работы является исследование влияния процесса прокатки с повышенными обжатиями по диаметру на формоизменение металла в очаге деформации и изучение изменения геометрических размеров при редуцировании гильз с различной толщиной стенки на опытно-промышленном стане.

ПРОВОДИМЫЕ РАСЧЕТЫ И ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования проводили на опытно-промышленном трехвалковом стане МИСиС 130 с углом наклона образующей обжимного участка валка к оси прокатки 10°. В качестве заготовок выбраны гильзы диам. 90 мм из стали 40Х: тонкостенные гильзы с толщиной стенки 9 мм, с отношением диаметра (D) к толщине стенки (S), равным 10; толстостенные с толщиной стенки 13 мм, D/S = 7. Перед редуцированием гильзы нагревали в камерной электрической печи до температуры 950 °C. Редуцирование тонкостенной гильзы осуществляли на 16 %, а толстостенной – на 25 %. В процессе редуцирования были получены недокатанные (заторможенные) образцы (рис. 1). Диаметр прокатанной части образца, полученного из гильзы с D/S = 10, составляет 76 мм, средняя толщина стенки 11,5 мм. Диаметр прокатанной части образца, полученного из гильзы с D/S = 7, составляет 65,8 мм, средняя толщина стенки 16,4 мм.

Основной характеристикой формоизменения металла в трехвалковых станах винтовой прокатки является овальность раската в очаге деформации [9 – 11], которая равна отношению радиуса раската при входе в контакт металла с валком (R) к радиусу раската под валком (r) или кратчайшему расстоянию от оси прокатки до поверхности валка. Овальность раската характеризуется коэффициентом овальности ξ [9], определяется по формуле $\xi = \frac{R}{r}.$

Определение радиусов заторможенных образцов в зоне контакта металла с валком осуществляли согласно схеме (рис. 2) (где точка A – точка входа в контакт металла с валком в поперечном сечении; R – проведенный в точку A радиус при входе в контакт металла с валком; точка B соответствует кратчайшему расстоянию от оси прокатки (точка O) до поверхности валка; радиус, проведенный в эту точку, является радиусом образца под валком).

Определение значения r осуществляли следующим образом: при выключении двигателей стана за счет проворачивания валков в обратном направлении, которое обусловлено снятием крутящего момента и упругих деформаций в шпинделе, участок BC обжимается, а в точке B образуется складка, позволяющая определить расположение этой точки на получившемся образце. Геометрическое местоположение точки B в каждом из рассмотренных сечений является границей между участками: входным (AB) и выходным (BC) на образце. Участок BC' является выходным участком в процессе прокатки и образуется в результате поперечной раскатки образца в тангенциальном направлении. Следует отметить, что положение точки C' на образце найти невозможно.

Радиус R определяется по ширине контактной поверхности входного участка AB. Поскольку обжатие образца осуществляется на участке AB, то в расчетах нужно исключить ширину контактной поверхности выходного участка BC, образующейся за счет проворачивания валков при выключении привода стана и поперечной деформации образца в тангенциальном направлении. С учетом ширины контактной поверхности значение R можно определить по формуле

$$R = \frac{b^2 (0, 5D_{\rm B} + r)}{D_{\rm B} r} + r,$$



Рис. 1. Заторможенные гильзы

Fig. 1. Damped cupped blanks

где b – ширина контактной поверхности на входном участке; $D_{\rm p}$ – диаметр валка.



Рис. 2. Поперечное сечение контактной поверхности

Fig. 2. Cross-section of contact surface

Для получения более точных значений ширины пятна контакта переведены на лист и сканированы в масштабе 1:1. Замеры ширины контактной поверхности производили в программе Компас [12]. Пятно контактной поверхности с отмеченными значениями суммарной ширины и ширины контактной поверхности на входном участке, а также основные зоны очага деформации показаны на рис. 3.

Для определения радиуса *R* необходимо знать диаметр валка в каждом из рассмотренных сечений. Основываясь на методике расчета геометрии очага деформации [13, 14], диаметр валка определяется по формуле

$$D_{\rm B} = D_0 + 2\Delta x tg(\phi)$$

где D_0 – известный диаметр валка, определенный по калибровке; Δx – шаг по оси x, принимается равным расстоянию между рассматриваемыми сечениями; φ – угол наклона образующей валка к оси валка на рассматриваемом участке.

Измеренные и рассчитанные геометрические параметры заторможенных образцов при значении D/S, равным 7 и 10, представлены в табл. 1.

В зоне обжатия очага деформации радиусы *r* гильзы под валком уменьшаются. За счет деформации в поперечном направлении [14 – 17] происходит смеще-

ние металла в зазоры между валками, при этом R > r. Овальность гильз увеличивается (табл. 1). Максимальная овальность для гильзы при *D/S* = 10 составляет 1,10, а для гильзы при D/S = 7 - 1,09. В результате увеличения овальности в зоне обжатия наблюдается увеличение ширины контактной поверхности (рис. 3). Так, при редуцировании тонкостенных гильз максимальная суммарная ширина контактной поверхности составляет 34 мм, а ширина участка обжатия АВ – 19 мм (табл. 1). Наибольшего значения ширина достигает на расстоянии 20 мм от начала очага деформации. Редуцирование толстостенных гильз сопровождалось увеличением ширины контактной поверхности до 26 мм, а на обжимном участке АВ – до 17 мм. Наибольшего значения ширина контактной поверхности достигает на расстоянии 25 мм от начала очага деформации. Следует отметить, что толщина стенки гильз при редуцировании увеличивается, поскольку процесс осуществляется в стане винтовой прокатки. Точность изготовления труб по толщине стенки становится выше, это отмечено в исследованиях [10, 11].

Детальное исследование формоизменения осуществляли путем компьютерного конечно-элементного моделирования процесса редуцирования в программе QFORM [18 – 20]. При моделировании использовали гильзы с аналогичными размерами. Па-



Рис. 3. Пятна контактных поверхностей образца с D/S = 10 (*a*) и D/S = 7 (*б*)

Fig. 3. Impressions of contact surface area of the sample with D/S = 10 (a) and of the sample with D/S = 7 (b)

раметры моделирования были выбраны в соответствии с условиями эксперимента, проводимого на стане МИСиС 130. В табл. 2 представлены значения R и r, полученные путем вычислений при моделировании. Наибольшая разница (ΔR , Δr) между измеренными значениями R и r (табл. 1) и значениями, полученны-

ми компьютерным моделированием (табл. 2), составляет 4,6 %.

Аналогично гильзам, полученным на стане МИСиС 130, разница между значениями *R* и *r* гильз в зоне редуцирования, полученная при компьютерном моделировании, увеличивается. Овальность гильз становится

Таблица 1

Параметр	Параметры гильзы с $D/S = 7$								
Длина очага	r,	<i>b</i> ,	<i>R</i> ,	٤	Длина очага	r,	<i>b</i> ,	<i>R</i> ,	×
деформации, мм	MM	MM	MM	5	деформации, мм	MM	MM	MM	5
0	45,4	0	45,4	1,00	0	45,4	0	45,4	1,00
10	44,0	17	45,9	1,04	11	42,9	15	44,5	1,04
20	41,6	19	45,4	1,09	25	40,5	17	43,4	1,07
30	39,8	17	43,7	1,10	39	38,5	18	41,3	1,07
40	39,0	14	41,4	1,06	53	36,5	18	39,3	1,08
50	38,9	11	39,8	1,02	67	34,8	16	37,5	1,08
60	38,5	10	39,5	1,03	81	33,6	13	35,7	1,06
70	38,4	10	39,0	1,02	95	33,3	10	34,5	1,04
80	38,1	9	38,9	1,02	109	33,0	12	34,0	1,03
90	38,1	9	38,2	1,01	123	32,8	14	33,8	1,03
100	37,8	8	38,4	1,01	137	32,7	14	33,2	1,02
110	37,9	8	38,1	1,01	151	32,8	14	33,0	1,01
120	38,0	4	38,0	1,00	165	32,8	-	32,9	1,00

Параметры заторможенных гильз

Table 1. Parameters of damped cupped blanks

Таблица 2

Результаты моделирования в QFORM

Table 2. Results of QFORM simulat	ion
-----------------------------------	-----

Параметры гильзы с $D/S = 10$						Параметры гильзы с $D/S = 7$					
Длина очага	r,	<i>R</i> ,	بر	Δr ,	ΔR ,	Длина очага	r,	<i>R</i> ,	بر	Δr ,	ΔR ,
деформации, мм	MM	MM	ح	%	%	деформации, мм	MM	MM	ح	%	%
0	45,4	45,4	1,00	0	0	0	45,0	45,0	1,00	0	0
10	44,0	45,0	1,02	0	2,0	11	43,2	44,5	1,03	0,7	0
20	43,5	44,9	1,03	4,6	1,1	25	41,5	43,4	1,05	2,5	0
30	41,6	44,3	1,06	4,5	1,4	39	38,8	41,3	1,06	0,8	0
40	39,7	43,1	1,09	1,8	4,1	53	37,2	39,4	1,06	1,9	0,3
50	38,5	41,1	1,07	1,0	3,3	67	35,9	37,8	1,05	3,2	0,8
60	38,2	39,7	1,04	0,8	0,5	81	34,8	36,2	1,04	3,6	1,4
70	38,2	39,2	1,03	0,5	0,5	95	33,9	34,8	1,03	1,8	0,9
80	38,6	39,0	1,01	1,3	0,3	109	33,1	33,9	1,02	0,3	0,3
90	38,5	38,8	1,01	1,3	1,6	123	33,0	33,9	1,03	0,6	0,3
100	38,5	38,6	1,00	1,3	0,5	137	32,8	33,8	1,03	0,3	1,8
110	38,5	38,5	1,00	1,6	1,0	151	32,9	33,4	1,02	0,3	1,2
120	38,3	38,3	1,00	0,8	0,8	165	32,7	33,2	1,02	0,3	0,9

больше. Максимальная овальность для гильз с D/S = 10, полученная моделированием, составляет 1,09, а гильз с D/S = 7 - 1,06.

Обсуждение результатов

Анализ результатов эксперимента и компьютерного моделирования показывает, что, несмотря на то, что суммарное обжатие тонкостенных гильз меньше, чем толстостенных, их овальность выше. При редуцировании тонкостенных гильз их устойчивость к деформациям в межвалковом пространстве меньше, об этом свидетельствует большее значение овальности. Увеличение овальности в процессе редуцирования тонкостенных гильз в промышленных условиях может привести к потере стабильности процесса деформирования, образованию гранения, концевых дефектов труб [2, 6]. Безоправочную прокатку тонкостенных гильз с D/S = 10 на ТПА следует осуществлять с обжатиями по диаметру не более 15 %, что обеспечит стабильный процесс деформирования, позволит избежать образования гранения и других дефектов формы труб. Редуцирование толстостенных гильз с D/S = 7 осуществляется стабильно при больших обжатиях по диаметру. В промышленных условиях можно осуществлять безоправочную прокатку толстостенных гильз с обжатием по диаметру до 25 %.

Овальность гильз при безоправочной прокатке меньше, чем при раскатке на оправке. На рис. 4 представлены зависимости овальности заторможенной гильзы, полученной при редуцировании толстостенной гильзы с D/S = 7, и гильзы, полученной при прокатке на цилиндрической плавающей оправке диаметром 35 мм. Заторможенная гильза получена в процессе раскатки гильзы диаметром 80 мм с толщиной стенки 20 мм, с D/S = 4 в трубу диаметром 71 мм с толщиной стенки 18 мм [9]. Обжатие по диаметру при прокатке трубы на оправке составляет 11 %, а по толщине стенки – 2 мм. Процесс раскатки осуществляли на стане МИСиС 130 с валками с той же калибровкой.

Несмотря на то, что раскатку толстостенной гильзы осуществляли с меньшим суммарным обжатием по диаметру, в связи с наличием обжатия по стенке на оправке овальность увеличивается до 1,12. В зоне обжатия стенки на оправке овальность увеличивается более интенсивно (рис. 4). Наличие оправки ограничивает смещение металла в осевом направлении, что способствует его вытеснению в зазоры между валками, особенно в валках без гребня. Гребень позволяет локализовать зону обжатия гильзы по стенке, в результате уменьшается овальность гильзы. Это объясняется применением рабочих валков с гребнем для раскатки гильз на ТПА с трехвалковым станом [2, 9]. Для повышения стабильности процесса раскатки гильз на оправке необходимо применять минимальные обжатия стенки трубы на обжимном участке, а ее основную деформацию осуществлять на гребне.



Рис. 4. Овальность по очагу деформации при редуцировании (1) и при прокатке на оправке (2)

Fig. 4. Ovality along the deformation zone at reduction (1) and at rolling on simple male punch (2)

Выводы

В результате анализа данных, полученных при исследовании формоизменения металла в процессе редуцирования на трехвалковом стане, можно сделать следующие выводы:

 чем больше значение *D/S* гильзы, тем выше ее овальность при редуцировании, что может привести к потере устойчивости процесса деформирования и образованию дефектов формы (гранению);

– в условиях прокатки на ТПА редуцирование тонкостенных труб с $D/S = 9 \div 10$ необходимо осуществлять с обжатием по диаметру не более 15 %, что позволит обеспечить устойчивость процесса деформирования; редуцирование толстостенных труб с $D/S = 4 \div 7$ можно осуществлять с обжатием по диаметру до 25 %;

 для повышения стабильности процесса раскатки гильз на оправке необходимо применять минимальные обжатия стенки трубы на обжимном участке, а ее основную деформацию осуществлять на гребне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Трубное производство. Учебник / Б.А. Романцев, А.В. Гончарук, Н.М. Вавилкин, С.В. Самусев. – М.: Изд. дом «МИСиС», 2011. – 970 с.
- Коликов А.П., Романцев Б.А. Теория обработки металлов давлением. Учебник. – М.: Изд. дом МИСиС, 2015. – 451 с.
- Романенко В.П., Степанов П.П., Гончарук А.В., Крискович С.М., Илларионов Г.П., Никулин А.Н., Филиппов Г.А. Перспективная технология производства полых вагонных осей из полой заготовки // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2016. № 2. С. 27 – 34.
- Машины и агрегаты для производства стальных труб: учебное пособие для вузов / Ю.Ф. Шевакин, А.П. Коликов, В.П. Романенко, С.В. Самусев; под ред. Ю.Ф. Шевакина. – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 388 с.

- 5. Шаманаев В.И. Исследование процесса винтовой прокатки толстостенных гильз и труб: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. 05.167.05. М.: МИСиС, 1979. 36 с.
- Pat. 4409810 US. Process for manufacturing seamless metal tubes / T. Yamada; filed 09.07.1981, publ. 18.10.1983.
- 7. Pat. 3495429 US. Method of reducing tubes, especially thick-walled tubes and means for practicing the method / G. Muller; filed 16.06.1966, publ. 17.02.1970.
- Jiang Y., Tang H. Method for improving transverse wall thickness precision of seamless steel tube based on tube rotation // Journal of Iron and Steel Research International. 2015. Vol. 22. No. 10. P. 924 – 930.
- Харитонов Е.А., Романенко В.П., Будников А.С.Разработка методики расчета деформационных параметров при раскатке гильз в трехвалковом стане винтовой прокатки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 3. С. 167 – 172.
- Romancev B.A., Goncharuk A.V., Aleshchenko A.S., Gamin Yu.V. Production of hollow thick-walled profiles and pipes made of titanium alloys by screw rolling // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2015. Vol. 56. No. 5. P. 522 – 526.
- Романенко В.П., Манько А.И., Степанов П.П., Перминова О.Н., Крискович С.М. Перспективная технология получения полых вагонных осей на основе винтовой прошивки // Актуальные проблемы в машиностроении. 2017. Т. 4. № 2. С. 28 – 34.
- Галкин С.П., Фадеев В.А., Гусак А.Ю. Сопоставительный анализ геометрии мини-станов радиально-сдвиговой (винтовой) прокатки // Производство проката. 2015. № 12. С. 19 25.
- Галкин С.П. Показатель поперечной деформации при прошивке в стане винтовой прокатки // Производство проката. 2011. № 9. С. 18 – 23.

- Никулин А.Н. Винтовая прокатка. Напряжения и деформации. – М.: Металлургиздат, 2015. – 380 с.
- Pan K., Wang X., Qing G. Finite element simulation of tube stretchreducing wall thickness cross-section with round passes system // Journal of University of Science and Technology Beijing. 2000. Vol. 22. No. 1. P. 38 – 40.
- Karpov B.V., Skripalenko M.M., Galkin S.P., Skripalenko M.N., Samusev S.V., Huy T.B., Pavlov S.A. Studying the Nonstationary Stages of Screw Rolling of Billets with Profiled Ends // Metallurgist. 2017. Vol. 61. No. 3-4. P. 257 – 264.
- Man-soo Joun, Jangho Lee, Jae-min Cho, Seung-won Jeong, Hokeun Moon. Quantitative study on Mannesmann effect in roll piercing of hollow shaft // Procedia Engineering. 2014. No. 81. P. 197 – 202.
- Fu-jie Wang, Yuan-hua Shuang, Jiab-hua Hu, Qing-huaWang, JingchaoSun. Explorative study of tandem skew rolling process for producing seamless steel tubes // Journal of Materials Processing Technology. 2014. Vol. 214. No. 8. P. 1597 – 1604.
- Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Dyja H., Bajor T., Tsay K., Arbuz A., Gusseynov N., Nemkaeva R. The effect of cross rolling on the microstructure of ferrous and non-ferrous metals and alloys // Metallurgija. 2017. Vol. 56. No. 1-2. P. 199 – 202.
- 20. Будников А.С., Харитонов Е.А., Сорокин Ф.В. Исследование разностенности труб в процессе редуцирования на трехвалковом стане винтовой прокатки // Сталь. 2017. № 10. С. 31 – 34.

Поступила в редакцию 2 февраля 2018 г. После доработки 23 мая 2019 г. Принята к публикации 20 июня 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 756-762.

METAL FORMING DURING PIPES REDUCTION ON A THREE-HIGH ROLLING MILL

A.S. Aleshchenko, A.S. Budnikov, E.A. Kharitonov

National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia

Abstract. Pipe rolling plants (PRP) with three-high screw rolling mills are used to produce hot-rolled seamless pipes. In Russia, two such rolling units are used: PRP 160 at Pervouralsk Novotrubny Plant and PRP 200 at Volzhsky Pipe Plant. Recently, the most acute issue is increasing their technological capabilities. There is a need of expanding size and grade mix, as well as non-traditional use of gauge and rolling mill for screw rolling. The paper presents results of experimental study of the process of reduction or un-adjusting rolling of pipes on three-high screw rolling mills with an increase in reduction of diameter up to 25 %. The results of computer finite element modeling in QFORM program are provided. The aim of this work was to study effect of rolling process with increased reduction in diameter on change of metal form in deformation zone and changes in geometrical dimensions at reduction of cups with different wall thickness on the pilot mill. Important role in process of metal forming during screw rolling (especially when rolling hollow products and pipes) plays cupped blank ovality that is equal to the ratio of the roll radius when the metal comes in contact with the roller to the radius under the roller in the cross section of deformation zone. Ovality characterizes stability of change in geometric dimensions of pipes and their resistance to deformation in inter-roll space. The reduction of thin-wall cupped blank is accompanied by large values of ovality, deformation process is less stable, and as a result, form defects (faceting) and end defects occur during plug rolling. Ovality at plug rolling increases more intensely in comparison with plugless rolling. Presence of plug limits displacement of metal in axial direction and contributes to displacement of metal in gaps between rollers. At plugged rolling, it is necessary to use rolls with collars allowing main reduction along the wall, thereby localizing reduction zone on the plug, and reducing ovality of cupped blanks.

Keywords: reduction, plugged rolling, three-high rolling mill, screw rolling, ovality, contact surface, deformation, deformation zone.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-756-762

REFERENCES

- Romantsev B.A., Goncharuk A.V., Vavilkin N.M., Samusev S.V. *Trubnoe proizvodstvo. Uchebnik* [Pipe production. Textbook]. Moscow: ID MISiS, 2011, 970 p. (In Russ.).
- Kolikov A.P., Romantsev B.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem. Uchebnik* [Theory of metal forming. Textbook]. Moscow: ID MISiS, 2015, 451 p. (In Russ.).
- Romanenko V.P., Stepanov P.P., Goncharuk A.V., Kriskovich S.M., Illarionov G.P., Nikulin A.N., Filippov G.A. Advanced technology for production of hollow car axles from a hollow billet. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2016, no. 2, pp. 27–34. (In Russ.).
- Shevakin Yu.F., Kolikov A.P., Romanenko V.P., Samusev S.V. Mashiny i agregaty dlya proizvodstva stal'nykh trub: uchebnoe posobie dlya vuzov [Machines and units for production of steel pipes: University manual]. Shevakin Yu.F. ed. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2007, 388 p. (In Russ.).
- 5. Shamanaev V.I. *Issledovanie protsessa vintovoi prokatki tolstostennykh gil'z i trub: avtoref. dis... kand. tekh. nauk* [Study of the process of helical rolling of thick-wall cupped blanks and pipes: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Moscow: MISiS, 1979, 251 p. (In Russ.).
- 6. Yamada T. *Process for manufacturing seamless metal tubes*. Patent no. 4409810 US, 1983.
- 7. Muller G. *Method of reducing tubes, especially thick-walled tubes and means for practicing the method.* Patent no. 3495429 US, 1966.

- Jiang Y., Tang H. Method for improving transverse wall thickness precision of seamless steel tube based on tube rotation. *Journal* of Iron and Steel Research International. 2015, vol. 22, no. 10, pp. 924–930.
- Kharitonov E.A., Romanenko V.P., Budnikov A.S. Sleeve deformation in a three-roller screw-rolling mill. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 3, pp. 180–185.
- Romancev B.A., Goncharuk A.V., Aleshchenko A.S., Gamin Yu.V. Production of hollow thick-walled profiles and pipes made of titanium alloys by screw rolling. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2015, vol. 56, no. 5, pp. 522–526.
- Romanenko V.P., Man'ko A.I., Stepanov P.P., Perminova O.N., Kriskovich S.M. Advanced technology for producing hollow car axles based on screw conversion. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii*. 2017, vol. 4, no. 2, pp. 28–34. (In Russ.).
- Galkin S.P., Fadeev V.A., Gusak A.Yu. Comparative analysis of geometry of mini-mills of radial shear (screw) rolling. *Proizvodstvo* prokata. 2015, no. 12, pp. 19–25. (In Russ.).
- **13.** Galkin S.P. Index of lateral deformation at conversion in screw rolling mill. *Proizvodstvo prokata*. 2011, no. 9, pp. 18–23. (In Russ.).
- Nikulin A.N. Vintovaya prokatka. Napryazheniya i deformatsii [Screw rolling. Stresses and deformations]. Moscow: Metallurgizdat, 2015, 380 p.
- Pan K., Wang X., Qing G. Finite element simulation of tube stretchreducing wall thickness cross-section with round passes system. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2000, vol. 22, no. 1, pp. 38–40.
- Karpov B.V., Skripalenko M.M., Galkin S.P., Skripalenko M.N., Samusev S.V., Huy T.B., Pavlov S.A. Studying the nonstationary stages of screw rolling of billets with profiled ends. *Metallurgist*. 2017, vol. 61, no. 3-4, pp. 257–264.

- Man-soo Joun, Jangho Lee, Jae-min Cho, Seung-won Jeong, Ho-keun Moon. Quantitative study on Mannesmann effect in roll piercing of hollow shaft. *Procedia Engineering*. 2014, no. 81, pp. 197–202.
- Fu-jie Wang, Yuan-hua Shuang, Jiab-hua Hu, Qing-huaWang, JingchaoSun. Explorative study of tandem skew rolling process for producing seamless steel tubes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, vol. 214, no. 8, pp. 1597–1604.
- Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Dyja H., Bajor T., Tsay K., Arbuz A., Gusseynov N., Nemkaeva R. The effect of cross rolling on the microstructure of ferrous and non-ferrous metals and alloys. *Metallurgija*. 2017, vol. 56, no. 1-2, pp. 199–202.
- Budnikov A.S., Kharitonov E.A., Sorokin F.V. Study of pipe wall thickness variations in process of reduction on three-high screw rolling mill. *Stal*'. 2017, no. 10, pp. 31–34. (In Russ.).
- Acknowledgements. R.V. Iskhakov and A.R. Shamilov (Pervouralsk Novotrubny Plant) took participation in the research.

Information about the authors:

A.S. Aleshchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Metal Forming" (judger85@mail.ru)

A.S. Budnikov, Postgraduate, Engineer of the Chair "Metal Forming" (fiar128@yandex.ru)

E.A. Kharitonov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming" (haritonov45@mail.ru)

Received February 2, 2018 Revised May 23, 2019 Accepted June 20, 2019 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 763 – 768. © 2019. Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М.

УДК 621.74.046

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ СТАЛЬНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛОС НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ. СООБЩЕНИЕ 2

Лехов О.С.¹, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии (MXLehov38@yandex.ru) Михалев А.В.¹, старший преподаватель кафедры инжиниринга и профессионального обучения

в машиностроении и металлургии (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, Россия, Екатеринбург, ул. Таганская, 56)

Аннотация. Обоснована актуальность задачи определения напряженно-деформированного состояния металлов плакирующего слоя и основной полосы при получении трехслойного биметалла легированная сталь – конструкционная сталь – легированная сталь. Показано температурное поле основной полосы и плакирующего слоя для расчета напряженно-деформированного состояния металлов трехслойной биметаллической полосы. Приведены исходные данные для расчета напряженно-деформированного состояния трехслойной биметаллической полосы. Для оценки влияния коэффициента трения между плакирующими слоями и основной полосой на напряженно-деформированного состояния и техслойной биметаллической полосы. Для оценки влияния коэффициента трения между плакирующими слоями и основной полосой на напряженно-деформированное состояние металлов в очаге деформации приняты три его значения. Описана геометрическая модель для расчета напряженно-деформированного состояния и течения металла в очаге деформации плакирующего слоя. Приведены характерные линии и точки, для которых проведен расчет. Описана методика решения задачи определения напряжений и течения металла в очаге деформации плакирующего слоя. Приведены характерные линии и точки, для которых проведен расчет. Описана методика решения задачи определения напряжений и течения металла в очаге деформации методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS. Приведены закономерности течения металла плакирующего слоя по длине очага деформации и перемещения основной полосы биметаллического слитка. Определены величины взаимного смещения слоев биметаллической полосы в зависимости от степени деформации плакирующего слоя. Даны рекомендации по степени деформации плакирующих слоев для улучшения качества трехслойного биметалла. Представлены закономерности распределения осевых и касательных напряжений в очаге деформации при получении стальных трехслойных биметаллических полос на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Дана оценка напряженного состояния металла плакирующего слоя в очаге цикическ

Ключевые слова: установка, совмещенный процесс, непрерывное литье, боек, полоса, расплав металла, трехслойный биметалл, напряжение, деформация, очаг деформации, плакирующий слой.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-763-768

Введение

В работе [1] определено температурное поле основной полосы и расплава плакирующего слоя при получении трехслойного биметалла легированная сталь – конструкционная сталь – легированная сталь. Результаты расчета приведены на рис. 1.

Постановка задачи и исходные данные

Для оценки новой технологии и качества стальных трехслойных биметаллических полос необходимо определить напряженно-деформированное состояние (НДС) металлов плакирующего слоя и основной полосы при получении трехслойного биметалла на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Толщина оболочки плакирующего слоя в конце лунки жидкой фазы составляет 10 мм; толщина основной полосы из стали марки Ct3 - 10 мм. Коэффициент трения между оболочкой плакирующего слоя и кристаллизатором, а также между оболочкой и бойком установки принят одинаковым и равным 0,3. Для оценки влияния коэффициента трения между оболочкой плакирующего слоя и полосой на напряженно-деформированное состояние и течение металла в очаге деформации расчет выполнен для трех его значений: 0,3, 0,6 и 0,8. Температура полосы постоянна и равна 800 °C; температура наружной и внутренней поверхностей оболочки с жидкой фазой составляет соответственно 1200 и 1450 °C (рис. 1). Изменение температуры по толщине оболочки принято линейным [2 - 5]. Положение биметаллического слитка и линия его контакта с бойком показаны на рис. 1.

При моделировании считаем, что низ части полосы и плакирующего слоя склеены. Выше склейки – кон-



Fig. 1. Temperature field of the strip of base metal and cladding layer

такт плакирующего слоя с полосой с коэффициентами трения 0,3, 0,6, 0,8. Свойства материала плакирующего слоя из стали марки 09Г2С приняты согласно работе [2]. Что касается упругопластических свойств основной полосы, то для расчета приняты три значения сопротивления деформации: 240, 160, 120 МПа, что позволит оценить НДС и течение металла в зависимости от данного параметра.

Таким образом, с учетом принятых трех значений коэффициента трения между оболочкой плакирующего слоя и полосой, а также трех значений сопротивления пластической деформации для полосы и трех толщин плакирующего слоя был выполнен расчет. Результаты расчета даны для линий и характерных точек очага деформации и полосы, показанных на рис. 1.

Для бойка модуль упругости принят равным 210 ГПа, а коэффициент Пуассона 0,3. Коэффициент Пуассона для очага деформации принят равным 0,35.

Методика решения задачи

Результаты получены решением задачи механики сплошной среды методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS 15.0 [6 – 12]. Конкретно: использована плоская постановка задачи теории упруго-пластичности при наличии больших деформаций и перемещений. Для бойка задавались перемещения 5 мм в направлениях, противоположных положительным направлениям осей X и Y. В качестве конечного элемента использован двадцатиузловой объемный твердотельный конечный элемент SOLID 95 [6]. Размер элемента от 0,1 до 1 мм.

Результаты расчета НДС металлов биметаллического слитка в очаге деформации представлены в виде эпюр перемещений и осевых и касательных напряжений [13 – 16]. Приняты следующие основные обозначения: U_X и U_Y – перемещения в направлении осей X и Y; S_X , S_Y и S_{XY} – осевые и касательные напряжения в направлении осей X и Y.

При обжатии бойками трехслойного биметаллического слитка, состоящего из различных металлов, представляют практический интерес закономерности их пластического течения по длине очага деформации. Особенности кинематического и силового взаимодействия компонентов по межслойным поверхностям определяют условия формирования биметалла и прочность соединения слоев. Следует отметить, что при прохождении основной полосы через расплав металла плакирующего слоя в зоне соединения слоев биметалла могут появляться межслойные образования (оксидные пленки, обезуглероженные и карбидные слои), которые ухудшают условия сцепления слоев биметалла и снижают его механические свойства. В связи с этим пластическая деформация биметаллического слитка должна способствовать разрушению межслойных образований и тем самым повышению прочности соединения слоев биметаллической полосы [17-20].

Результаты расчета течения металла слоев трехслойного биметаллического слитка представлены в табл. 1 и на рис. 2.

Рис. 2 характеризует закономерность течения металла плакирующего слоя по длине очага деформации и перемещение основной полосы биметаллического слитка. Из рис. 2 следует, что вертикальное перемещение металла плакирующего слоя в конце очага деформации (точка 2пс) составляет 6,19 мм, а перемещение полосы – 3,33 мм. Отсюда следует, что взаимное смещение компонентов биметалла составляет 2,86 мм. Толщина плакирующего слоя в этом случае равна 2 мм, а его степень деформации составляет 80 %. Такое взаимное смещение слоев биметалла будет способствовать разрушению межслойных образований в зоне соединения слоев биметалла и, соответственно, повышению прочности соединения слоев биметалла. Как следует из табл. 2, при получении биметаллических полос с толщиной плакирующего слоя 6 мм (степень деформации 40 %) смещение слоев биметалла практически равно нулю. Из представленных данных следует, что при степенях деформации плакирующих слоев биметаллической полосы 60-80 % их смещение относительно основной полосы составит 2,36 – 2,86 мм, что будет способствовать надежному сцеплению компонентов биметалла.

Обжатие основной полосы имеет место при получении биметалла с плакирующими слоями толщиной 2 и 4 мм и составляет 0,6 – 2 мм. Закономерности распределения осевых и касательных напряжений в очаге деформации при получении трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации приведены на рис. 3 и в табл. 2.

На рис. 3, *а* – *в* показан характер распределения осевых и касательных напряжений в очаге деформации биметалла для двух характерных линий (рис. 1): на линии

Таблица 1

Течение металла плакирующего слоя в очаге деформации биметаллической полосы (положение точек дано на рис. 1)

Сопротивление пласти-	Толщина		U_{y} , мм, в различных точках (рис. 2)					
ческой деформации, МПа; коэффициент трения	плакирующего слоя, мм	3пс	4пс	1пс	2пс	1c	2c	полосы, (U_X) , мм
	2	2,28	-6,00	1,13	-6,19	0,42	-3,33	-1,0790
240; 0,6	4	-1,09	-6,12	-1,99	-6,28	-2,60	-3,92	-0,6200
	6	-5,09	-5,11	-5,09	-6,63	-4,12	-6,52	-0,0082
240.02	2	2,51	-6,12	1,84	-6,27	0,38	-2,38	-0,6800
240, 0,5	4	-0,95	-6,21	-1,45	-6,44	-2,58	-3,30	-0,3300
240; 0,8	6	-4,10	-6,53	-5,18	-6,51	-5,18	-5,20	-0,0087
	2	0,85	-7,11	0,99	-7,32	0,75	-5,87	$-1,\!6800$
160; 0,6	4	-2,54	-6,93	-1,83	-7,09	-2,01	-5,85	$-1,\!4700$
	6	-4,78	-6,83	-4,76	-6,97	-4,69	-6,06	-1,0000
120, 0.6	2	0	-7,71	1,02	-7,92	1,05	-7,14	-1,8300
120; 0,6	6	-5,00	-7,04	-5,03	-7,27	-4,50	-6,79	-1,8300

Table 1. Flow of the cladding layer's metal in deformation zone of bimetallic strip (position of points is given on Fig. 1)

контакта плакирующего слоя с бойком (рис. 3, a); на линии контакта плакирующего слоя с основной полосой (рис. 3, δ , ϵ). Причем рис. 3, δ характеризует распределение осевых и касательных напряжений на контактной поверхности плакирующего слоя, а рис. 3, ϵ – на контактной поверхности основной полосы, т.е. имеют место три варианта распределения осевых и касательных напряжений в очаге деформации биметаллической полосы.



Рис. 2. Характер течения металла плакирующего слоя по вертикали на линии контакта плакирующего слоя с полосой (1) и перемещение (2) самой полосы (здесь и на рис. 3 положение линий, для которых приведены результаты расчета, даны на рис. 1; толщина плакирующего слоя 2 мм; коэффициент трения между полосой и плакирующим слоем 0,6; сопротивление пластической деформации полосы из стали СтЗ 240 МПа)

Fig. 2. Nature of vertical flow of cladding layer metal on the contact line of cladding layer with the strip (1) and displacement (2) of the strip itself. (Here and in Fig. 3 position of lines for which calculation results are given are provided in Fig. 1; cladding layer thickness is 2 mm; coefficient of friction between strip and cladding layer is 0.6; resistance to plastic deformation of a strip of St3 steel is 240 MPa)



Рис. 3. Характер осевых напряжений по осям $OX(S_{\chi})$, $OY(S_{\gamma})$ и касательных напряжений ($S_{\chi\gamma}$) на линии контакта плакирующего слоя с бойком (a), полосой (δ) и по линии полосы (s)

Fig. 3. Nature of axial stresses along the axes $OX(S_{\chi})$, $OY(S_{\gamma})$ and shear stresses $(S_{\chi\gamma})$ on the contact line of cladding layer with the striker (*a*), the strip (δ) and along the strip line (s)

Таблица 2

Осевые и касательные напряжения в очаге деформации при получении трехслойного биметалла легированная сталь – сталь Ст3 – легированная сталь

Table 2. Axial and tangential stresses in deformation zone in process of obtaining three-layer bimetal: alloyed steel – St3 steel – alloyed steel

	Толщина плакирующего	2	4	6				
Степ	ень деформации плакиру	80	60	40				
Взаимное смеш	цение плакирующего слоя	и и основной пол	юсы, мм	2,86	2,36	0,11		
Линия контакта плакирующего слоя	Сопротивление деформации основной полосы, МПа	Коэффициент трения	Напряжение	Значен	ие напряжени	напряжения, МПа		
			S_{X}	-288	-260	-195		
С бойком	240	0,6	S_{y}	-230	-175	-125		
			S _{XV}	50	25	25		
			SX	-290/-270	-234/-200	-180/-170		
С основной	240	0,6	S _y	-200/100	-145/100	-125/110		
полосои			S _{XV}	38/50	34/50	38/50		
			S_{χ}	-290	-260	-190*		
С бойком	240	0,3	S _y	-240	-170	-180^{*}		
			S _{XV}	50	50	25		
			S_{χ}	-300/-250	-230/-200	-180*/-175*		
С основной	240	0,3	S _y	-200/100	-138/100	-125*/105*		
полосои			S _{XY}	30/34	34/50	40*/50*		

* Значения напряжений при расчете с коэффициентом трения 0,8.

Следует отметить, что характер распределения напряжений в направлении оси X для этих трех вариантов практически одинаков, причем наибольшей величины (-300 МПа) эти сжимающие напряжения достигают в конце очага деформации (рис. 3, a - b, табл. 2).

Другой характер распределения имеют напряжения в направлении оси Y. Если на линиях контакта плакирующего слоя с бойком и основной полосой эти напряжения сжимающие с наибольшей величиной –240 МПа, то на контактной поверхности основной полосы эти напряжения растягивающие –110 МПа (рис. 3, *в*, табл. 2). Таким образом, анализ напряженного состояния металла в очаге циклической деформации биметаллической полосы показал, что на контактных поверхностях плакирующих слоев с бойками и с основной полосой возникают высокие (до –300 МПа) сжимающие осевые напряжения, что будет способствовать интенсивной проработке литой структуры и получению однородной и мелкозернистой структуры металла плакирующих слоев.

Выводы

Поставлена и решена задача определения напряженно-деформированного состояния металлов плакирующих слоев и основной полосы при получении стальной трехслойной биметаллической полосы. Установлено, что циклическая деформация бойками установки трехслойного биметаллического слитка с высоким уровнем сжимающих напряжений на контактных поверхностях плакирующих слоев с бойками и основной полосой обеспечивает пластическую деформацию слоев биметалла со взаимным смещением и надежное их сцепление. Установлено, что на контактных поверхностях плакирующих слоев с бойками возникают высокие сжимающие напряжения, что способствует получению однородной и мелкозернистой структуры металла плакирующих слоев биметаллической полосы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лехов О.С., Михалев А.В. Исследование процесса получения трехслойных стальных биметаллических полос на установке непрерывного литья и деформации. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. № 8. С. 594 – 599.
- Лехов О.С., Михалев А.В. Установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для производства листов из стали для сварных труб. Теория и расчет. – Екатеринбург: Издво УМЦ УПИ, 2017. – 151 с.
- 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.
- Форнасье М., Пьемонте К., Пигани А., Сатонин А. Литье и прокатка тонких слябов из сталей категории АРІ для применения

в арктических условиях // Металлургическое производство и технологии. 2011. № 1. С. 16 – 29.

- 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.
- 6. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0. http/www.cadfer.ru
- Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling // Wiley in Steel research international. 2011. Vol. 82. P. 1240 – 1247.
- Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in of tubes under tension // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. P. 336 – 362.
- Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form // Applied Mathematical Modelling. 2013. Vol. 37. No. 10-13. P. 6918 – 6928.
- Kobayashi S., Oh S-I, Altan T. Metal forming and finite-elemente method. – New York: Oxford University Press, 1989. – 377 p.
- Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication // High Performance Computing for Computational Sience. VECPAR 2012 Springer Berlin Heidelberg, 2013. P. 128 – 139.
- 12. 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. P. 264 – 270.
- 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. 59 62.

- Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. М.: Мир, 1976. – 349 с.
- 15. Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки – полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 2 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 12. С. 15 – 19.
- 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.
- Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Бочкарева А.В., Зуев Л.Б. Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь – нержавеющая сталь // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 4. С. 300 – 305.
- 18. Ли Ю.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Локализация пластической деформации в слоистых материалах. Сб. материалов XII Международной конференции « Механика, ресурс и долговечность материалов и конструкций». – Екатеринбург: изд. ИМАШ УрО РАН, 2018. С. 198.
- 19. Судник А.В., Петров И.В., Галиновский А.Л., Колпаков В.И., Моисеев В.А. Перспективные направления применения биметаллов в машиностроении // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2015. № 2. С. 80 – 88.
- 20. Плохих А.И., Пустырский С.В. Моделирование процесса пластической деформации многослойных металлических материалов. В кн.: Сб. докладов Международного научно-технического конгресса «ОМД 2014». Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии». Ч. 1. М.: изд. ООО «Белый ветер», 2014. С. 221 226.

Поступила в редакцию 1 октября 2018 г. После доработки 15 ноября 2018 г. Принята к публикации 29 ноября 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 763-768.

PRODUCTION OF THREE-LAYER STEEL BIMETALLIC STRIPS IN THE UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION. REPORT 2

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

¹ Russian State Vocational Pedagogical University, Ekaterinburg, Russia

² ZAO Center of Thermal Imaging Diagnostics, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The paper states urgency of the problem of determining stressstrain state of metals of the cladding layer and the main strip in production of three-layer bimetal: alloyed steel-constructional steelalloyed steel. Temperature field of the main strip and cladding layer is given to calculate stress-strain state of metals of three-layer bimetallic strip. Initial data for calculating this stress-strain state are given. To assess the effect of coefficient of friction between cladding layers and the main strip on stress-strain state of metals in deformation zone, three values of it are taken. Geometric model is described for calculating stress-strain state and metal flow in deformation center of cladding layer. Characteristic lines and points of calculation are provided. Technique for solving the problem of determining stresses and flows in deformation focus is described by finite element method using ANSYS app. Regularities of flow of cladding layer's metal along the length of deformation center and movement of the main strip of bimetallic ingot are given. Values of mutual displacement of layers of bimetallic strip are determined as a function of deformation degree of the cladding layer. And the recommendations are given on this degree to improve quality of a three-layer bimetal. Regularities of distribution of axial and tangential stresses in deformation center are presented for production of steel three-layer bimetallic strips in the unit of combined continuous casting and deformation. Stress state of the cladding layer's metal in focus of cyclic deformation was estimated from the position of improving quality of three-layer bimetallic strips produced in such unit.

Keywords: unit, combined process, continuous casting, striker, strip, metal melt, three-layer bimetal, tension, deformation, deformation center, cladding layer.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-763-768

REFERENCES

- Lekhov O.S., Mikhalev A.V. Production of three-layer steel bimetallic strips in the unit of continuous casting and deformation. Report 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, no. 8, pp. 594–599. (In Russ.).
- Lekhov O.S., Mikhalev A.V. Ustanovka sovmeshchennogo protsessa nepreryvnogo lit'ya i deformatsii dlya proizvodstva listov iz stali dlya svarnykh trub [Unit of combined continuous casting and deformation process for the production of steel sheets for welded pipes. Theory and calculation]. Ekaterinburg: izd-vo UMTs UPI, 2017, 151 p. (In Russ.).
- **3.** Erenberg Kh.-Yu. Casting and compression 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.).
- Fornas'e M., P'emonte K., Pigani A., Satonin A. Casting and rolling of thin slabs from API steels for use in arctic conditions. *Metallur*gicheskoe proizvodstvo i tekhnologii. 2011, no. 1, pp. 16–29.

- 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.
- 6. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0. http/www.cadfer.ru.
- Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling. *Wiley in Steel Re*search International. 2011, vol. 82, pp. 1240–1247.
- 8. Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in of tubes under tension. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, pp. 336–362.
- **9.** Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form. *Applied Mathematical Modelling*. 2013, vol. 37, no. 10-13, pp. 6918–6928.
- **10.** Kobayashi S., Oh S-I, Altan T. *Metal forming and finite-element method*. New York: Oxford University Press, 1989, 377 p.
- Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication. *High Performance Computing for Computational Science*. VECPAR 2012 Springer Berlin Heidelberg, 2013, pp. 128–139.
- Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical and Physi*cal Models in Iron and Steel Industry. Proc. of the 3rd Process Tech. Conf., Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982. New York, 1982, pp. 264–270.
- 13. Lekhov O.S., Guzanov B.N., Lisin I.V., Bilalov D.Kh. Combined process of continuous casting and cyclic deformation for production of steel sheets. *Stal*', 2016, no. 1, pp. 52. (In Russ.).
- Boley Bruno A., Weiner Jerome H. Theory of Thermal Stresses. New York: John Wiley & Sons, 1960. (Russ.ed.: Boley B., Weiner J. Teoriya temperaturnykh napryazhenii. Moscow: Mir, 1964, 517 p.).
- Lekhov O.S. Study of stress-strain state of rolls-band system at rolling of broad-flanged beam in stands of universal beam mill. Report 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 12, pp. 15–19. (In Russ.).
- 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.

- Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Zuev L.B. Study of the structure of bimetal "Construction carbon steel – stainless steel". *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 4, pp. 300–305. (In Russ.).
- 18. Li Yu.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. Localization of plastic deformation in layered materials. In: *Sb. materialov XII Mezhdunarod-noi konferentsii "Mekhanika, resurs i dolgovechnost' materialov i konstruktsii"* [Papers of the 12th Int. Conf. "Mechanics, Resource and Durability of Materials and Structures"]. Ekaterinburg: izd-vo IMASH UrO RAN, 2018, p. 198. (In Russ.).
- Sudnik A.V., Petrov I.V., Galinovskii A.L., Kolpakov V.I., Moiseev V.A. Promising areas of application of bimetals in machine building. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii*. 2015, no. 2, pp. 80–88. (In Russ.).
- Plokhikh A.I., Pustyrskii S.V. Modeling of the process of plastic deformation of multilayer metallic materials. In: *Sb. dokladov mezhdunarodnogo nauchno-tekhnicheskogo kongressa 'OMD 2014. Fundamental'nye problemy. Innovatsionnye materialy i tekhnologii': vol. 1* [Papers of the Int. Sci. and Tech. Congress "OMD 2014". Fundamental Problems. Innovative Materials and Technologies]. Moscow: OOO Belyi veter, 2014, pp. 221–226. (In Russ.).

Information about the authors:

O.S. Lekhov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy (mxlehov38@yandex.ru)

A.V. Mikhalev, Senior Lecturer of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy

(mialex@trubprom.com)

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

Received October 29, 2018 Revised November 15, 2018 Accepted November 29, 2018 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 769 – 773. © 2019. Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Гуляков В.С.

УДК 669.046.582.5

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШЛАКОВ СИСТЕМЫ СаО–SiO,-B,O, СОДЕРЖАЩЕЙ 15 % Аl,O, И 8 % MgO*

Бабенко А.А., д.т.н., главный научный сотрудник (babenko@gmail.com) Шартдинов Р.Р., младший научный сотрудник (russianpersen@mail.ru) Уполовникова А.Г., к.т.н., старший научный сотрудник (upol.ru@mail.ru) Сметанников А.Н., инженер-исследователь (artem.smetannikov.89@mail.ru) Гуляков В.С., к.т.н., старший научный сотрудник

> Институт металлургии УрО РАН (620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

Аннотация. Методом симплексных решеток планирования эксперимента изучено влияние химического состава оксидной системы $CaO-SiO_2-B_2O_3$, содержащей 15 % Al_2O_3 и 8 % MgO на вязкость и температуру кристаллизации (здесь и далее указаны % (по массе)). Показано, что добавки оксида бора в шлаки изучаемой оксидной системы расширяют диапазон состава шлаков с низкой температурой кристаллизации и вязкостью. Шлаки основностью 2,0-3,0, содержащие 1-3 % B_2O_3 , характеризуются низкой (1400-1450 °C) температурой кристаллизации и обладают высокой текучестью. Вязкость таких шлаков при их нагреве до 1550 и 1600 °C не превышает 0,20 и 0,15 Па·с соответственно. Увеличение содержания B_2O_3 до 4-6 % в шлаках основностью 2,0-3,0 сопровождается снижением температуры кристаллизации до 1350 – 1425 °C с сохранением низкой (не более 0,15 Па·с) вязкости при температуре нагрева системы 1550 и 1600 °C. Смещение формируемых шлаков, содержащих 1-6 % B_2O_3 , в область повышенной до 3,0-5,0 основности сохраняет достаточно высокую их текучесть. При этом с ростом концентрации оксида бора явно прослеживается тенденция смещения изучаемой оксидной системы в область низких температуру кристаллизации. Температура кристаллизации шлаков основностью 3,0-4,0, содержащих 6 % B_2O_3 , достигает 1400 °C и практически не превышает 1475 °C для шлаков основностью 4,0-5,0, содержащих 1-2 % B_2O_3 . При температуре 1600 °C вязкость шлаков изменяется от 0,15 Па·с при основности 3,0 и содержании оксида B_2O_3 5-6 % до 0,25 Па·с при основности 4,0-5,0 и содержании оксида B_2O_3 1-3 %. Снижение температуры исследуемой оксидной системы на 50 °C сопровождается незначительным (не более 0,05 Па·с) повышеннем вязкости.

Ключевые слова: вязкость, температура кристаллизации, планирование эксперимента, локальный симплекс, шлак, оксид бора, диаграмма состав – свойство.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-769-773

Введение

Важными физическими свойствами оксидных систем являются вязкость и температура кристаллизации, которые в значительной мере определяют скорости отдельных физико-химических процессов диффузионной области [1-4]. Например, скорость удаления серы из металла в шлак лимитируется скоростью ее транспортировки в оксидной системе и находится в обратно пропорциональной зависимости от вязкости оксидного расплава [2, 3]. Считается [5], что для обеспечения глубокой десульфурации металла вязкость шлаков достаточно поддерживать на уровне 0,15 – 0,30 Па·с. При этом, чем ниже температура кристаллизации оксидного расплава, тем выше степень перегрева его над температурой ликвидуса в диапазоне температур процессов, протекающих в сталеразливочном ковше на установке ковш-печь (УКП), и тем выше текучесть рафинировочных шлаков.

Оксидный расплав системы CaO-SiO₂-Al₂O₃ является основой шлаков ковшевой металлургии стали. Для

обеспечения низкой вязкости таких шлаков в качестве разжижающего флюса часто используют плавиковый шпат [1, 3, 6-11], который образует с ортосиликатом кальция легкоплавкую эвтектику и работает как деполимезатор в силикатных системах, на короткое время снижает вязкость и температуру кристаллизации шлака. Однако в процессе высокотемпературной обработки металла шлаками системы CaO-SiO₂-Al₂O₃-CaF₂ образуются летучие фториды, что со временем изменяет состав рафинировочных шлаков и их физико-химические свойства. Экологическая вредность летучих фторидов и непостоянство физико-химических свойств формируемых шлаков вызывают необходимость проводить фундаментальные исследования физико-химических свойств оксидных безфтористых систем для ковшевой металлургии стали.

Одним из направлений решения этой проблемы является использование взамен плавикового шпата оксида бора, который, имея низкую температуру плавления, способен снизить температуру кристаллизации и значительно расширить диапазон химического состава шлаков с низкой вязкостью. При этом обеспечивается

^{*} Работа выполнена в рамках исполнения государственного задания ИМЕТ УрО РАН.

постоянство их физико-химических свойств в течение всего процесса обработки металла [12-16]. Однако, согласно исследованиям [17, 18] оксид бора имеет тенденцию действовать как типичный комплексообразующий оксид, увеличивает степень полимеризации структуры шлаков и может привести к увеличению вязкости. С увеличением основности шлака повышаются концентрации оксидов кальция и магния, обеспечивающие рост концентрации свободных ионов кислорода (O²⁻), которые, реагируя с мостиковым кислородом в силикатах, упрощают сетчатую кремнекислородную структуру [17]. При этом с увеличением основности шлака, наряду с деполимеризацией сложной силикатной структуры, наблюдается изменение боратной структуры, когда свободные ионы кислорода взаимодействуют с мостиковым кислородом, соединяющим треугольники [ВО₂] и тетраздры [ВО₄], и разрушают дибораты. Кроме того, когда простая двумерная структура [ВО₃] встраивается в сложную трехмерную силикатную структуру, значительно уменьшается ее симметрия, прочность и, как следствие, вязкость шлака [17].

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния химического состава на вязкость и температуру кристаллизации шлаков оксидной системы $CaO-SiO_2-B_2O_3$, содержащей 15 % Al_2O_3 и 8 % MgO, представленные в виде диаграмм состав-свойство.

Материалы и методика эксперимента

Для решения поставленной задачи использован метод симплексных решеток планирования эксперимента, который позволяет получать аналитическое выражение зависимости свойства от состава в виде непрерывной функции [19, 20]. При построении матрицы планирования эксперимента на переменные составляющие пятикомпонентной системы CaO-SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃-MgO были наложены ограничения: $CaO/SiO_2 = 2,0 \div 5,0;$ 0-6 % B₂O₂; 15 % Al₂O₂; 8 % MgO. Система аппроксимируется до трехкомпонентной смеси, так как содержание оксидов Al₂O₃ и MgO постоянно. Измерение вязкости шлаков (Пз) проводили на электровибрационном вискозиметре в графитовых тиглях. Температуру шлака фиксировали с помощью термопары ПР 30/6. Температуру кристаллизации (Т,) шлаков исследуемой оксидной системы определяли графически по перегибу кривой зависимости логарифма вязкости от обратной температуры. Экспериментальные данные приведены в таблице.

Математические модели, описывающие связь температуры кристаллизации и вязкости шлаков от состава, были выбраны в виде полиномов III степени. Коэффициенты полиномов находили по данным 16 экспериментов, выполненных в соответствии с матрицей планирования эксперимента, по формулам, приведенным в работах [19, 20]. По полученным моделям рассчитаны температура кристаллизации и вязкость шлаков во всем

Экспе	оимента	льные	ланные
Suche	,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,	UID IIDIC	Aumpie

Номер	Индекс	Вязкость, Г	T °C		
смеси	шлака	1550	1600	1 _к , С	
1	Y ₁	1,7	1,4	1371	
2	Y ₂	4,1	3,2	1509	
3	Y ₃	2,4	2,1	1416	
4	Y ₄	1,0	0,8	1335	
5	<i>Y</i> ₁₂	2,1	1,9	1454	
6	Y ₁₃	3,2	2,5	1477	
7	Y ₂₁	3,4	2,8	1477	
8	Y ₂₂	2,7	2,3	1446	
9	Y ₃₁	2,1	1,6	1400	
10	Y ₃₂	1,4	1,2	1371	
11	Y ₄₁	1,2	1,1	1343	
12	Y ₄₂	1,5	1,2	1362	
13	<i>Y</i> ₁₂₁	2,0	1,8	1453	
14	Y ₁₂₂	1,7	1,6	1436	
15	Y ₁₃₁	2,5	2,2	1465	
16	Y122	2,4	2,0	1442	

Table 1. Experimental data

диапазоне составов и построены соответствующие диаграммы состав – свойство (рис. 1, 2).

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ экспериментальных данных, отображенных в виде диаграмм состав – свойство, позволяет количественно оценить влияние температуры и химического состава на физические свойства шлаков системы $CaO-SiO_2-B_2O_3$, содержащих 15 % Al_2O_3 и 8 % MgO. Шлаки изучаемой оксидной системы, не содержащие оксида B_2O_3 , характеризуются повышенными температурой кристаллизации и вязкостью. Температура кристаллизации изменяется от 1400 °С при основности 2,1 до 1500 °С при основности 5,0 (рис. 1). Вязкость таких шлаков при температуре 1550 °С изменяется от 0,20 Па·с при основности шлака 2,5 до 0,40 Па·с при основности 5,0 (рис. 2, *a*) и уменьшается с повышением температуры до 1600 °С до 0,15 и 0,30 Па·с при пониженной до 2,1 и 4,3 основности (рис. 2, *б*).

Присутствие оксида B_2O_3 в шлаках изучаемой оксидной системы расширяет диапазон состава шлаков с низкими температурой кристаллизации и вязкостью. Шлаки основностью 2,0–3,0, содержащие 1–3 % B_2O_3 , характеризуются (рис. 1) низкой температурой кристаллизации, изменяющейся от 1400 до 1450 °С, и обладают высокой текучестью. Вязкость таких шлаков при их нагреве до 1550 и 1600 °С практически не превышает 0,20 и 0,15 Па·с соответственно (рис. 2). В шлаках основностью 2,0–3,0 увеличение содержа-



Рис. 1. Диаграмма состав – температура кристаллизации (T_{κ}) шлаков системы CaO–SiO₂– B₂O₃, содержащих 15 % Al₂O₃ и 8 % MgO (—— – T_{κ} , °C; – – – линии равной основности)



Рис. 2. Диаграмма вязкости шлаков системы CaO–SiO₂–B₂O₃, содержащих содержащих 15 % Al₂O₃ и 8 % MgO при 1550 °C (*a*) и 1600 °C (*б*) (—— – вязкость, Па·с; – – – линии равной основности)

Fig. 2. Viscosity diagram for slags of CaO–SiO₂–B₂O₃ system containing 15 % of Al₂O₃ and 8 % of MgO at 1550 °C (*a*) and 1600 °C (*δ*) (—— – viscosity, Pa·s; –– – – lines of equal basicity)

ния оксида B_2O_3 до 4 – 6 % сопровождается снижением температуры кристаллизации до 1350 – 1425 °C (рис. 1) с сохранением низкой, не более 0,15 Па·с, вязкостью при температурах нагрева системы 1550 и 1600 °C (рис. 2).

Смещение формируемых шлаков, содержащих 1-6 % В₂О₂, в область повышенной до 3,0 – 5,0 основности сохраняет достаточно высокую их текучесть. При этом с ростом концентрации оксида В₂О₃ явно прослеживается тенденция смещения изучаемой оксидной системы в область низкой температуры кристаллизации. Температура кристаллизации шлаков основностью 3,0-4,0, содержащих 6 % В₂О₃, достигает 1400 °С и практически не превышает 1475 °C для шлаков основностью 4,0-5,0, содержащих 1-2 % В₂О₃ (рис. 1). При температуре 1600 °С вязкость таких шлаков изменяется от 0,15 Па с при основности 3,0 и содержании 5 – 6 % B_2O_3 до 0,25 Па·с при основности 4,0 – 5,0 при содержании B_2O_3 на уровне 1-3% (рис. 2, б). Снижение температуры исследуемой оксидной системы на 50 °С сопровождается незначительным (не более 0,05 Па·с) повышением вязкости.

Выводы

Экспериментальные исследования физических свойств шлаков системы CaO-SiO₂-B₂O₃, содержащих 15 % Al₂O₂ и 8 % MgO, с использованием метода симплексных решеток планирования позволили получить новые данные о температуре кристаллизации и вязкости шлаков изучаемой оксидной системы, представленные в виде диаграмм состав – свойство. Оксид бора является эффективным средством регулирования физических свойств шлаков изучаемой оксидной системы. Формирование шлаков, содержащих $1 - 6 \% B_2 O_3$, в области основности 2,0 – 5,0 обеспечивает высокую их текучесть в диапазоне температур 1550 – 1600 °C. Температура кристаллизации таких шлаков изменяется в пределах 1350 – 1475 °C, обеспечивая вязкость изучаемой оксидной системы на уровне 0,15 - 0,30 Па с. Приведенные диаграммы состав – свойство могут быть использованы в ковшевой металлургии для разработки оптимального химического состава рафинированных шлаков с высокими физико-химическими свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Производство стали. В 3 т. Т. 3. Внепечная металлургия стали. – М.: Теплотехник, 2010. – 544 с.
- Попель С.И., Сотников А.И., Бороненков В.Н. Теория металлургических процессов. Учеб. пособие для студ. металлург. спец. вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 463 с.

- Соколов Г.А. Внепечное рафинирование стали. М.: Металлургия, 1977. – 208 с.
- Физико-химические методы исследования металлургических процессов / П.П. Арсентьев, В.В. Яковлев, М.Г. Крашенинников, Л.А. Пронин, Е.С. Филиппов. – М.: Металлургия, 1988. – 511 с.
- Явойский В.И., Явойский А.В. Научные основы современных процессов производства стали. – М.: Металлургия, 1987. – 184 с.
- Wang H.M., Zhang T.W., Zhu H., Yan Y.Q., Zhao Y.N. Effect of B₂O₃ and CaF₂ on viscosity of ladle refining slag // Advanced Materials Research. 2011. Vol. 295-297. P. 2647 – 2650.
- Ko K.Y., Park J.H. Effect of CaF₂ addition on the viscosity and structure of CaO-SiO₂-MnO slags // ISIJ International. 2013. Vol. 53. No. 6. P. 958 – 965.
- Choi S.Y., Lee D.H., Shin D.W., Choi S.Y., Cho J.W., Park J.M. Properties of F-free glass system as a mold flux: viscosity, thermal conductivity and crystallization behavior // Non-Cryst. Solids. 2004. Vol. 345-346. P. 157 – 160.
- Nakada H., Nagata K. Crystallization of CaO-SiO₂-TiO₂ slag as a candidate for fluorine free mold flux // ISIJ Int. 2006. Vol. 46. No. 3. P. 441 – 449.
- Persson M., Seetharaman S., Seetharaman S. Kinetic studies of fluoride evaporation from slags // ISIJ Int. 2007. Vol. 47. No. 12. P. 1711 – 1717.
- Физические свойства расплавов системы CaO-Al₂O₃-SiO₂--MgO-CaF₂ / А.А. Акбердин, И.С. Куликов, В.А. Ким и др. – М.: Металлургия, 1987. – 144 с.
- Hongming W., Tingwang Z., Hua Z. Effect of B₂O₃ on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux // ISIJ International. 2011. Vol. 51. No. 5. P. 702 – 708.
- Акбердин А.А., Киреева Г.М., Медведовская И.А. Влияние В₂О₃ на вязкость шлаков системы CaO – Al₂O₃ – SiO₂ // Известия АН СССР. Металлы. 1986. № 3. С. 55, 56.
- 14. Бабенко А.А., Истомин С.А., Протопопов Е.В., Сычев А.В., Рябов В.В. Вязкость шлаков системы CaO – SiO₂ – Al₂O₃ – MgO – – B₂O₃ // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 2. С. 41 – 43.
- Wang Hong-ming, Li Gui-rong, Li Bo, Zhang Xue-jun, Yan Yongqi. Effect of B₂O₃ on melting temperature of CaO-based ladle refining slag // ISIJ International. 2010. Vol. 17. No. 10. P. 18 – 22.
- 16. Wamg H., Li G., Dai R. CAS-OB: refining slag modification with B₂O₃ - CaO and CaF₂ - CaO // Ironmaking and Steelmaking. 2007. Vol. 34. No. 4. P. 350 - 353.
- Zhang Lei, Wang Wanlin, Xie Senlin, Zhang Kaixuan, Sohn II. Effect of basicity and B₂O₃ on the viscosity and structure of fluorinefree mold flux // Journal of Non-Crystalline Solids. 2017. Vol. 460. No. 4. P. 113 – 118.
- Sun Y.Q., Liao J.L., Zheng K., Wang X.D., Zhang Z.T. Effect of B₂O₃ on the Structure and Viscous Behavior of Ti-Bearing Blast Furnace Slags // JOM. 2014. Vol. 66. No. 10. P. 2168 – 2175.
- Планирование эксперимента при исследовании физико-химических свойств металлургических шлаков. Методическое пособие / В.А. Ким, Э.Н. Николай, А.А. Акбердин и др. Алма-Ата: Наука, 1989. 116 с.
- 20. Ким В.А., Акбердин А.А., Куликов И.С. и др. Использование метода симплексных решеток для построения диаграмм типа состав – вязкость // Изв. вуз. Черная металлургия. 1980. № 9. С. 167, 168.

Поступила в редакцию 25 июня 2019 г. После доработки 8 июля 2019 г. Принята к публикации 8 июля 2019 г. IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 769-773.

PHYSICAL PROPERTIES OF SLAGS OF CaO-SiO₂-B₂O₃ SYSTEM CONTAINING 15 % OF Al₂O₃ AND 8 % OF MgO

A.A. Babenko, R.R. Shartdinov, A.G. Upolovnikova, A.N. Smetannikov, V.S. Gulyakov

Institute of Metallurgy, UB RAS, Ekaterinburg, Russia

- Abstract. Influence of the chemical composition of CaO-SiO₂-B₂O₃ oxide system containing 15 % Al₂O₂ and 8 % MgO (in this expression and hereinafter indicated by mass %) on viscosity and crystallization temperature was studied using experiment method of simplex lattice planning. Addition of B2O3 to the slags of oxide system expands the range of slags composition with a low crystallization temperature and viscosity. Slags with a basicity of 2-3, containing 1-3% of B₂O₂ are characterized by a low crystallization temperature, varying from 1400 to 1450 °C and have high flowability. The viscosity of such slags when heated to 1550 and 1600 °C does not exceed 0.20 and 0.15 Pa·s, respectively. An increase in B_2O_3 content to 4-6 % in slags with a basicity of 2-3 is accompanied by a decrease in crystallization temperature to 1350 - 1425 °C with keeping low, not more than 0.15 Pa s, viscosity in the range of heating temperatures at 1550 and 1600 °C. The displacement of formed slags containing 1 - 6% of B₂O₂ to the area of increased basicity up to 3-5 preserves their relatively high fluidity. In this case, with an increase in B₂O₂ concentration, there is a clear tendency for the studied oxide system to shift to the region of low crystallization temperatures. Crystallization temperature of slags with basicity of 3-4 containing 6 % of B2O3 reaches 1400 °C and practically does not exceed 1475 °C of slags with basicity of 4 - 5 containing 1 - 2 % of B₂O₂. At temperature of 1600 °C, the viscosity of such slags varies from 0.15 Pa s with a basicity of 3 and a content of 5-6%of B_2O_2 to 0.25 Pa s in the basicity range of 4-5 with B_2O_2 content of 1 - 3 %. A decrease in temperature of the studied oxide system by 50 °C is accompanied by a slight (no more than 0.05 Pa·s) increase in viscosity.
- *Keywords*: viscosity, crystallization temperature, experimental design, local simplex, slag, boron oxide, composition-property diagram.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-769-773

REFERENCES

- 1. Dyudkin D.A., Kisilenko V.V. *Proizvodstvo stali. T. 3. Vnepechnaya metallurgiya stali* [Steel production. Vol. 3. Ladle metallurgy of steel]. Moscow: Teplotekhnik, 2010, 544 p. (In Russ.).
- Popel' S.I., Sotnikov A.I., Boronenkov V.N. *Teoriya metallurgicheskikh protsessov* [Theory of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 463 p. (In Russ.).
- Sokolov G.A. *Vnepechnoe rafinirovanie stali* [Ladle refining of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 208 p. (In Russ.).
- Arsent'ev P.P., Yakovlev V.V., Krasheninnikov M.G., Pronin L.A., Filippov E.S. *Fiziko-khimicheskie metody issledovaniya metallurgicheskikh protsessov* [Physico-chemical methods in study of metallurgical processes]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 511 p. (In Russ.).
- Yavoiskii V.I., Yavoiskii A.V. Nauchnye osnovy sovremennykh protsessov proizvodstva stali [Scientific basis of modern steel production processes]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 184 p. (In Russ.).
- Wang H.M., Zhang T.W., Zhu H., Yan Y.Q., Zhao Y.N. Effect of B₂O₃ and CaF₂ on viscosity of ladle refining slag. *Advanced Materials Research*. 2011, vol. 295-297, pp. 2647–2650.
- Ko K.Y., Park J.H. Effect of CaF2 addition on the viscosity and structure of CaO-SiO₂-MnO slags. *ISIJ International*. 2013, vol. 53, no. 6, pp. 958–965.

- Choi S.Y., Lee D.H., Shin D.W., Choi S.Y., Cho J.W., Park J.M. Properties of F-free glass system as a mold flux: viscosity, thermal conductivity and crystallization behavior. *Non-Cryst. Solids*. 2004, vol. 345-346, pp. 157–160.
- Nakada H., Nagata K. Crystallization of CaO-SiO₂-TiO₂ slag as a candidate for fluorine free mold flux. *ISLJ Int.* 2006, vol. 46, no. 3, pp. 441–449.
- Persson M., Seetharaman S., Seetharaman S. Kinetic studies of fluoride evaporation from slags. *ISLJ Int.* 2007, vol. 47, no. 12, pp. 1711–1717.
- Akberdin A.A., Kulikov I.S., Kim V.A. etc. *Fizicheskie svoistva* rasplavov sistemy CaO-Al₂O₃-SiO₂-MgO-CaF₂ [Physical properties of the melts of CaO-Al₂O₃-SiO₂-MgO-CaF₂ system]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 144 p. (In Russ.).
- Hongming W., Tingwang Z., Hua Z. Effect of B₂O₃ on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 5, pp. 702–708.
- Akberdin A.A., Kireeva G.M., Medvedovskaya I.A. Effect of B₂O₃ on viscosity of the slags of CaO – Al₂O₃ – SiO₂ system. *Izvestiya AN* SSSR. Metally. 1986, no. 3, pp. 55–56. (In Russ.).
- Babenko A.A., Istomin S.A., Protopopov E.V., Sychev A.V., Ryabov V.V. Viscosity of CaO – SiO₂ – Al₂O₃ – MgO – B₂O₃ slag system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 2, pp. 41–43. (In Russ.).
- Wang Hong-ming, Li Gui-rong, Li Bo, Zhang Xue-jun., Yan Yongqi. Effect of B₂O₃ on melting temperature of CaO-based ladle refining slag. *ISIJ International*. 2010, vol. 17, no. 10, pp. 18–22.
- Wamg H., Li G., Dai R. CAS-OB: refining slag modification with B₂O₃ - CaO and CaF₂ - CaO. *Ironmaking and Steelmaking*. 2007, vol. 34, no. 4, pp. 350–353.
- Zhang Lei, Wang Wanlin, Xie Senlin, Zhang Kaixuan, Sohn II. Effect of basicity and B₂O₃ on the viscosity and structure of fluorine-free mold flux. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2017, vol. 460, no. 4, pp. 113–118.
- Sun Y.Q., Liao J.L., Zheng K., Wang X.D., Zhang Z.T. Effect of B₂O₃ on the structure and viscous behavior of Ti-bearing blast furnace slags. *JOM*. 2014, vol. 66, no. 10, pp. 2168–2175.
- 19. Kim V.A., Nikolai E.N., Akberdin A.A. etc. *Planirovanie eksperimenta pri issledovanii fiziko-khimicheskikh svoistv metallurgicheskikh shlakov. Metodicheskoe posobie* [Experiment planning in study of physicochemical properties of metallurgical slag. Method book]. Alma-Ata: Nauka, 1989, 116 p. (In Russ.).
- Kim V.A., Akberdin A.A., Kulikov I.S. etc. Application of simplex lattice method for constructing composition-viscosity diagrams. *Iz-vestiya. Ferrous Metallurgy*. 1980, no. 9, pp. 167–168. (In Russ.).
- *Acknowledgements*. The work was performed within the state assignment of IMET UB RAS.

Information about the authors:

A.A. Babenko, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher

(babenko251@gmail.com) *R.R. Shartdinov, Junior Recearcher* (russianpersen@mail.ru)

A.G. Upolovnikova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

(upol.ru@mail.ru)

A.N. Smetannikov, Research Engineer

(artem.smetannikov.89@mail.ru)

V.S. Gulyakov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

Received June 25, 2019 Revised July 8, 2019 Accepted July 8, 2019 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 774 – 781. © 2019. Хоботова Э.Б., Игнатенко М.И., Сторчак О.Г., Калюжная Ю.С., Грайворонская И.В.

УДК 504.064.4:658.567.1

МИНЕРАЛЬНЫЙ СОСТАВ ОТВАЛЬНЫХ ДОМЕННЫХ ШЛАКОВ

Хоботова Э.Б., д.х.н., профессор кафедры технологии дорожно-строительных материалов и химии (elinahobotova@gmail.com)

Игнатенко М.И., к.т.н., доцент кафедры технологии дорожно-строительных материалов

и химии (chemistry@khadi.kharkov.ua)

Сторчак О.Г., к.ф.н., доцент кафедры иностранных языков (storchak.oleg@gmail.com)

Калюжная Ю.С., к.т.н., доцент кафедры технологии дорожно-строительных материалов

и химии

Грайворонская И.В., к.т.н., доцент кафедры метрологии и безопасности жизнедеятельности (inna gra@ukr.net)

Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет

(61000, Украина, Харьков, ул. Ярослава Мудрого, 25)

Аннотация. Промышленные отходы, скапливающиеся в отвалах, во многих случаях обладают ценными техническими свойствами, поэтому их можно рассматриваться как вторичные ресурсы. Изучение свойств и модификации шлаков в различных условиях требует комплексного подхода, включающего рентгенофазовый, электронно-микроскопический и петрографический анализы. Цель исследований - на основе выбранных экспериментальных методов обосновать ресурсную ценность отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь». Рентгенофазовый анализ позволил выявить минералы доменных шлаков, находящиеся в кристаллическом состоянии: ранкинит 3CaO·2SiO₁, кварц SiO₂, геленит 2CaO·Al₂O₃·SiO₂, бредигит α-2CaO·SiO₂, окерманит 2CaO·MgO·2SiO₂, псевдоволластонит α-CaO·SiO₂. Минералы окерманит, бредигит, псевдоволластонит ценны в техническом отношении при производстве вяжущих материалов, так как обладают гидравлической активностью. Содержание гидравлически активных минералов увеличивается с укрупнением частиц шлака, достигая максимального значения 40 % для крупных частиц шлака. Рассчитана массовая доля стеклообразного компонента, составляющая половину массы доменного шлака. Присутствие аморфных фаз свидетельствует о повышенной сорбционной и химической активности шлака, что важно с позиций использования шлака в производстве вяжущих веществ. В крупной фракции шлака массовый вклад аморфного состояния вещества немного выше. Микрофотографии поверхности частиц доменного шлака свидетельствуют о высокой степени разрыхления с присутствием игольчатых и пластинчатых кристаллов, что обусловливает сорбционные свойства шлака. Отвальный доменный шлак ПАО «Запорожсталь» можно рекомендовать в производстве вяжущих веществ (портландцемента и шлакопортландцемента) по совокупности химических показателей: высокая концентрация гидравлически активных минералов и аморфной фазы, высокоразвитая поверхность шлаковых частиц, наличие сорбционной поверхностной активности.

Ключевые слова: отвальный доменный шлак, химический состав, минералы, аморфная фаза, сорбционные свойства, гидравлическая активность, вяжущие вещества.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-774-781

Введение

Значительное количество шлаков образуется в виде отходов или побочных продуктов в металлургической промышленности. С ростом индустриализации доступная территория для засыпки больших объемов металлургических шлаков сокращается, стоимость утилизации становится все более высокой. Металлургические (доменные) шлаки характеризуются достаточно высокой концентрацией ценных металлов и минералов. Однако в настоящее время большинство промышленных шлаков утилизируют, а не используют с учетом всех их полезных качеств. Подобный подход может привести к существенной экономической выгоде, экономии ресурсов, энергосбережению и сокращению выбросов. К шлакам применяют такие механические и физико-химические методы обработки, как дробление, измельчение, гидроциклонная обработка, магнитная сепарация, флотация, выщелачивание и обжиг [1]. Наиболее экономичный и эффективный вариант сокращения металлургических отходов заключается в рециклинге, значительно снижающем выбросы диоксида углерода, характерные для шлаков [2]. Преобразование последних из одной формы в другую для повторного использования на одном и том же производственном объекте или на различных промышленных установках очень важно не только для сохранения металлов и минеральных ресурсов, но и для защиты окружающей среды.

В последние годы экологический аспект управления промышленными отходами стал императивом. Технологии, реализующие концепцию промышленной экологии, выходят на рынок только в том случае, если экологические и экономические выгоды значительны. В настоящей работе проанализированы современные инновационные технологии. Шлаки, полученные на различных металлургических производствах, используют по-разному в зависимости от их характеристик. Использование металлургических шлаков в строительной индустрии увеличивается, поскольку истощаются природные ресурсы. Чаще всего в строительстве применяют шлаки производства чугуна и стали. Изменение свойств строительных материалов на основе шлака варьируется, когда шлак получен в различных технологических процессах. Необходимым условием использования шлаков является предварительное изучение их физико-химических и механических свойств. В работе [3] для шлаков, используемых в строительстве, изучены свойства гидратации, реактивности, гидравлической активности, pH, содержание стекла, микроструктура. В работе [4] показана возможность использования шлаков производства нержавеющей стали в качестве блочной кладки (кирпичей) после предварительной карбонизации и термо-щелочной активации. Шлак ковшовой печи как побочный продукт вторичного рафинирования стали предложено использовать [5] в качестве связующего для строительных растворов при замене гидравлической извести. Шлаковые агрегаты базовой кислородной печи рекомендуют [6] как связующее в шлаково-битумных смесях. Негативным фактором в этом случае является низкое содержание минералов C₂S и C₂S в шлаке, что делает его плохим гидравлическим связующим.

Тремя основными направлениями использования шлаков в производстве вяжущих материалов являются частичная замена портландцемента, т.е. создание шлакопортландцемента (ШПЦ); разработка новых видов шлако-щелочных вяжущих (ШЩВ); использование шлаков в качестве сырья при производстве портландцемента (ПЦ). В последнем случае минералы шлаков распадаются при высокотемпературном обжиге и из получившихся оксидов образуются новые минералы, характерные для ПЦ.

В работах [7 - 10] рассмотрены варианты использования металлургических шлаков в создании ШПЦ, внедрение которых уменьшит потребность в портландцементе, тем самым значительно сократив количество загрязнений. Исследование [10] показало, что развитие напряжений в шлакопортландбетонах на ранних стадиях твердения связано с низким значением отношения MgO/Al₂O₃ в гранулированном доменном шлаке. В работах [11 – 15] проанализировано влияние температуры, состава шлака, условий гидратации и активации на свойства ШПЦ. Дозировка шлака до 70 % в связующем способствует активному набору бетоном прочности на сжатие и изгиб, особенно на поздних стадиях созревания. Кроме того, шлак активирует гидратацию клинкерных минералов [15].

Вторым направлением использования доменного шлака в производстве строительных материалов является создание ШЩВ. Авторами работы [16] определены высокие значения прочности на сжатие и растяжение для следующей композиции: 50 % доменного гравия, 50 % гранулированного доменного шлака и 18 % жидкого стекла в качестве активатора твердения. Также показано [17, 18], что малоактивные доменные шлаки и шлаки другого происхождения с невысокой гидравлической активностью можно использовать для производства ШЩВ. Достоинствами применения таких шлаков является практически полное связывание тяжелых металлов различными щелочными агентами с прекращением их миграции в окружающую среду.

Добавление шлака производства стали в сырьевую муку для получения портландцементного клинкера показало, что использование шлака не влияет на минералогические характеристики производимого ПЦ. Продукты гидратации исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа последовательно в течение 90 дней [19].

Спорным остается вопрос о полноте предварительно полученной научной информации, характеризующей технически полезные свойства и химический состав шлаков, другими словами о последовательности изучения шлаков по определенным научным методикам. Различные типы шлака, образующегося в процессе выплавки стали в кислородных и электродуговых печах и процессах рафинирования, предложено [20] исследовать методами рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии. Близки подходы к анализу химических и минеральных компонентов конвертерного стального шлака: электронная микроскопия, анализ энергетического спектра, рентгеноструктурный анализ [21]. Химический и минеральный состав стального шлака, хранящегося в зонах утилизации, был определен методами элементарной химии, рентгеновской дифракции, термического анализа, сканирующей электронной микроскопии и ИК-Фурье-спектроскопии [22].

В работе [23] предложена методика определения ресурсной ценности промышленных отходов с целью их утилизации в качестве технических материалов, оптимизирующая последовательность исследований, повышающая их эффективность и полноту по выявлению необходимых свойств отходов. Выбор методов исследования основан на необходимости изучения минерального, элементного, оксидного и радионуклидного составов промышленных отходов, структуры их поверхности, сорбционной и гидравлической активности. Использованы методы исследования: рентгенофазовый, гамма-спектрометрический, электронно-зондовый микроанализ, петрографический анализ.

Целью настоящего исследования является на основе выбранных экспериментальных методов обосновать ресурсную ценность отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь».

Методика исследований

Пробы шлака отбирали в соответствии с правилами, изложенными в рекомендациях работы [24]. Рассеивание на гранулометрические фракции проводили с помощью набора сит. Выделены следующие фракции, мм: более 20, 10 - 20, 5 - 10, 2,5 - 5,0, 1,25 - 2,50, 0,63 - 1,25, менее 0,63. Гранулометрический состав отвального доменного шлака представлен на рис. 1.

Минеральный состав кристаллической компоненты шлака определен с помощью рентгенофазового анализа [25], выполненного на порошковом дифрактометре Siemens D500 в медном излучении с графитовым монохроматором. Полнопрофильные дифрактограммы измерены в интервале углов $5^{\circ} < 2\theta < (110 - 120^{\circ})$. Первичный поиск фаз выполнен по картотеке PDF-1 [26], после чего проведен расчет рентгенограммы FullProf [27].

Петрографическое исследование кристаллической и аморфной компонент отвального доменного шлака проводили при помощи микроскопов МИН-8 и Nu-2E в проходящем свете в иммерсионных препаратах и прозрачных шлифах.

Морфология поверхности частиц определена методом электронно-зондового микроанализа (ЕРМА) на сканирующем электронном микроскопе JSM-6390 LV.

Минеральный состав кристаллической компоненты шлака

Результаты рентгенофазового анализа

Согласно полученным дифрактограммам найдены шесть фаз: ранкинит Ca₃Si₂O₇(3CaO·2SiO₂), кварц SiO₂, геленит Ca₂Al(Al, Si)₂O₇ (2CaO·Al₂O₃·SiO₂), бредигит Ca₁₄Mg₂(SiO₄)₈ (α -2CaO·SiO₂), окерманит Ca₂MgSi₂O₇ (2CaO·MgO·2SiO₂), псевдоволластонит (α -CaO·SiO₂) CaSiO₃. Массовые доли минералов приведены в табл. 1 для трех групп частиц: мелкие (менее 0,63 мм), средние (0,63 – 5,00 мм), крупные (более 5,00 мм).



Рис. 1. Гранулометрический состав отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь»

Fig. 1. Granulometric composition of dump blast furnace slag of Zaporozhstal PJSC

Петрографический анализ подтвердил наличие большинства фаз и дополнительно обнаружил еще несколько. Сравнительный анализ минералогических составов отдельных фракций шлака, установленных двумя экспериментальными методами, представлен в табл. 1.

Согласно результатам рентгенофазового анализа массовая доля минералов ранкинита $3CaO \cdot 2SiO_2$ и окерманита $2CaO \cdot MgO \cdot 2SiO_2$ уменьшается с увеличением размера отсеянных зерен, содержание геленита $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$ – несколько увеличивается, бредигит α -2CaO \cdot SiO_2 содержится в основном в крупной фракции.

Содержание псевдоволластонита α -CaO·SiO₂ экстремально зависит от размера частиц образцов. Максимум содержания этого минерала приходится на средние по размеру частицы шлака.

Результаты петрографического исследования

Две группы частиц шлака по дисперсности (мелкие и крупные) были исследованы с помощью петрографического анализа (табл. 1). В шлаковом стекле могут наблюдаться кристаллиты, которые становятся зародышами кристаллов минералов шлака.

Группа крупных частиц шлака представлена обломками светло-серого цвета (в центральной части – более темные) размером до 2 – 4 см. Проба состоит преимущественно из кристаллических фаз, которые представлены псевдоволластонитом, мелилитом, пироксеном, β -2CaO·SiO₂. Псевдоволластонит (α -CaO·SiO₂) образует удлиненно-призматические кристаллы, иногда субпараллельные, иногда пересекающиеся. Длина кристаллов достигает 300 мкм при ширине кристаллов 4 – 9 мкм (рис. 2). Фаза β -2CaO·SiO₂ образует изометричные кристаллы размером 20 – 50 мкм.

Мелилиты (твердый раствор 2CaO·Al₂O₃·SiO₂ геленит – 2CaO·MgO·2SiO₂ окерманит) присутствуют в виде призматических кристаллов длиной до 200 мкм при ширине 8 – 30 мкм. Судя по величине среднего показателя преломления $N_{\rm cp.} \approx 1,654$, мелилиты содержат примерно равное количество геленита и окерманита.

Пироксены (твердый раствор CaO·MgO·2SiO₂ диопсид – CaO·FeO·2SiO₂ геденбергит) наблюдаются в виде призматических кристаллов зеленовато-буроватой окраски до 20 – 35 мкм в длину. Судя по значениям коэффициентов преломления, в твердом растворе содержится примерно равное количество диопсида и геденбергита.

Кристаллические фазы цементируются тончайшими пленками стеклофазы. Сравнение показателей преломления *N* стеклофазы (примерно 1,60 – 1,63) со значениями (1,71 – 1,90) для стекла портландцементного клинкера [28] показывает значительное их отличие.

Группа мелких частиц шлака по составу и структуре похожа на группу крупных частиц, но отличается нали-

Таблица 1

Минеральный состав гранулометрических фракций отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь»

Table 1. Mineral composition of granulometric fractions of dump blast furnace slag of Zaporozhstal PJSC

Фаза		Результа групп ча	ты рентгено астиц шлака	Фаза	Результаты петрографического анализа минералов в группах шлака по дисперсности, массовая доля, %				
	мелл массовая доля, %	кая размер частиц,	сред массовая доля, %	няя размер частиц,	круп массовая доля, %	ная размер частиц,		мелкая	крупная
		HM		HM		HM			
SiO ₂	6	>500	5	257	4	57	SiO ₂	5 - 10	-
α-2CaO·SiO ₂ бредигит	5	57	8	78	28	71	β -2CaO·SiO ₂	10 - 15	19
2CaO·Al ₂ O ₃ ·SiO ₂ геленит	32	>500	33	>500	40	68	мелилиты:	25 20	24
2CaO·MgO·2SiO ₂ окерманит	7	126	4	107	2	120	окерманит	25 - 50	34
α-CaO·SiO ₂ псевдоволлас- тонит	14	29	18	22	10	24	α-CaO·SiO ₂ псевдоволлас- тонит	15 – 20	17
3CaO·2SiO ₂ ранкинит	36	90	25	94	12	84	пироксены: $CaO \cdot MgO \cdot 2SiO_2$ диопсид + $CaO \cdot FeO \cdot 2SiO_2$ геденбергит	5 - 10	7
P							СаСО ₃ кальцит	10 - 15	2
							CaS ольдгамит	1 - 2	1
							стеклофаза	10 - 15	8



Рис. 2. Микрофотографии образца фракции более 20 мм отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь» (увеличение 500): *а* – николи параллельные; *б* – николи скрещенные

Fig. 2. Microphotographs of a sample of over 20 mm fraction of dump blast furnace slag of Zaporozhstal PJSC (\times 500): *a* – parallel nicols; *b* – crossed nicols

чием обломков кварца и большим содержанием кальцита. Возможно, присутствует портландит – $Ca(OH)_2$ в виде мелких (≤ 4 мкм) зерен в тонкозернистых агрегатах совместно с кальцитом.

Результаты рентгенофазового и петрографического анализов показали сходство в обнаружении определенных минералов и их количественном вкладе (табл. 1). Двумя методами обнаружены кварц, двухкальциевый
силикат, псевдоволластонит, мелилиты. Имеются и отличия в определении качественного минерального состава шлака двумя методами. Рентгенофазовым методом в составе кристаллической фазы обнаружен ранкинит с высокой массовой долей. Петрографическим анализом дополнительно установлено присутствие пироксенов: диопсида и геденбергита, кальцита, ольдгамита и стеклофазы. Массовая доля стеклофазы составляет 10 - 15 %, что укладывается в концентрационный интервал стекла портландцементного клинкера 3 - 25 % [28]. Фаза $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ обнаружена в виде различных модификаций. Химически активная α -модификация найдена при рентгенофазовом исследовании.

Массовая доля минералов согласно рентгенофазовому анализу определена только в кристаллической составляющей фракции, а петрографическим анализом во всей фракции. Кварц SiO₂ не обнаружен в крупных частицах шлака с помощью петрографического анализа. Видимо, он отсутствует в стеклофазе. По результатам рентгенофазового анализа массовый вклад соединения SiO₂ уменьшается при увеличении размера частиц шлака. Для крупных частиц шлака он составляет всего 4 % (табл. 1). Общее содержание геленита и окерманита, определенное рентгенофазовым методом, выше, чем в петрографическом анализе. Это однозначно свидетельствует об отсутствии мелилитов в аморфной части фракций. Кроме того, имеются расхождения в соотношениях геленита и окерманита, определенных двумя методами. Петрографический анализ показал примерно равное их количество, а рентгенофазовый анализ - существенное преобладание геленита.

Минеральный состав кристаллической части отвального доменного шлака указывает на его родственность таковому для гранулированных шлаков. Содержание гидравлически активных минералов (бредигита, окерманита и псевдоволластонита) увеличивается с укрупнением частиц шлака, достигая максимального значения 40 % для крупных частиц шлака. Присутствие этих минеральных фаз свидетельствует о пригодности шлака для производства вяжущих веществ.

МАССОВАЯ ДОЛЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ ВЕЩЕСТВ В ОТВАЛЬНОМ ДОМЕННОМ ШЛАКЕ

Присутствие аморфных веществ подтверждается выраженным волнистым фоном на рентгеновских дифрактограммах некоторых образцов шлаков. В связи с этим для фракций отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь» проведен расчет массовой доли кристаллических и аморфных веществ. Для расчета использовали методику, представленную в работе [29]. Результаты расчета приведены в табл. 2. Массовая доля аморфного состояния высока, если принять во внимание, что шлак является отвальным, т.е. медленно охлажденным. Шлак наполовину состоит из веществ в аморфном состоянии, что подтвержда-

778

Таблица 2

Результаты расчета средней массовой доли вещества в кристаллическом и аморфном состояниях

Table 2. Calculation results of average mass fraction of a substance in crystalline and amorphous state

Состояние вещества	Массовая доля, %, вещества в различных состояниях в группах шлака по дисперсности				
	мелкая	крупная			
Кристалли- ческое	48 (46 - 50)	43 (41 – 45)			
Аморфное	53 (51 - 55)	58 (56 - 60)			

ет возможность сорбции посторонних ионов и соединений за счет поглощения сорбционно-активной поверхностью шлака. Присутствие аморфных фаз свидетельствует о повышенной сорбционной и химической активностях шлака, что важно с позиций его использования в производстве вяжущих веществ. В крупной фракции шлака массовый вклад аморфного состояния вещества немного выше.

Морфология поверхности частиц

Сорбционная активность поверхности частиц обычно определяется морфологическими особенностями их поверхности и возрастает при увеличении степени ее разрыхления. Микрофотографии (рис. 3) поверхности зерен доменного шлака свидетельствуют, что поверхность частиц фракции менее 0,63 мм отличается высокой степенью разрыхления. Для фракции 2,5 – 5,0 мм характерно присутствие игольчатых структур, характеризующихся высокой сорбционной способностью. Частицы же фракции более 20 мм имеют пластинчатое строение, при котором сорбция осуществляется в меньшей степени.

Выводы

Обоснован выбор физико-химических методов исследования, позволяющих достоверно определить минеральный состав отвального доменного шлака и прогнозировать его ресурсную ценность. Показано, что изучение свойств и модификации шлаков в различных условиях требует комплексного подхода, включающего рентгенофазовый, электронно-микроскопический анализы и петрографическое исследование. Рентгенофазовый и петрографический анализы позволили выявить минералы доменных шлаков, находящиеся в кристаллическом состоянии, подтвердить наличие аморфного состояния веществ. Доказано наличие в составе шлака минералов, ценных в техническом отношении при производстве вяжущих материалов. Рассчитана массовая доля стеклообразного компо-



Рис. 3. Микрофотографии поверхности частиц отвального доменного шлака ПАО «Запорожсталь» фракций менее 0,63 мм (*a*), 2,5 – 5,0 мм (*б*); более 20 мм (*в*)

Fig. 3. Micrographs of the particles' surface of dump blast furnace slag of Zaporozhstal PJSC of fractions: less than 0.63 mm (*a*), of 2.5 – 5.0 mm (*b*); over 20 mm (*c*)

нента, составляющая половину массы доменного шлака ПАО «Запорожсталь». Отвальный доменный шлак ПАО «Запорожсталь» можно рекомендовать для производства вяжущих веществ (портландцемента и шлакопортландцемента) по совокупности показателей: высокая концентрация гидравлически активных минералов и аморфной фазы, высокоразвитая поверхность шлаковых частиц, наличие сорбционной поверхностной активности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Das B., Prakash S., Misra V.N. An overview of utilization of slag and sludge from steel industries // Resources Conservation and Recycling. 2007. Vol. 50. No. 1. P. 40 – 57.
- 2. Шлипхаке Х., Эндеман Г. Ресурсосбережение и циркуляционная экономика // Черные металлы. 2017. № 3. С. 58 64.
- Mohit J. Use and properties of blast furnace slag as a building material // International Journal of Recent Contributions from Engineering, Science & IT (iJES). 2014. Vol. 2. No. 4. P. 54 – 60.
- Salman M., Dubois M., Di Maria A., Van Acker K., Van Balen K. Construction materials from stainless steel slags: technical aspects, environmental benefits and aconomic opportunities // Journal of Industrial Ecology. 2016. Vol. 20. No. 4. P. 854 – 866.
- Borges Marinho A.L., Mol Santos C.M., Carvalho de J.M.F., Mendes Ju.C., Brigolini G.J., Fiorotti Peixoto R.A. Ladle furnace slag as binder for cement-based composites // Journal of Materials in Civil Engineering. 2017. Vol. 29. No. 11. P. 849 – 861.
- Kambole C., Paige-Green P., Kupolati W.K., Ndambuki J.M., Adeboje A.O. Basic oxygen furnace slag for road pavements: A review of material characteristics and performance for effective utilisation in southern Africa // Construction and Building Materials. 2017. Vol. 148. P. 618 – 631.
- Sajedi F., Razak H.A. The effect of chemical activators on early strength of ordinary Portland. Cement-slag mortars // Construction and Building Materials. 2010. Vol. 24. No. 10. P. 1944 – 1951.
- Raia A., Prabakarb J., Rajub C.B., Morchalleb R.K. Metallurgical slag as a component in blended cement // Construction and Building Materials. 2002. Vol. 16. No. 8. P. 489 – 494.
- Escalante-Garcia J.I., Espinoza-Perez L.J., Gorokhovsky A., Gomez-Zamorano L.Y. Coarse blast furnace slag as a cementitious material, comparative study as a partial replacement of Portland cement and as an alkali activated cement // Construction and Building Materials. 2009. Vol. 23. No. 7. P. 2511 – 2517.
- Shanahan N., Markandeya A. Influence of slag composition on cracking potential of slag-portland cement concrete // Construction and Building Materials. 2018. Vol. 164. No. 3. P. 820 – 829.
- Qiang W., Peiyu Ya. Hydration properties of basic oxygen furnace steel slag // Construction and Building Materials. 2010. Vol. 24. No. 7. P. 1134 – 1140.
- Chen W., Brouwers H.J.H. The hydration of slag, part 2: reaction models for blended cement // J. Mater Sci. 2007. Vol. 42. No. 2. P. 444 – 464.
- Bellmann F., Stark J. Activation of blast furnace slag by a new method // Cement and Concrete Research. 2009. Vol. 39. No. 8. P. 644 – 650.
- Black L., Ogirigbo O. Influence of slag composition and temperature on the hydration and microstructure of slag blended cements // Construction and Building Materials. 2016. Vol. 126. No. 11. P. 496 – 507.
- Schuldyakov K.V., Kramar L.Ya., Trofimov B.Ya.The properties of slag cement and its influence on the structure of the hardened cement paste // Procedia Engineering. 2016. Vol. 150. P. 1433 – 1439.
- Pribulová A., Futáš P., Baricová D. Processing and utilization of metallurgical slags // Production Engineering Archives. 2016. Vol. 11. No. 2. P. 2 – 5.
- Criado M., Ke X., Provis J., Bernal S.A. Alternative inorganic binders based on alkali-activated metallurgical slags. In: Sustainable and Nonconventional Construction Materials using Inorganic Bonded Fiber Composites. 2017. P. 185 – 220.
- Трофимов Б.Я., Шулдяков К.В. О применении малоактивного доменного гранулированного шлака // Архитектура, градостроительство и дизайн. 2015. № 6. С. 37 – 45.
- Tsakiridis P.E., Papadimitriou G.D., Tsivilis S., Koroneos C. Utilization of steel slag for Portland cement clinker production // Journal of Hazardous Materials. 2008. Vol. 152. No. 2. P. 805 – 811.
- Zeynep I., Prezzi Y., Prezzi M. Chemical, mineralogical and morphological properties of steel slag // Advances in Civil Engineering. 2011. Vol. 2011. Article ID 463638. 13 p.

- Zhu G., HaoY., Xia C., Zhang Y., Hu T., Sun S. Study on cementitious properties of steel slag // Journal of Mining and Metallurgy B: Metallurgy. 2013. Vol. 49. No. 2. P. 217 – 224.
- Navarro C., Díaz M., Villa-García M.A. Physico-chemical characterization of steel slag. Study of its behavior under simulated environmental conditions // Environ. Sci. Technol. 2010. Vol. 44. No. 14. P. 5383 – 5388.
- 23. А.с. № 34221 UA. Методика визначення корисних властивостей промислових відходів з метою їх утилізації в якості технічних матеріалів / Е.Б. Хоботова, М.І. Уханьова. Дата реєстрації 23.07.10.
- 24. Радиационно-гигиеническая оценка строительных материалов, используемых в гражданском строительстве УССР. Киев, 1987. – 21 с.
- Бокий Г.Б., Порай-Кошиц М.А. Рентгеноструктурный анализ. Т. 1. – М.: Изд-во МГУ, 1964. – 492 с.

- JCPDS PDF-1 File. ICDD: The International Centre for Diffraction Data, release 1994. PA, USA. URL: http://www.icdd.com. – Title screen. (дата обращения: 20.06.2018)
- 27. Rodriguez-Carvajal J., Roisnel T. Juan Rodriguez-Carvajal. Full-Prof. 98 and WinPLOTR New Windows 95/NT Applications for Diffraction // Extended software/methods development: International Union of Crystallography: Newsletter. 1998. No. 20. P. 35, 36.
- Перепелицын В.А. Основы технической минералогии и петрографии. – М.: Недра, 1987. – 255 с.
- 29. А.с. № 60123 UA. Методика расчета массовой доли аморфного состояния минералов отвальных доменных шлаков / Э.Б. Хоботова, В.И. Ларин, Ю.С. Калмыкова, А.А. Рязанцев. Дата регистрации 30.07.15.

Поступила в редакцию 16 мая 2019 г. После доработки 24 июня 2019 г. Принята к публикации 3 июля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 774-781.

MINERAL COMPOSITION OF DUMP BLAST FURNACE SLAG

E.B. Khobotova, M.I. Ignatenko, O.G. Storchak, Yu.S. Kalyuzhnaya, I.V. Graivoronskaya

Kharkov National Automobile and Highway University, Ukraine

- Abstract. Industrial wastes, accumulating in a dumping ground, have useful technical properties in many cases, so they can be considered as secondary resources. The investigation of slag properties and modifications in different conditions needs a complex approach that includes X-ray phase, electron microscopic and petrographic analyses. The research aim is to substantiate the resource value of Zaporozhstal PJSC dump blast furnace slag on the basis of chosen experimental methods. X-ray phase analysis allows us to discover the minerals of blast furnace slag that are crystalline: rankinite 3CaO·2SiO₂, quartz SiO_2 , helenite $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$, bredigite α - $2CaO \cdot SiO_2$, okermanite 2CaO·MgO·2SiO₂ and pseudowollastonite α-CaO·SiO₂. The minerals okermanite, bredigite and pseudowollastonite are technically useful to produce binders as they are hydraulically active. The mass fraction of a vitreous component, which composes half of blast furnace slag mass of Zaporozhstal PJSC, was computed. Amorphous phases testify on the higher sorption and chemical slag activation that are important in terms of the use of slag to produce binders. The mass contribution of amorphous substance state is slightly higher in large fraction slag. Microphotographs of the surfaces of blast furnace slag particles show high loosening degree and needle-shaped and lamellar crystallines that stipulate sorption properties of the slag. The dump blast furnace slag of Zaporozhstal PJSC can be recommended to produce binders - Portland cement and Portland slag cement - at totality of chemical parameters: high concentration of hydraulically active minerals and amorphous phase, highly developed surface of slag particles and surface sorption activation.
- *Keywords*: furnace slag, chemical composition, minerals, amorphous phase, sorption properties, hydraulic activity, particle surface morphology, binders.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-774-781

REFERENCES

- 1. Das B., Prakash S., Misra V.N. An overview of utilization of slag and sludge from steel industries. *Resources Conservation and Recycling*. 2007, vol. 50, no. 1, pp. 40–57.
- Shlipkhake Kh., Endeman G. Resource saving and circulation economics. *Chernye metally*. 2017, no. 3, pp. 58–64. (In Russ.).

- 3. Mohit J. Use and properties of blast furnace slag as a building material. *International Journal of Recent Contributions from Engineering, Science & IT (iJES).* 2014, vol. 2, no. 4, pp. 54–60.
- Salman M., Dubois M., Di Maria A., Van Acker K., Van Balen K. Construction materials from stainless steel slags: technical aspects, environmental benefits and economic opportunities. *Journal of Industrial Ecology*. 2016, vol. 20, no. 4, pp. 854–866.
- Borges Marinho A.L., Mol Santos C.M., Carvalho de J.M.F., Mendes Ju.C., Brigolini G.J., Fiorotti Peixoto R.A. Ladle furnace slag as binder for cement-based composites. *Journal of Materials in Civil Engineering*. 2017, vol. 29, no. 11, pp. 849–861.
- Kambole C., Paige-Green P., Kupolati W.K., Ndambuki J.M., Adeboje A.O. Basic oxygen furnace slag for road pavements: A review of material characteristics and performance for effective utilization in Southern Africa. *Construction and Building Materials*. 2017, vol. 148, pp. 618–631.
- Sajedi F., Razak H.A. The effect of chemical activators on early strength of ordinary Portland. Cement-slag mortars. *Construction* and Building Materials. 2010, vol. 24, no. 10, pp. 1944–1951.
- Raia A., Prabakarb J., Rajub C.B., Morchalleb R.K. Metallurgical slag as a component in blended cement. *Construction and Building Materials*. 2002, vol. 16, no. 8, pp. 489–494.
- Escalante-Garcia J.I., Espinoza-Perez L.J., Gorokhovsky A., Gomez-Zamorano L.Y. Coarse blast furnace slag as a cementitious material, comparative study as a partial replacement of Portland cement and as an alkali activated cement. *Construction and Building Materials*. 2009, vol. 23, no. 7, pp. 2511–2517.
- Shanahan N., Markandeya A. Influence of slag composition on cracking potential of slag-portland cement concrete. *Construction* and Building Materials. 2018, vol. 164, no. 3, pp. 820–829.
- Qiang W., Peiyu Ya. Hydration properties of basic oxygen furnace steel slag. *Construction and Building Materials*. 2010, vol. 24, no. 7, pp. 1134–1140.
- Chen W., Brouwers H.J.H. The hydration of slag, part 2: reaction models for blended cement. J. Mater Sci. 2007, vol. 42, no. 2, pp. 444–464.
- 13. Bellmann F., Stark J. Activation of blast furnace slag by a new method. *Cement and Concrete Research*. 2009, vol. 39, no. 8, pp. 644–650.
- Black L., Ogirigbo O. Influence of slag composition and temperature on the hydration and microstructure of slag blended cements. *Construction and Building Materials.* 2016, vol. 126, no. 11, pp. 496–507.

- **15.** Schuldyakov K.V., Kramar L.Ya., Trofimov B.Ya. The properties of slag cement and its influence on the structure of the hardened cement paste. *Procedia Engineering*. 2016, vol. 150, pp. 1433–1439.
- Pribulová A., Futáš P., Baricová D. Processing and utilization of metallurgical slags. *Production Engineering Archives*. 2016, vol. 11, no. 2, pp. 2–5.
- 17. Criado M., Ke X., Provis J., Bernal S.A. Alternative inorganic binders based on alkali-activated metallurgical slags. In: *Sustainable and Nonconventional Construction Materials using Inorganic Bonded Fiber Composites*. 2017, pp. 185–220.
- **18.** Trofimov B.Ya., Shuldyakov K.V. On the use of inactive blast furnace granulated slag. *Arkhitektura, gradostroitel'stvo i dizain.* 2015, no. 6, pp. 37–45. (In Russ.).
- **19.** Tsakiridis P.E., Papadimitriou G.D., Tsivilis S., Koroneos C. Utilization of steel slag for Portland cement clinker production. *Journal of Hazardous Materials*. 2008, vol. 152, no. 2, pp. 805–811.
- Zeynep I., Prezzi Y., Prezzi M. Chemical, mineralogical and morphological properties of steel slag. *Advances in Civil Engineering*. 2011, vol. 2011, article ID 463638, 13 p.
- Zhu G., HaoY., Xia C., Zhang Y., Hu T., Sun S. Study on cementitious properties of steel slag. *Journal of Mining and Metallurgy B: Metallurgy*. 2013, vol. 49, no. 2, pp. 217–224.
- Navarro C., Díaz M., Villa-García M.A. Physico-chemical characterization of steel slag. Study of its behavior under simulated environmental conditions. *Environ. Sci. Technol.* 2010, vol. 44, no. 14, pp. 5383–5388.
- 23. Khobotova E.B., Ukhan'ova M.I. Metodyka vyznachennya korysnykh vlastyvostei promyslovykh vidkhodiv z metoyu yikh utylizatsiyi v yakosti tekhnichnykh materialiv [Methods for determining useful properties of industrial wastes in regard of their disposal as technical materials]. Certificate of authorship UA no. 34221. Byulleten' izobretenii. 2010, no. 22. (In Ukr.).
- 24. Radiatsionno-gigienicheskaya otsenka stroitel'nykh materialov, ispol'zuemykh v grazhdanskom stroitel'stve USSR [Radiation-hygienic assessment of building materials used in civil engineering of the Ukrainian SSR]. Kiev, 1987, 21 p. (In Russ.).

- Bokii G.B., Porai-Koshits M.A. *Rentgenostrukturnyi analiz. T. 1.* [X-ray structural analysis. Vol. 1]. Moscow: Izd-vo MGU, 1964, 492 p. (In Russ.).
- JCPDS PDF-1 File. ICDD: The International Centre for Diffraction Data, release 1994. PA, USA. Available at URL: http://www. icdd.com. – Title screen. (Accessed: 26.06.2018).
- 27. Rodriguez-Carvajal J., Roisnel T. Juan Rodriguez-Carvajal. Full-Prof. 98 and WinPLOTR New Windows 95/NT Applications for Diffraction. *Extended software/methods development: International Union of Crystallography: Newsletter.* 1998, no. 20, pp. 35, 36.
- Perepelitsyn V.A. Osnovy tekhnicheskoi mineralogii i petrografii [Fundamentals of technical mineralogy and petrography]. Moscow: Nedra, 1987, 255 p. (In Russ.).
- 29. Khobotova E.B., Larin V.I., Kalmykova Yu.S., Ryazantsev A.A. Metodika rascheta massovoi doli amorfnogo sostoyaniya mineralov otval'nykh domennykh shlakov [Methodology for calculating mass fraction of amorphous state of minerals of dump blast furnace slag]. Certificate of authorship UA no. 60123. Byulleten' izobretenii. 2015, no. 37.

Information about the authors:

E.B. Khobotova, Dr. Sci. (Chem.), Professor of the Chair of Road Construction Material Technologies and Chemistry (elinahobotova@gmail.com)

M.I. Ignatenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Road Construction Material Technologies and Chemistry

(chemistry@khadi.kharkov.ua)

O.G. Storchak, Cand. Sci. (Philology), Assist. Professor of the Chair of Foreign Languages (storchak.oleg@gmail.com)

Yu.S. Kalyuzhnaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Road Construction Material Technologies and Chemistry

I.V. Graivoronskaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metrology and Life Safety (inna_gra@ukr.net)

> Received May 16, 2019 Revised June 24, 2019 Accepted July 3, 2019

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 782 – 789. © 2019. Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Никоненко А.В., Громов В.Е., Перегудов О.А.

УДК 669.112.227.34

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛЕЙ ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

Попова Н.А.¹, к.т.н., старший научный сотрудник (natalya-popova-44@mail.ru) Никоненко Е.Л.¹, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики (vilatomsk@mail.ru) Никоненко А.В.², аспирант кафедры физики (aliska-nik@mail.ru)

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

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

*Перегудов О.А.*⁴, к.т.н., помощник ректора по молодежной политике (Olegomgtu@mail.ru)

 ¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет (634003, Россия, Томск, пл. Соляная,2)
 ² Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники (634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 40)
 ³ Сибирский государственный индустриальный университет (654041, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)
 ⁴ Омский государственный технический университет (644050, Россия, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах исследовано изменение фазового состава и тонкой структуры в сталях феррито-перлитного класса 18XH3MA, 30XГСА и 34XH1M при электролитно-плазменной нитроцементации, которую осуществляли путем поверхностного насыщения азотом и углеродом в водном растворе при температуре 800 – 860 °C в течение 5 мин. Исследование всех сталей проведено до и после нитроцементации. В исходном состоянии сталь представляет собой смесь зерен перлита и феррита. Нитроцементация привела к созданию модифицированных слоев: чем выше содержание перлита перед началом нитро-цементации, тем больше толщина модифицированного слоя. Нитроцементация привела к изменениям в фазовом составе и структуре стали. В поверхностной зоне модифицированного слоя наряду с матрицей присутствуют частицы других фаз: карбиды, нитриды и карбонитриды. По мере удаления от поверхности образца их набор и объемная доля уменьшаются, в конце модифицированного слоя во всех сталях присутствует только одна карбидная фаза – цементит. Установлено, что матрица всех сталей после нитроцеменации – это отпущенный пакетный и пластинчатый мартенсит. В поверхностной зоне нитроцементой зоне нитроцементованного слоя объемные доли пакетного и пластинчатого мартенсита зависят от исходного состояния стали: чем больше в стали содержание перлита, тем меньше образуется пакетного мартенсита и больше пластинчатого. В центральной зоне такая зависимость отсутствует, а в конце нитроцементованного слоя объемные доли мартенсита и больше пластин соизмеримы.

Ключевые слова: нитроцементация, модифицированный слой, сталь, феррит, перлит, пакетный и пластинчатый мартенсит, фазовый состав, карбиды, нитриды, карбонитриды.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-782-789

Введение

Развитие новых отраслей промышленности требует новых высокопрочных и стойких материалов. При этом предпочтение отдается поверхностной обработке, так как в большинстве случаев именно характеристики поверхности определяют свойства изделия в целом. Это привело к интенсивному развитию научных исследований по созданию новых методов воздействия на поверхность с целью придания ей характеристик, требуемых условиями эксплуатации материала. В основе современных методов модификации материалов лежит интенсификация применяемого воздействия, в частности, с использованием электрических разрядов [1 – 8]. Одним из таких методов является электролитно-плазменная обработка (ЭПО) [9–11]. Сущность метода ЭПО заключается в нагреве обрабатываемой детали (катода) в водных растворах (электролитах) [12, 13]. Упрочнение осуществляется путем периодического нагрева и охлаждения поверхности упрочняемого образца за счет электрического потенциала в слое плазмы, создаваемого между жидким электродом (электролитом) и поверхностью катода (образцом). В зависимости от состава электролита ЭПО может представлять цементацию (насыщение поверхности обрабатываемых деталей углеродом с последующим изменением фазового состава и структуры материала) [14–16], азотирование (насыщение поверхностных слоев изделий в плазме, содержащей азот при пониженном давлении, которая возбуждена электрическим разрядом) [17 – 19] и нитроцементацию (поверхностное насыщение стали одновременно углеродом и азотом) [20-22]. Изменяя состав электролита, можно проводить цементацию, азотирование и нитроцементацию с большими (10-100 мкм/мин) скоростями, значительно превышающими характерные скорости соответствующих классических (термических, газофазных и электролитических) процессов [23]. Экспериментально установлено [24 – 26], что в процессе обработки методом ЭПО происходят изменения структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях вследствие физического воздействия ионов высокотемпературной плазмы и электрического разряда. Также установлено, что толщина сформированного упрочненного слоя существенно зависит от способа ЭПО (цементация, азотирование или нитроцеменация) [24 – 26]. Именно поэтому изучение особенностей изменения структуры и фазового состава по толщине упрочненного слоя после ЭПО представляет большой научный и практический интерес в плане выяснения общих закономерностей структурно-фазовых превращений в сталях и разработки новых прогрессивных способов обработки материалов для улучшения их механических свойств. Важным является изучение влияния химического состава стали, во-первых, на толщину сформированного упрочненного слоя и, во-вторых, на структуру и фазовый состав внутри этого слоя.

Целью настоящей работы является исследование влияния нитроцементации в электролитной плазме на изменение структуры и фазового состава сталей феррито-перлитного класса в сформированном поверхностном упрочненном слое, а также влияние химического состава стали на толщину этого слоя. Основное внимание уделено качественным и количественным изменениям фазового состава и тонкой структуры слоя, образующегося в результате нитроцементации.

Материалы и методы исследования

Материалом исследования служили стали феррито-перлитного класса 18ХНЗМА (ГОСТ 4543 – 71), 30ХГСА (ГОСТ 103 – 76) и 34ХН1М (ГОСТ 8479 – 70). Поверхностное насыщение азотом и углеродом (нитроцементацию) проводили в водном растворе (20 % карбамида $CH_4N_2O + 15$ % кальцинированной соды $Na_2CO_3 + 10$ % глицерина + 55 % дистиллированной воды H_2O) при температуре 800 – 860 °С в течение 5 мин [12, 13]. Структуру и фазовый состав стали изучали методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с использованием электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 25 000 крат.

Исследование всех сталей проводили в двух состояниях: *l* – до нитроцементации (исходное состояние); *2* – после нитроцементации вдоль модифицированного слоя (в поверхностной и центральной зонах, а также в конце модифицированного слоя).

Фазовый анализ проводили по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинами и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах. По снимкам, полученным в электронном микроскопе, измеряли объемные доли морфологических составляющих матрицы стали (P_v) ; размеры, плотность распределения и объемные доли карбидных, нитридных и карбонитридных частиц. Определение линейных размеров проводили методом секущей по стандартным методикам. Все полученные данные обрабатывали статистически.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ИСХОДНОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛЕЙ

Все исследованные в работе стали являются сталями феррито-перлитного класса. Это означает, что матрица этих сталей представляет α-фазу разной степени легированности, обладает объемноцентрированной кубической кристаллической (ОЦК) решеткой; α-фаза – это твердый раствор на основе железа атомов внедрения (прежде всего, углерода, азота, а также др.) и замещения (хрома, марганца, никеля, молибдена, кремния и др.) одновременно. Независимо от марки стали, предварительной термической обработки и места исследования на образце α-фаза всегда составляет основную часть материала, морфологически в общем случае присутствует в виде пластинчатого перлита и феррита. Примеры электронно-микроскопических изображений морфологических составляющих α-фазы в исходном состоянии в исследованных сталях представлены на рис. 1.

Установлено, что проведенная предварительная термическая обработка привела к тому, что во всех сталях зерна перлита присутствуют в виде пластинчатого совершенного нефрагментированного (рис. 1, a), разрушенного (рис. 1, δ) и фрагментированного (рис. 1, e), зерна феррита – в виде нефрагментированного (рис. 1, *a*) и фрагментированного (рис. 1, г). Объемная доля зерен перлита и феррита в сталях различная, а именно, больше всего перлита (80 % объема материала) в стали 18ХНЗМА, меньше всего (35 % объема материала) в стали 34XH1М. В стали 30ХГСА объемная доля перлита в объеме материала составляет 65 %. Соответственно, объемная доля феррита в стали 18XH3MA – наименьшая (20 %), в стали 34ХН1М – наибольшая (65 %). В стали ЗОХГСА объемная доля феррита составляет 35 %.

Влияние исходного состояния стали на толщину нитроцементованного слоя

Проведенные исследования показали, что электролитно-плазменная нитроцементация сталей привела к созданию модифицированных слоев, толщина которых зависит от исходного состояния стали. Выше от-



Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения тонкой структуры исследуемых сталей в исходном состоянии: *a* – феррито-перлитная смесь (Π – зерно нефрагментированного перлита и Φ – зерно нефрагментированного феррита); *δ* – зерно разрушенного перлита; *в* – зерно фрагментированного перлита; *г* – зерно фрагментированного феррита

Fig. 1. Electron microscopic images of fine texture of investigated steels in initial state: a – ferritic-pearlitic mixture (Π – non-fragmented pearlitic grain and Φ – non-fragmented ferritic grain); δ – fractured pearlitic grain; e – fragmented pearlitic grain; e – fragmented ferritic grain

мечалось, что в исходном состоянии (до нитроцементации) все исследованные в работе стали имели разное соотношение содержаний перлит/феррит. Оказалось, что между содержанием перлита в матрице стали до нитроцементации и толщиной модифицированного слоя после обработки существует определенная зависимость (рис. 2): а именно, чем больше в исходном состоянии стали (перед началом нитроцементации) было перлита, тем толщина модифицированного слоя больше.

Выше отмечалось, что во всех исследованных сталях в результате проведенной предварительной термической обработки в зернах перлита цементит (карбид железа) присутствует не только в виде совершенных пластин, но присутствует также разрушенный и фрагментированный перлит, где пластины цементита разрушены либо частично, либо практически полностью. Освобожденный термической обработкой углерод из разрушенного цементита уходит в основном на дефекты кристаллического строения (на дислокации, границы фрагментов), а также на границы зерен и в твердый раствор [27]. И чем меньше в стали остается совершенного перлита, тем больше углерода освобождается из частиц цементита, разрушенных термической обработкой. Так, было установлено, что в стали 18XH3MA из

80 % присутствующего перлита совершенный пластинчатый перлит составляет лишь 5 %, то есть примерно 6 % от общей доли перлитной составляющей. В стали 34XH1M доля совершенного пластинчатого перлита составляет 10 %, а относительно общей доли перлитной составляющей – примерно 30 %, поэтому и углерода в результате термической обработки этой стали освобождается гораздо меньше. При дополнительном высокотемпературном насыщении углеродом и азотом в стали 18XH3MA по сравнению со сталью 34XH1M



Рис. 2. Влияние объемной доли перлита (P_V) на толщину образованного модифицированного слоя (L)

Fig. 2. Influence of volume fractions of pearlite (P_{ν}) on thickness of the formed modified layer (L)

накапливается существенно больше углерода, атомы которого в результате диффузии проникают на довольно значительные расстояния, образуя нитроцементованный слой большей величины. Отсюда следует, что при формировании модифицированного слоя играет роль не только объемная доля перлитной составляющей в стали, но и, по-видимому, в большей степени ее совершенство.

ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ

Проведенные исследования показали, что нитроцементация сталей привела к созданию модифицированных слоев вблизи поверхности образцов. Структура модифицированных слоев по мере удаления от поверхности в глубь образца изменяется.

Установлено, что в образцах всех исследованных сталей материал поверхностной зоны модифицированного слоя – многофазный. Форма частиц присутствующих фаз, их размер и взаимное расположение различны. Все фазы присутствуют в виде отдельно расположенных частиц или в виде групп. Этими фазами являются карбиды Me_{3} С, нитриды $Cr_{12}Fe_{32}Mo_{7}Ni_{7}$ и карбонитриды Me_{23} (С, N)₆, $Me_{2}C_{0,6}N_{0,39}$, $Me_{6,2}C_{3,5}N_{0,3}$, $Me(C, N)_{2}$, Me_{4} (С, N) и Me_{7} (С, N)₃.

Частицы всех фаз окружены α-матрицей, составляющей основную часть материала. Морфологически α-матрица представлена пакетно-пластинчатым мартенситом (типичные электронно-микроскопические изображения представлены на рис. 3).

Объемные доли пакетного и пластинчатого мартенсита в разных сталях оказались различными. Установлено, что между содержанием перлита (и, соответственно, феррита) в исходной стали и объемными долями пакетного и пластинчатого мартенсита, образованными в поверхностной зоне в результате нитроцементации, существует определенная зависимость (рис. 4):

чем больше в исходном состоянии стали перлита, тем меньше при нитроцементации образуется пакетного мартенсита (рис. 4, кривая *1*) и больше пластинчатого мартенсита (рис. 4, кривая 2). В поверхностной зоне модифицированного слоя стали 18ХНЗМА присутствует только пластинчатый мартенсит, а в стали 34XH1М – пакетный и пластинчатый мартенсит в равных количествах. Это объясняется тем, что в результате предварительной термической обработки, приведшей к разрушению пластинчатого цементита, и затем высокотемпературной ЭПО в стали 18ХНЗМА углерода накапливается наибольшее количество, а в стали 34XH1М – наименьшее. Известно [28], что при содержании в стали углерода больше 0,7 % (по массе) присутствует только пластинчатый мартенсит, при меньшем содержании углерода – пакетно-пластинчатый мартенсит. Это означает, что, чем больше в стали углерода, тем больше образуется пластинчатого мартенсита; это хорошо согласуется с полученными в работе результатами. Отсюда следует, что, как и при формировании модифицированного слоя, на фазовое превращение перлит — пакетный мартенсит в поверхностной зоне этого слоя наибольшую роль играет не объемная доля перлитной составляющей в стали перед нитроцементацией, а ее совершенство; то есть чем больше в стали перед нитроцементацией разрушенного и фрагментированного перлита (что соответствует меньшему содержанию совершенного перлита), тем меньше образуется пакетного и больше пластинчатого мартенсита.

Проведенные исследования показали, что по границам мартенситных кристаллов (пластин и реек) располагаются длинные тонкие прослойки остаточного аустенита – γ -фазы (ГЦК твердый раствор), внутри мартенситных пластин находятся частицы цементита (карбид железа Me_3 С) пластинчатой формы. Отметим, что внутри мартенситных реек частицы Me_3 С не обнаружены.



Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения морфологических составляющих после нитроцементации: отпущенный пакетный (*a*) и пластинчатый (*б*) мартенсит (стрелками отмечены прослойки γ-фазы)

Fig. 3. Electron microscopic images of morphologic components after carbonitriding: tempered lath martensite (a) and lamellar martensite (δ) (the arrows show γ -phase bands)



Рис. 4. Влияние объемной доли перлита (P_{ν}) на образование пакетного (1) и пластинчатого (2) мартенсита (δ) в поверхностной зоне модифицированных слоев после электролитно-плазменной нитроцементации

Fig. 4. Influence of volume fractions of pearlite (P_{ν}) on formation of lath martensite (1) and lamellar martensite (δ) (2) in surface zone of modified layers after electrolytic plasma carbonitriding

Исследование структуры и фазового состава сталей после электролитно-плазменной нитроцементации в центральной зоне модифицированного слоя показало, что нитроцементация привела к еще более значительным изменениям в структуре матрицы сталей. Структура матрицы во всех сталях представляет собой смесь αи у-фаз. Основной составляющей в матрице остается, по-прежнему, α-фаза: во всех сталях она представляет собой отпущенный реечный и пластинчатый мартенсит, внутри всех мартенситных кристаллов (как пластин, так и реек) присутствуют частицы цементита пластинчатой формы. Соотношение морфологических составляющих (пакетного и пластинчатого мартенсита) во всех сталях изменилось: в стали 18ХНЗМА объемная доля реечного отпущенного мартенсита составила 40 % объема матрицы, отпущенного пластинчатого - 60 %; в стали 30ХГСА доля отпущенного реечного мартенсита составила 55 % объема матрицы, отпущенного пластинчатого – 45 %. В стали 34XH1М присутствует отпущенный реечный мартенсит, доля которого составляет 50 %, и отпущенный пластинчатый мартенсит, доля которого также 50 %. Как видно, наблюдается некоторое различие в соотношении содержания рейки – пластины. Это связано с тем, что в каждой стали детальное исследования проводили в центральной зоне модифицированного слоя. Размеры модифицированного слоя во всех сталях различны (рис. 2).

Установлено, что по мере удаления от поверхности нитроцементованного образца вследствие уменьшения концентрации углерода и азота изменяется и соотношение содержания рейки – пластины и к концу нитроцементованного слоя во всех исследованных в работе сталях объемные доли пакетного и пластинчатого отпущенного мартенсита оказываются одинаковыми.

Проведенные исследования показали, что в центральной зоне нитроцементованного слоя в пластинчатом и пакетном мартенсите присутствует γ-фаза. Установлено, что, во-первых, прослойки γ-фазы располагаются по границам пластин и реек; во-вторых, γ -фаза присутствует внутри мартенситных пластин и имеет вид скоплений из параллельно расположенных пластин (по типу двойников); в-третьих, выделения γ -фазы присутствуют внутри мартенситных пластин в виде «островков» (отдельных зерен). Независимо от вида и формы выделений γ -фазы в пластинчатом мартенсите внутри этих выделений присутствуют наноразмерные частицы карбонитрида Me_{23} (C, N)₆ округлой формы.

По мере удаления от поверхности нитроцементованных образцов число и объемная доля карбидных, нитридных и карбонитридных фаз сокращается. В центральной зоне модифицированного слоя присутствуют частицы только фаз Me_3 С и Me_{23} (С, N)₆, в конце модифицированного слоя – только частицы фазы Me_3 С.

Выводы

Проведенные методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии исследования показали, что электролитно-плазменная нитроцементация сталей феррито-перлитного класса 18ХНЗМА, 30ХГСА и 34ХН1М привела к существенным качественным и количественным изменениям в их структуре, а именно, во-первых, к формированию многофазной структуры материала, а во-вторых, к структурно-фазовым изменениям матрицы сталей (перлит + феррит) → (отпущенный мартенсит + остаточный аустенит). Установлено, что толщина нитроцементованного слоя зависит от объемной доли перлитной составляющей стали: чем больше в исходном состоянии стали объемная доля перлита, тем больше толщина нитроцементованного слоя.

В поверхностной зоне нитроцементованного слоя объемные доли пакетного и пластинчатого мартенсита зависят от исходного состояния стали: чем меньше в исходном состоянии стали было совершенного перлита, тем меньше образуется реечного мартенсита и больше пластинчатого. В центральной зоне такая зависимость отсутствует, а в конце нитроцементованного слоя объемные доли мартенситных пакетов и пластин соизмеримы.

Установлено, что в модифицированном слое прослойки γ -фазы располагаются по границам пластин и реек; γ -фаза присутствует внутри мартенситных пластин и имеет вид скоплений из параллельно расположенных пластин (по типу двойников); выделения γ -фазы присутствуют внутри мартенситных пластин в виде «островков» (отдельных зерен). Независимо от вида и формы выделений γ -фазы в пластинчатом мартенсите внутри этих выделений присутствуют наноразмерные частицы карбонитрида $Me_{23}(C, N)_6$. Объемная доля выделений γ -фазы и места их концентрации зависят от химического состава стали и по мере удаления от поверхности образца во всех сталях изменяются.

Нитроцементация привела к образованию целого набора карбидных, нитридных и карбонитридных фаз,

форма, размеры, плотность распределения и объемная доля которых в каждой зоне модифицированного слоя различны и зависят от химического состава стали. По мере удаления от поверхности нитроцементованного образца набор и объемная доля фаз уменьшаются, и в конце модифицированного слоя в стали присутствует только одна карбидная фаза – цементит.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Boonruang Ch., Kumpangkeaw W., Sopunna K., Chomsaeng N., Narksitipan S. Effect of Carburizing via Current Heating Technique on the Near Surface Microstructure of AISI 1020 Steel // Chiang Mai J. Sci. 2012. Vol. 39. No. 2. P. 254 – 262.
- Бондарев А.А., Тюрин Ю.Н., Погребняк А.Д., Колисниченко О.В., Дуда И.М. Влияние обработки импульсной плазмой и электронным пучком поверхности износостойких покрытий на основе Ni на их функциональные свойства // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 4. С. 16 – 20.
- 3. Дударева Н.Ю. Влияние режимов микродугового оксидирования на свойства формируемой поверхности // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2013. Т. 17. № 3. С. 217 – 222.
- Гринь Р.Р., Галлямова Р.Ф., Дударева Н.Ю., Сиренко А.А., Мусин Ф.Ф. Особенности строения модифицированного слоя, полученного микродуговым оксидированием на сплаве АК12Д // Письма о материалах. 2014. Т. 4. № 3. С. 175 – 178.
- Григорьянц А.Г., Третьяков Р.С., Фунтиков В.А. Повышение качества поверхностных слоев деталей, полученных лазерной аддитивной технологией // Технология машиностроения. 2015. № 10. С. 68 – 73.
- Kovaleva M., Tyurin Yu., Vasilik N., Kolisnichenko O., Prozorova M., Arseenko M., Yapryntsev M., Sirota V., Pavlenko I. Effect of processing parameters on the microstructure and properties of WC-10Co-4Cr coatings formed by a new multi-chamber gasdynamic accelerator // Ceramics International. 2015. Vol. 41. No. 10. P. 15067 – 15074.
- Kiseleva S.K., Zaynullina L.I., Dudareva N.Y. Influence of the microstructure Al-12 % Si alloy on the properties of the oxide layer formed with MAO // Materials Science Forum. 2016. Vol. 870. P. 481 – 486.
- Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 39 – 54.
- Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A., Matthews A., Dowey S.J. Plasma electrolysis for surface engineering // Surface and Coatings Technology. 1999. Vol. 122. No. 2-3. P. 73 – 93.
- Gupta P., Tenhundfeld G., Daigle E.O., Ryabkov D. Electrolytic plasma technology: Science and engineering – an overview // Surface and Coatings Technology. 2007. Vol. 201. No. 21. P. 8746 – 8760.
- Belkin P.N., Kusmanov S.A. Plasma electrolytic hardening of steels: Review // Surface Engineering and Applied Electrochemistry. 2016. Vol. 52. No. 6. P. 531 – 546.
- Рахимянов Х.М., Еремина А.С. Установка для химико-термической обработки в электролитной плазме // Сборник научных трудов НГТУ. 2006. № 3 (45). С. 141 144.
- Куликов И.С., Ващенко С.В., Каменев А.Я. Электролитно-плазменная обработка материалов. – Минск: Беларуская навука, 2010. – 232 с.
- 14. Kusmanov S.A., Shadrin S.Yu., Belkin P.N. Carbon transfer from aqueous electrolytes to steel by anode plasma electrolytic car-

burising $\prime\prime$ Surface and Coatings Technology. 2014. Vol. 258. P. 727-733.

- 15. Alfereva T.I., Belkin P.N., Zhirov A.V. Rapid cementation of steel from a coating under anodic electrolytic heating conditions // Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2015. Vol. 9. No. 2. P. 313 – 316.
- Belkin P.N., Kusmanov S.A., Dyakov I.G., Komissarova M.R., Parfenyuk V.I. Anode plasma electrolytic carburizing of commercial pure titanium // Surface and Coatings Technology. 2016. Vol. 307. P. 1303 – 1309.
- Skakov M., Rakhadilov B., Batyrbekov E., Scheffner M. Change of Structure and Mechanical Properties of R6M5 Steel Surface Layer at Electrolytic-Plasma Nitriding // Advanced Materials Research. 2014. Vol. 1040. P. 753 – 758.
- Kusmanov S.A., Smirnov A.A., Silkin S.A., Belkin P.N. Modification of Low-Alloy Steel Surface by Plasma Electrolytic Nitriding // Journal of Materials Engineering and Performance. 2016. Vol. 25. No. 7. P. 2576 – 2582.
- Белкин П.Н., Кусманов С.А. Электролитно-плазменное азотирование сталей // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2017. № 7. С. 95 – 118.
- Kusmanov S.A., Kusmanova Yu.V., Naumov A.R., Belkin P.N. Features of Anode Plasma Electrolytic Nitrocarburising of Low Carbon Steel // Surface and Coatings Technology. 2015. Vol. 272. P. 149 – 157.
- Kusmanov S.A., Dyakov I.G., Kusmanova Yu.V., Belkin P.N. Surface Modification of Low-Carbon Steels by Plasma Electrolytic Nitrocarburising // Plasma Chemistry and Plasma Processing. 2016. Vol. 36. No. 5. P. 1271 1286.
- 22. Kusmanov S.A., Grishina E.P., Belkin P.N., Kusmanova Y.V., Kudryakova N.O. Raising the corrosion resistance of low-carbon steels by electrolytic-plasma saturation with nitrogen and carbon // Metal Science and Heat Treatment. 2017. Vol. 59. No 1-2. P. 117 – 123.
- 23. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2 т. Т. 1. – М.: Техносфера, 2011. – 464 с.
- 24. Попова Н.А., Журерова Л.Г., Никоненко Е.Л., Скаков М.К. Влияние электролитно-плазменной нитроцементации на фазовый состав стали 30ХГС // Материаловедение. 2016. № 8. С. 26 – 31.
- 25. Попова Н.А., Ерыгина Л.А., Никоненко Е.Л., Скаков М.К., Конева Н.А., Козлов Э.В. Фазовые превращения в стали 34XH1M под действием электролитно-плазменной нитроцементации // Известия РАН. Серия физическая. 2017. Т. 81. № 3. С. 383 – 385.
- 26. Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Ерболатова Г.У., Калашников М.П., Скаков М.К. Фазовые превращения в сплаве 40ХНЮ под действием плазменной химико-термической обработки // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15. № 3. С. 339 – 347.
- 27. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, О.В. Кабанина, С.И. Климашин, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 177 с.
- 28. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Объемная и поверхностная закалка конструкционной стали – морфологический анализ структуры // Изв. вуз. Физика. 2002. Т. 45. № 3. С. 5 – 23.

Поступила в редакцию 20 мая 2019 г. После доработки 19 июня 2019 г. Принята к публикации 22 августа 2019 г. IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 782-789.

INFLUENCE OF ELECTROLYTIC PLASMA CARBONITRIDING ON STRUCTURAL PHASE STATE OF FERRITIC-PEARLITIC STEELS

N.A. Popova¹, E.L. Nikonenko¹, A.V. Nikonenko², V.E. Gromov³, O.A. Peregudov⁴

¹Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia ²Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Tomsk, Russia

³Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

⁴Omsk State Technical University, Omsk, Russia

- Abstract. The change in phase composition and fine texture occurring in the ferritic-pearlitic 0.18C-1Cr-3Ni-1Mo-Fe, 0.3C-1Cr-1Mn-1Si-Fe and 0.34C-1Cr-1Ni-1Mo-Fe steels under electrolytic plasma carbonitriding was investigated by transmission electron microscopy (TEM) method conducted on thin foils. Carbonitriding was implemented by surface saturation with nitrogen and carbon in aqueous solution under the temperature of 800 - 860 °C during 5 minutes. All steels were investigated before and after carbonitriding. It was ascertained that in the original state steel is given as a mixture of grains of pearlite and ferrite. Carbonitriding has led to creation of modified layers: the bigger was the amount of pearlite before the beginning of carbonitriding, the thicker was modified layer. Carbonitriding resulted in significant qualitative changes in phase state and structure of steel. It was revealed that in the surface area of modified layer along the matrix, there were also particles of other phases: carbides, nitrides and carbonitrides. In the course of removing from the surface of carbonitrided sample, their complete set and volume fractions decrease and at the end of modified layer only one carbide phase is present in all steels, i.e. cementite. It was found that matrix of all steels after carbonitriding is tempered packet (lath) and lamellar martensite. In the surface area of carbonitrided layer the volume fractions of lath and lamellar martensite depend on the original state of steel - the bigger was the amount of pearlite in steel the less lath martensite and the more lamellar martensite was formed. Such a dependency cannot be observed in the central area, and at the end of carbonitrided layer volume fractions of martensite packets and plates are commensurate.
- *Keywords*: carbonitriding, modified layer, steel, ferrite, pearlite, lath and lamellar martensite, phase composition, carbides, nitrides, carbonitrides.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-782-789

REFERENCES

- Boonruang Ch., Kumpangkeaw W., Sopunna K., Chomsaeng N., Narksitipan S. Effect of carburizing via current heating technique on the near surface microstructure of AISI 1020 Steel. *Chiang Mai J. Sci.* 2012, vol. 39, no. 2, pp. 254–262.
- Bondarev A.A., Tyurin Yu.N., Pogrebnyak A.D., Kolisnichenko O.V., Duda I.M. Effect of pulsed plasma and electron beam processing of surface of wear-resistant coatings based on Ni on their functional properties. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2012, no. 4, pp. 16–20. (In Russ.).
- Dudareva N.Yu. Effect of microarc oxidation modes on properties of formed surface. Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta. 2013, vol. 17, no. 3, pp. 217–222. (In Russ.).
- Grin' R.R., Gallyamova R.F., Dudareva N.Yu., Sirenko A.A., Musin F.F. Structural features of modified layer obtained by microarc oxidation on AK12D alloy. *Pis'ma o materialakh*. 2014, vol. 4, no. 3, pp. 175–178. (In Russ.).

- Grigor'yants A.G., Tret'yakov R.S., Funtikov V.A. Improving quality of surface layers of parts obtained by laser additive technology. *Tekhnologiya mashinostroeniya*. 2015, no. 10, pp. 68–73. (In Russ.).
- Kovaleva M., Tyurin Yu., Vasilik N., Kolisnichenko O., Prozorova M., Arseenko M., Yapryntsev M., Sirota V., Pavlenko I. Effect of processing parameters on the microstructure and properties of WC-10Co-4Cr coatings formed by a new multi-chamber gas-dynamic accelerator. *Ceramics International*. 2015, vol. 41, no. 10, pp. 15067–15074.
- Kiseleva S.K., Zaynullina L.I., Dudareva N.Y. Influence of the microstructure Al-12 % Si alloy on the properties of the oxide layer formed with MAO. *Materials Science Forum*. 2016, vol. 870, pp. 481–486.
- Muboyadzhyan S.A., Budinovskii S.A. Ion-plasma technology: promising processes, coatings, equipment. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2017, no. 5, pp. 39–54. (In Russ.).
- Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A., Matthews A., Dowey S.J. Plasma electrolysis for surface engineering. *Surface and Coatings Technology*. 1999, vol. 122, no. 2-3, pp. 73–93.
- Gupta P., Tenhundfeld G., Daigle E.O., Ryabkov D. Electrolytic plasma technology: Science and engineering – an overview. *Surface* and Coatings Technology. 2007, vol. 201, no. 21, pp. 8746–8760.
- 11. Belkin P.N., Kusmanov S.A. Plasma electrolytic hardening of steels: Review. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. 2016, vol. 52, no. 6, pp. 531–546.
- **12.** Rakhimyanov Kh.M., Eremina A.S. Installation for chemicalthermal treatment in electrolyte plasma. *Sbornik nauchnykh trudov NGTU*. 2006, no. 3 (45), pp. 141–144. (In Russ.).
- Kulikov I.S., Vashchenko S.V., Kamenev A.Ya. *Elektrolitno-plazmennaya obrabotka materialov* [Electrolytic-plasma processing of materials]. Minsk: Belaruskaya navuka, 2010, 232 p. (In Russ.).
- Kusmanov S.A., Shadrin S.Yu., Belkin P.N. Carbon transfer from aqueous electrolytes to steel by anode plasma electrolytic carburizing. *Surface and Coatings Technology*. 2014, vol. 258, pp. 727–733.
- 15. Alfereva T.I., Belkin P.N., Zhirov A.V. Rapid cementation of steel from a coating under anodic electrolytic heating conditions. *Journal* of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2015, vol. 9, no. 2, pp. 313–316.
- Belkin P.N., Kusmanov S.A., Dyakov I.G., Komissarova M.R., Parfenyuk V.I. Anode plasma electrolytic carburizing of commercial pure titanium. *Surface and Coatings Technology*. 2016, vol. 307, pp. 1303–1309.
- **17.** Skakov M., Rakhadilov B., Batyrbekov E., Scheffner M. Change of structure and mechanical properties of R6M5 steel surface layer at electrolytic-plasma nitriding. *Advanced Materials Research*. 2014, vol. 1040, pp. 753–758.
- Kusmanov S.A., Smirnov A.A., Silkin S.A., Belkin P.N. Modification of low-alloy steel surface by plasma electrolytic nitriding. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016, vol. 25, no. 7, pp. 2576–2582.
- Belkin P.N., Kusmanov S.A. Plasma electrolytic nitriding of steels. Journal of Surface Investigation. 2017, vol. 11, no. 4, pp. 767–789.
- Kusmanov S.A., Kusmanova Yu.V., Naumov A.R., Belkin P.N. Features of anode plasma electrolytic nitrocarburising of low carbon steel. *Surface and Coatings Technology*. 2015, vol. 272, pp. 149–157.
- Kusmanov S.A., Dyakov I.G., Kusmanova Yu.V., Belkin P.N. Surface modification of low-carbon steels by plasma electrolytic nitrocarburising. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*. 2016, vol. 36, no. 5, pp. 1271–1286.
- 22. Kusmanov S.A., Grishina E.P., Belkin P.N., Kusmanova Y.V., Kudryakova N.O. Raising the corrosion resistance of low-carbon steels

by electrolytic-plasma saturation with nitrogen and carbon. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no 1-2, pp. 117–123.

- 23. Suminov I.V., Belkin P.N., Epel'fel'd A.V., Lyudin V.B., Krit B.L., Borisov A.M. *Plazmenno-elektroliticheskoe modifitsirovanie poverkhnosti metallov i splavov. V 2 t. T. 1* [Plasma-electrolytic surface modification of metals and alloys. In 2 vol. Vol. 1]. Moscow: Tekhnosfera, 2011, 464 p. (In Russ.).
- Popova N.A., Zhurerova L.G., Nikonenko E.L., Skakov M.K. Effect of electrolyte-plasma carbonitriding on phase composition of 30KhGS steel. *Materialovedenie*. 2016, no. 8, pp. 26–31. (In Russ.).
- Popova N.A., Erygina L.A., Nikonenko E.L., Skakov M.K., Koneva N.A., Kozlov E.V. Phase transformations in 0.34C–1Cr–1Ni–1Mo–Fe steel under the action of electrolytic plasma nitrocarburizing. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2017, vol. 81, no. 3, pp. 354–356.
- 26. Popova N.A., Nikonenko E.L., Erbolatova G.U., Kalashnikov M.P., Skakov M.K. Phase transformations in 40KhNYu alloy at plasma chemical-thermal treatment. *Fundamental 'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2018, vol. 15, no. 3, pp. 339–347. (In Russ.).
- 27. Kozlov E.V., Popova N.A., Kabanina O.V., Klimashin S.I., Gromov V.E. Evolyutsiya fazovogo sostava, defektnoi struktury, vnutrennikh napryazhenii i pereraspredelenie ugleroda pri otpuske litoi

konstruktsionnoi stali [Evolution of phase composition, defective structure, internal stresses and redistribution of carbon during tempering of cast structural steel]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2007, 177 p. 177 c. (In Russ.).

 Ivanov Yu.F., Kozlov E.V. Bulk and surface quenching of structural steel: Morphological analysis of the structure. *Russian Physics Journal*. 2002, vol. 45, no. 3, pp. 209-231.

Information about the authors:

N.A. Popova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

(natalya-popova-44@mail.ru)

E.L. Nikonenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics (vilatomsk@mail.ru)

A.V. Nikonenko, Postgraduate of the Chair of Physics

(aliska-nik@mail.ru)

V.E. Gromov, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel* (gromov@physics.sibsiu.ru) *O.A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Assistant to the Rector for Youth Policy* (Olegomgtu@mail.ru)

> Received May 20, 2019 Revised June 19, 2019 Accepted August 22, 2019

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 790 – 795. © 2019. Габелая Д.И., Кабаков З.К., Мащенко М.А.

УДК 621.746

РАСЧЕТНЫЙ СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Габелая Д.И., к.т.н., доцент кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования (digabelaia@chsu.ru)

Кабаков З.К., д.т.н., профессор кафедры металлургии, машиностроения и технологического

оборудования (zkkabakov@chsu.ru)

Мащенко М.А., к.т.н., доцент кафедры металлургии, машиностроения и технологического

оборудования

Череповецкий государственный университет

(162600, Россия, Вологодская обл., Череповец, пр. Луначарского, 5)

Аннотация. При моделировании усадочных процессов при затвердевании и охлаждении заготовок на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) усадки возникает необходимость в определении коэффициента линейного расширения в зависимости от температуры и содержания углерода. Приведенные в справочной литературе экспериментальные данные по коэффициентам линейного расширения в большинстве случаев ограничены низкотемпературным интервалом, верхняя граница которого не превышает 1200 °C. Для более высоких температур значения этого коэффициента не известны. Их определение в последнее время осуществляют с использованием эмпирических зависимостей для расчета изменения удельных объемов фаз при изменении температуры. Однако приведенные в литературе зависимости зачастую носят противоречивый характер. В связи с этим возникла необходимость в разработке единой методики определения значений коэффициента линейного расширения в зависимости от температуры и содержания углерода. При выводе формул для расчета коэффициента линейного объемов определение ранее выражения для расчета удельных объемов сплавов системы Fe–C. Изменение удельного объема от температуры уследственно влияет содержание углерода. Расчет значений коэффициента линейной усадки за основу приняли полученные ранее выражения для расчета удельных объемов сплавов системы Fe–C. Изменение удельного объема от температуры существенно влияет содержание углерода. Расчет значений коэффициента линейной усадки выполнен отдельно для трех интервалов концентраций углерода 0 – 0,10, 0,10 – 0,16 и 0,16 – 0,50 %, отличающихся друг от друга различными фазовыми превращениями при затвердевании и охлаждении сплавов. Представлен пример расчета коэффициента линейной усадки для середин указанных интервалов. Выполнено сопоставление полученных результатов расчета с известными литературными и справочными данными. Установлена адекватность предложенной методики. Показана возможность использования предлагаемой методики для решения исследовательских задач.

Ключевые слова: линейная усадка, коэффициент линейного расширения, удельный объем, диаграмма Fe-C.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-790-795

При моделировании усадочных процессов при затвердевании и охлаждении заготовок на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) возникает необходимость в нахождении коэффициента линейного расширения (далее коэффициента усадки) в зависимости от температуры и содержания углерода. Эти значения определены экспериментально для многих групп марок стали и сведены в таблицы, которые можно встретить в справочной литературе [1-3]. Однако в большинстве случаев в таких таблицах приводятся средние значения этих коэффициентов в интервалах температур (20 – Т), где текущая температура (T) обычно не превышает 1200 °С. При высоких температурах значения коэффициента усадки не определены. Для их определения используют расчетные методы, например, по изменению удельных объемов жидкой и твердой фаз при изменении температуры [4-7].

При выводе формул для расчета коэффициента линейной усадки $\alpha_l(T)$ используется известное определение для величины объемной усадки $\alpha_{\nu}(T)$ с зависимостью удельного объема сплава от температуры:

$$\alpha_V(T) = \frac{dV(T)}{dT} \frac{1}{V(T)},$$

где V(T) – удельный объем сплава (формулы для расчета приведены в работе [8]); $\frac{dV(T)}{dT}$ – темп изменения

удельного объема.

На изменение удельного объема от температуры существенно влияет содержание углерода в системе Fe-C [8]. В связи с этим вывод формул для расчета коэффициента линейной усадки $\alpha_l(T)$ выполнен отдельно для каждого из трех интервалов концентраций углерода, отличающихся друг от друга наличием различных фазовых превращений при затвердевании и охлаждении сплавов:

1) $0 < [C] \le 0.10 \%$

$$\alpha_{I}(T) = \frac{1}{3} \begin{cases} \frac{dV_{\pi}}{V_{\pi}}, & T \ge T_{AB}; \\ \frac{dV_{1}}{V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\pi}(1-\psi_{\delta})}, & T_{AH} \le T < T_{AB}; \\ \frac{dV_{\delta}}{V_{\delta}}, & T_{NH} \le T < T_{AH}; \\ \frac{dV_{2}}{V_{\gamma}\psi_{\gamma} + V_{\delta}(1-\psi_{\gamma})}, & T_{NJ} \le T < T_{NH}; (1) \\ \frac{dV_{\gamma}}{V_{\gamma}}, & T_{GS} \le T < T_{NJ}; \\ \frac{dV_{3}}{V_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1-\psi_{\alpha})}, & T_{P} \le T < T_{GS}; \\ \frac{dV_{4}}{V_{\delta}(1-\psi_{Fe_{3}C}) + V_{Fe_{3}C}\psi_{Fe_{3}C}}, & T < T_{P}. \end{cases}$$

2) 0,10 < [C] ≤ 0,16 %

$$\alpha_{I}(T) = \frac{1}{3} \begin{cases} \frac{dV_{\pi}}{V_{\pi}}, & T \ge T_{AB}; \\ \frac{dV_{1}}{V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\pi}(1 - \psi_{\delta})}, & T_{H} \le T < T_{AB}; \\ \frac{dV_{2}}{V_{\gamma}\psi_{\gamma} + V_{\delta}(1 - \psi_{\gamma})}, & T_{NJ} \le T < T_{H}; \\ \frac{dV_{\gamma}}{V_{\gamma}}, & T_{GS} \le T < T_{NJ}; \\ \frac{dV_{3}}{V_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha})}, & T_{P} \le T < T_{GS}; \\ \frac{dV_{4}}{V_{\delta}(1 - \psi_{Fe_{3}C}) + V_{Fe_{3}C}\psi_{Fe_{3}C}}, & T < T_{P}. \end{cases}$$

3) 0,16 < [C] ≤ 0,50 %

$$\alpha_{I}(T) = \frac{1}{3} \begin{cases} \frac{dV_{\pi}}{V_{\pi}}, & T \ge T_{AB}; \\ \frac{dV_{1}}{V_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\pi}(1 - \psi_{\delta})}, & T_{H} \le T < T_{AB}; \\ \frac{dV_{2'}}{V_{\gamma}\psi_{\gamma'} + V_{\pi}(1 - \psi_{\gamma'})}, & T_{JE} \le T < T_{H}; \\ \frac{dV_{\gamma}}{V_{\gamma}}, & T_{GS} \le T < T_{JE}; \\ \frac{dV_{3}}{V_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\gamma}(1 - \psi_{\alpha})}, & T_{P} \le T < T_{GS}; \\ \frac{dV_{4}}{V_{\delta}(1 - \psi_{Fe_{3}C}) + V_{Fe_{3}C}\psi_{Fe_{3}C}}, & T < T_{P}. \end{cases}$$

где $V_{\rm m} = V_{\rm m}(T), V_{\delta} = V_{\delta}(T), V_{\gamma} = V_{\gamma}(T)$ и $V_{\rm Fe_3C}$ – удельный объем жидкой фазы, δ-феррита, аустенита и цементита, см³/г; $\psi_{\alpha}, \psi_{\gamma}, \psi_{\gamma'}, \psi_{\delta}$ и $\psi_{\rm Fe_3C}$ – доли α-феррита, аустенита, аустенита при $0,16 < [C] \le 0,50$ %, δ-феррита и цементита [8 – 10]; $dV_{\rm m} = \frac{dV_{\rm m}(T)}{dT}$ – темп изменения удельного объема жидкой фазы (аналогично для остальных фаз); $d\psi_{\alpha} = \frac{d\psi_{\alpha}}{dT}, d\psi_{\delta} = \frac{d\psi_{\delta}}{dT}, d\psi_{\gamma} = \frac{d\psi_{\gamma}}{dT}$ – темп образования α-феррита, δ-феррита и аустенита [8]; T_{AB}, \ldots, T_P – критические точки диаграммы Fe – C [11, 12]; $dV_1 = dV_{\delta}\psi_{\delta} + V_{\delta}d\psi_{\delta} + dV_{\rm m}(1 - \psi_{\delta}) - V_{\rm m}d\psi_{\delta}; dV_2 = dV_{\gamma}\psi_{\gamma} + V_{\gamma}d\psi_{\gamma} + dV_{\kappa}(1 - \psi_{\gamma}) - V_{\kappa}d\psi_{\gamma}; dV_3 = dV_{\delta}\psi_{\alpha} + V_{\delta}d\psi_{\alpha} + dV_{\kappa}(1 - \psi_{\alpha}) - V_{\gamma}d\psi_{\alpha}; dV_4 = dV_{\delta}(1 - \psi_{\rm Fe_3C}) + V_{\rm Fe_3C}d\psi_{\rm Fe_3C}$.

Расчет доли цементита для заданной величины [C] выполнен по следующей формуле:

$$\psi_{\mathrm{Fe}_{3}\mathrm{C}} = \frac{\mathrm{C}_{P} - [\mathrm{C}]}{\mathrm{C}_{P} - \mathrm{C}_{K}},$$

где $C_p = 0.02$ %; $C_K = 6.67$ % – концентрация углерода в критических точках диаграммы Fe-C.

Уравнения для определения темпа изменения удельного объема соответствующих фаз получены дифференцированием зависимостей для расчета удельных объемов от температуры, приведенных в работе [8]. Результаты рассматриваемого преобразования представлены в табл. 1.

На рис. 1 приведен пример результатов расчета коэффициента линейной усадки для содержания углерода [C] = 0,05, 0,13 и 0,33 %, соответствующих серединам своих интервалов.



Рис. 1. Изменение коэффициентов линейной усадки от температуры для сплавов с различным содержанием углерода: 1 - 3 - [C] = 0.05, 0.13, 0.33 %

Fig. 1. Changes in linear shrinkage coefficients from temperature for alloys with different carbon content l - 3 - [C] = 0.05, 0.13, 0.33 %

Таблица 1

Зависимости для расчета темпа изменения удельных объемов фаз

Фара	Зависимость для интервала температур					
Ψαзα	$0 < T < T_{GS}$	$T_{GS} \le T \le 1600 \ ^{\circ}{ m C}$				
		$\frac{dV_{*}}{2}$ 1000(0,8-0,09[C])				
ж	—	—	—	$dT = [7100 - 73[C] - (0,8 - 0,09[C])(T - 1550)]^2$		
	$\frac{dV_{\delta}}{dT} = b_1$	dV_{δ} 1000 · 0,4724				
δ		$\frac{dV_{\delta}}{dT} = b_1$	$\frac{dV_{\delta}}{dT} = b_1$	$\overline{dT}^{-1} \frac{1}{(8010,71-0,4724T)^{2} \left(1 + \frac{[C]}{100 - [C]}\right) (1+0,01343[C])^{-3}}$		
	$\frac{dV_{\gamma}}{dT} = b_2$	dV_{γ} _ 1000 · 0,5091				
γ		$\frac{dT}{dT} = \frac{[C]}{(8105,91-0,5091T)^2} \left(1 + \frac{[C]}{100 - [C]}\right) (1 + 0,008317[C])^{-3}$				
Fe ₃ C	$\frac{dV_{\rm Fe_3C}}{dT} = b_3$	_				
Пр	Примечание. $b_1 = 5,528 \cdot 10^{-6}; b_2 = 8,56 \cdot 10^{-6}; b_3 = 4,88 \cdot 10^{-6}; T_{CS}$ – температура					

Table 1. Dependences for calculation of the change rate of phases' specific volumes

верхних критических точек. На рис. 2 представлены результаты расчета коэффи- щественно ниже. Таки

На рис. 2 представлены результаты расчета коэффициентов усадки, удельных объемов сплавов и изменений составов фаз в зависимости от температуры и их связь с диаграммой Fe-C для указанных выше сплавов.

Наибольшее отличие в значениях коэффициента усадки для различных сплавов проявляются в области высоких (T > 1400 °C) температур (рис. 1, 2). Так при [C] = = 0,05 % вблизи ликвидуса значение $\alpha_l(T) = 16 \cdot 10^{-4} \text{ 1/°C}$, что на два порядка выше, чем вблизи солидуса. Максимальное значение $\alpha_l(T)$ при [C] = 0,13 % в два раза ниже, чем при [C] = 0,05 %, а при [C] = 0,33 % – существенно ниже. Таким образом, чем ниже содержание углерода, тем большая усадка наблюдается вблизи ликвидуса при кристаллизации. Однако такое явление имеет место в сравнительно небольшом температурном интервале и не играет определяющей роли в механизме сокращения линейных размеров слитка в процессе усадки.

Значения коэффициентов усадки в области температур 20 – 700 °С в целом соответствуют приведенным в справочных таблицах [1 - 3] и находятся на среднем уровне 1,4·10⁻⁵ 1/°С. Подобные значения представлены в работе В.А. Ефимова [13].



Рис. 2. Изменения доли фаз (ψ), удельного объема (*V*) и коэффициента линейной усадки (α_i) от температуры в соответствии с фазовыми превращениями в системе Fe–C при содержании углерода в сплаве 0,05, 0,13 и 0,33 % (*I* – *III*)

Fig. 2. Changes in phases' share (ψ), specific volume (V) and linear shrinkage coefficient (α_i) from temperature in accordance with phase transformation in Fe–C system at carbon content in the alloy of 0.05, 0.13 and 0.33 (I - III)

В интервале $727 \le T < T_{GS}$ во всех случаях наблюдается термическое расширение, о чем свидетельствует переход значений коэффициентов $\alpha_l(T)$ в отрицательную область (рис. 1), что связано с резким ростом удельного объема сплава в начале распада аустенита [8]. При этом самое существенное расширение характерно для содержания углерода 0,05 %, наименьшее – для содержания 0,33 %.

На рис. 3 показан график зависимости относительной линейной усадки сплавов с различным содержанием углерода, полученный путем расчета с использованием формул для определения удельных объемов [8].

Общая усадка от температуры ликвидус и ниже составляет примерно 3,5 % (рис. 3), что согласуется с известными представлениями [13 – 20].

Для проверки адекватности разработанной методики расчета коэффициентов линейной усадки выполнено сравнение значений, рассчитанных с помощью рассматриваемой методики с данными работы [13]. Для этого представленные на рис. 3 данные сведены в табл. 2.

Сопоставление значений (табл. 2) показало, что результаты расчета коэффициента линейной усадки, рассчитанные по предложенной методике, достаточно близки к значениям, полученным экспериментальным путем, что позволяет сделать вывод об адекватности разработанной методики и возможности ее использования для решения исследовательских задач.

Выводы. Предложена оригинальная методика для расчетного определения значений коэффициента термического расширения сплавов системы Fe-C в зависимости от содержания углерода и температуры,



Рис. 3. Общая линейная усадка сплавов с различным содержанием угледода:

$$\begin{split} I - 3 - [C] &= 0,05, 0,13, 0,33 \%; \ O - [C] &= 0,04 \% \ (08 \text{IO}) \ [18]; \\ \Delta - [C] &= 0,044 \% \ [10]; \ \diamondsuit - [C] &= 0,1 \% \ [10] \end{split}$$

Fig. 3. General linear shrinkage of alloys with different contents of carbon [% C]:

$$\begin{split} l-3-[\mathrm{C}] = 0.05, \, 0.13, \, 0.33 \,\,\%; \, \bigcirc -[\mathrm{C}] = 0.04 \,\,\% \, (08 \mathrm{Yu}) \, [18]; \\ \triangle -[\mathrm{C}] = 0.044 \,\,\% \, [10]; \, \diamondsuit -[\mathrm{C}] = 0.1 \,\,\% \, [10] \end{split}$$

Результаты расчета усадки сплавов с различным содержанием углерода

Table 2.	Results	of calculation	of shrinkage	of alloys
	with	different carbo	on content	

[C], %	Доперлит- ная линейная усадка, %	Линейное расширение γ→α, %	Послепер- литная линейная усадка, %	Свободная линейная усадка, %
<u>0,05</u>	<u>1,650</u>	$\frac{-0,11}{-0,11}$	<u>1,015</u>	<u>2,644</u>
0,08	1,420		1,160	2,470
<u>0,13</u>	<u>1,594</u>	<u>-0,13</u>	<u>1,013</u>	<u>2,725</u>
0,14	1,520	-0,11	1,060	2,460
<u>0,33</u>	<u>1,574</u>	$\frac{-0,14}{-0,11}$	<u>1,010</u>	<u>2,413</u>
0,35	1,470		1,040	2,400

П р и м е ч а н и е. В числителе представлены результаты расчета, в знаменателе – данные работы [8].

позволяющая с достаточной точностью выполнять численные исследования процессов усадки указанных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Варгафтик Н.Б. Теплофизические свойства веществ. Л.: Госэнергоиздат, 1956. – 367 с.
- **2.** Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. М.: Металлургия, 1989. 384 с.
- Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
- Юрьев С.Ф. Удельный объем фаз в мартенситном превращении аустенита. – М.: Металлургиздат, 1950. – 48 с.
- Pierer R., Bernhard C. High temperature behavior during solidification of peritectic steels under continuous casting conditions // Materials Science and Technology. Oct. 2006. P. 601 – 608.
- Шатов А.Я., Бойков Д.А., Ступак А.А. Линейная усадка стальных отливок, ее связь с диаграммой состояния Fe Fe₃C // Вестник Брянского технического университета. 2007. № 2. С. 20 – 26.
- Коновалов А.В., Куркин А.С. Расчетное определение температурных зависимостей теплофизических свойств структурных составляющих низколегированной стали по ее химическому составу // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 9. С. 41 – 45.
- Габелая Д.И., Кабаков З.К., Мащенко М.А. Расчет изменения удельных объемов сплавов системы Fe – C в зависимости от содержания углерода и температуры // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 8. С. 627 – 631.
- Кабаков З.К., Павздерин А.И., Козлов Г.С., Габелая Д.И. Определение коэффициента эффективной теплоемкости углеродистых сталей // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 2. С. 15 – 19.
- Кабаков З.К., Цюрко В.И. Определение температурной зависимости истинной теплоемкости углеродистых сталей с учетом фазовых превращений // Производство проката. 2012. № 2. С. 40 – 44.
- Chalmers B. Physical Metallurgy. Wiley series on the science and technology of materials: Wiley, 1959. – 468 p.

- Zimmermann R., Günther K. Metallurgie und werkstofftechnik ein Wissensspeicher. Band 1. – Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977. – 679 p.
- **13.** Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Металлургия, 1976. 552 с.
- Zhao-zhen Cai, Miao-yong Zhu. Thermo-mechanical behavior of peritectic steel solidifying in slab continuous casting mold and a new mold taper design // ISIJ International. 2013. Vol. 53. No. 10. P. 1818 – 1827.
- 15. Meng Y., Li C., Parkman J., Thomas B.G. Simulation of shrinkage and stress in solidifying steel shells of different grade // Solidification Processes and Microstructures: A symposium in honor of Wilfried Kurz TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Charlotte, NC, March 15 – 18. 2004. Rappaz M. ed. P. 33 – 39.
- Zhu L.-G., Kumar R.V. Shrinkage of carbon steel by thermal contraction and phase transformation during solidification // Ironmaking and Steelmaking. 2007. Vol. 34. No. 1. P. 71 – 75.

- 17. JMatPro. Practical software for material properties. URL: http://www. sentesoftware.co.uk/jmatpro.aspx (дата обращения: 10.06.2019).
- Guo Z., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.-P. Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels. // Int. J. Microstructure and Materials Properties. 2009. Vol. 4. No. 2. P. 187 – 195.
- 19. Thomas B.G., Ojeda C. Ideal taper prediction for slab casting // ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April 27 – 30, 2003. Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA. 2003. P. 295 – 308.
- Li C., Thomas B.G. Ideal taper prediction for billet casting // ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April 27 – 30, 2003. Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA. 2003. P. 685 – 700.

Поступила в редакцию 14 апреля 2019 г. После доработки 18 июня 2019 г. Принята к публикации 20 июня 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 790-795.

COMPUTATIONAL METHOD FOR DETERMINING TEMPERATURE DEPENDENCIES OF LINEAR EXPANSION COEFFICIENT OF CARBON ALLOYS

D.I. Gabelaya, Z.K. Kabakov, M.A. Mashchenko

Cherepovets State University, Russia, Vologda Region, Cherepovets

- Abstract. In modeling of shrinkage processes during solidification and cooling billets on the continuous casting machine there is a need to determine values of coefficient of linear expansion, depending on temperature and carbon content. Experimental data to coefficients of linear expansion given in reference literature are in most cases limited to a low-temperature interval, the upper limit of which does not exceed 1200 °C. The values of this coefficient are unknown for high temperatures. Their calculation definition is carried out recently with the use of empirical dependences for calculation of change of phases' specific volumes at temperature changes. However, dependencies given in the literature are often contradictory. In this regard there was a need to develop a unified method for determining values of linear expansion coefficient depending on temperature and carbon content. In derivation of formulas for calculation of linear shrinkage coefficient, the previously obtained expressions for calculation of specific volumes of Fe-C alloys were taken as a base. Since the change in specific volume with the temperature significantly affects carbon content, calculation of linear shrinkage coefficient is performed separately for three intervals of carbon concentrations: 0 - 0.10 %, 0.10 - 0.16 % and 0.16 - 0.50 %, differing from each other in various phase transformations during solidification and cooling of alloys. An example of calculated determination of linear shrinkage coefficient is given for the midpoints of specified intervals. Comparison of the obtained calculation results with known literature and reference data was made. Adequacy of the proposed technique was established and possibility of its use for the research problems solving is shown.
- *Keywords*: linear shrinkage, linear expansion coefficient, specific volume, Fe-C phase diagram.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-790-795

REFERENCES

- Vargaftik N.B. *Teplofizicheskie svoistva veshchestv* [Thermophysical properties of substances]. Leningrad: Gosenergoizdat, 1956, 367 p. (In Russ.).
- 2. Zinov'ev V.E. *Teplofizicheskie svoistva metallov pri vysokikh temperaturakh* [Thermophysical properties of metals at high temperatures]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 384 p. (In Russ.).

- **3.** Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Grade guide and alloys]. Sorokin V.G. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.).
- 4. Yur'ev S.F. *Udel'nyi ob"em faz v martensitnom prevrashchenii austenita* [Specific volume of phases in martensitic transformation of austenite]. Moscow: Metallurgizdat, 1950, 48 p. (In Russ.).
- Pierer R., Bernhard Ch. High temperature behavior during solidification of peritectic steels under continuous casting conditions. *Materials Science and Technology*. Oct. 2006, pp. 601–608.
- Shatov A.Ya., Boikov D.A., Stupak A.A. Linear shrinkage of steel castings, its relation to Fe–Fe₃C phase diagram. *Vestnik Bryanskogo tekhnicheskogo universiteta*. 2007, no. 2, pp. 20–26. (In Russ.).
- Konovalov A.V., Kurkin A.S. Calculated determination of temperature dependences of thermophysical properties of structural components of low-alloyed steel on its chemical composition. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov.* 2013, vol. 79, no. 9, pp. 41–45. (In Russ.).
- Gabelaya D.I., Kabakov Z.K., Mashchenko M.A. Calculation of changes in specific volumes of Fe – C system alloys depending on carbon content and temperatures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 8, pp. 627–631. (In Russ.).
- Kabakov Z.K., Pavzderin A.I., Kozlov G.S., Gabelaya D.I. The determination of the effective heat capacity coefficient of carbon steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 2, pp. 15–19. (In Russ.).
- **10.** Kabakov Z.K., Tsyurko V.I. Determination of temperature dependence of true heat capacity of carbon steels taking into account phase transformations. *Proizvodstvo prokata*. 2012, no. 2, pp. 40–44.
- **11.** Chalmers B. *Physical Metallurgy*. Wiley series on the science and technology of materials: Wiley, 1959. 468 p.
- 12. Zimmermann R., Günther K. *Metallurgie und Werkstofftechnik ein Wissensspeicher*. Band 1. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1977, 679 p. (In Germ.).
- **13.** Efimov V.A. *Razlivka i kristallizatsiya stali* [Steel casting and crystallization]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 420 p. (In Russ.).
- Zhao-zhen Cai, Miao-yong Zhu. Thermo-mechanical behavior of peritectic steel solidifying in slab continuous casting mold and a new mold taper design. *ISLJ International*. 2013, vol. 53, no. 10, pp. 1818–1827.
- Meng Y., Li C., Parkman J., Thomas B.G. Simulation of shrinkage and stress in solidifying steel shells of different grade. Solidification Processes and Microstructures: A symposium in honor of Wilfried Kurz TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Charlotte, NC, March 15–18, 2004. Rappaz M. ed. pp. 33–39.

- **16.** Zhu L.-G., Kumar R.V. Shrinkage of carbon steel by thermal contraction and phase transformation during solidification. *Ironmaking and Steelmaking*. 2007, vol. 34, no 1, pp. 71–75.
- JMatPro. Practical Software for Material Properties. Available at URL: http://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro.aspx (Accessed: 10.06.2019).
- Guo Z., Saunders N., Miodownik P., Schillé J.-P. Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels. *Int. J. Microstructure* and Materials Properties. 2009, vol. 4, no. 2, pp. 187–195.
- Thomas B.G., Ojeda C. Ideal Taper Prediction for Slab Casting. *ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April 27–30, 2003.* Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA, 2003, pp. 295–308.
- 20. Li C., Thomas B.G. Ideal Taper Prediction for Billet Casting. ISSTech Steelmaking Conference, Indianapolis, IN, USA, April

27-30, 2003. Vol. 86. ISS-AIME, Warrendale, PA, 2003, pp. 685-700.

Information about the authors:

D.I. Gabelaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (digabelaia@chsu.ru)

Z.K. Kabakov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment (zkkabakov@chsu.ru)

M.A. Mashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy, Machine Building and Technological Equipment

Received April 14, 2019 Revised June 18, 2019 Accepted June 20, 2019 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 796 – 802. © 2019. Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Кондрашкин О.Б., Чернышов Е.А., Пронин А.И.

УДК 669.046:539.4.013.3

ИЗМЕНЕНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПЕКТРАХ НАГРУЖЕНИЯ

*Мыльников В.В.*¹, к.т.н., доцент кафедры «Технологии строительства» (mrmylnikov@mail.ru) Шетулов Д.И.², д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение, технология материалов

и термическая обработка металлов» (shetulov@mail.ru)

Кондрашкин О.Б.¹, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Технологии

строительства» (tsp-nngasu@mail.ru)

Чернышов Е.А.², д.т.н., профессор кафедры «Металлургические технологии

и оборудование» (taep@nntu.ru)

Пронин А.И.³, к.т.н., доцент кафедры «Технология машиностроения» (mdsov@knastu.ru)

 ¹Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет (603950, Россия, Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65)
 ²Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (603950, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)
 ³Комсомольский-на-Амуре государственный университет (681013, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. Исследовали на усталостную прочность широко используемые машиностроительные конструкционные стали при различных частотах нагружения по схеме консольного изгиба вращающихся цилиндрических образцов. За показатель сопротивления усталости принят тангенс угла наклона кривой усталости к оси долговечности. Установлено, что стали 40 и 45 относятся к группе материалов, у которых уменьшение частоты нагружения приводит к циклическому разупрочнению и понижению сопротивления усталости, что численно выражается возрастанием наклона кривой усталости. Испытания образцов из стали 40Х показали, что увеличение частоты циклов нагружения приводит к заметному уменьшению параметра наклона кривой усталости, т.е. к повышению сопротивления усталости. Понижение величины параметра сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев образцов (деталей), что снижает усталостную повреждаемость собственно поверхности. Приведена зависимость тангенса наклона кривой усталости от повреждаемости поверхности при изменении частоты циклов нагружения и показано, что независимо от частоты при увеличении наклона кривой усталости повреждаемость поверхностных слоев материала увеличивается. Для каждой из этих групп определены математические соотношения. За критерий стабильности циклического поведения стадей был принят коэффициент корреляции, показывающий степень сходимости полученных экспериментальных результатов с построенной кривой усталости. Выявлено, что увеличение стабильности поведения стали 40Х наблюдается при повышении скорости циклического деформирования. Испытания стали марки 45 показали, что уменьшение циклической прочности при увеличении частоты нагружения не сказывается на усталостной стабильности работы материала. Увеличенный разброс экспериментальных результатов наблюдали у стали 40 при низкой частоте нагружения, несмотря на высокие значения циклической прочности при заданной частоте нагружения. На основании проведенных экспериментов обозначена динамика поведения реальных деталей машин и конструкций, подверженных циклическим нагрузкам, работающих в исследованном спектре нагружения.

Ключевые слова: частота циклов нагружения, сопротивление усталости, прочность, долговечность, машиностроительная сталь, упрочнение, повреждаемость поверхности.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-796-802

Введение

Проблема разрушения деталей машин при многократной повторяющейся нагрузке, для которой наряду с величиной нагрузки решающее значение имеют ее частота и число циклов нагружения, известна с начала развития промышленного машиностроения в XIX в. [1, 2]. Большинство деталей из конструкционных металлических материалов, используемых в машиностроении, агрегатостроении и авиастроении, работают в условиях циклических знакопеременных нагрузок или напряжений [3 - 8]. Опасность разрушения таких деталей при воздействии различных факторов особенно остро возникла в настоящее время, так как увеличились нагрузки и частотно-скоростные диапазоны работы современной техники [9]. Работы, опубликованные в периодической печати, касаются более всего исследований, проводимых при высоких частотах нагружения, и чаще всего тех частот, при которых происходит вибрация деталей самолетов и других машин [10 - 19]. Однако, очень часто, особенно в химическом и металлургическом машиностроении детали и конструкции типа колонной аппаратуры, станин прокатных станов, предохранительных мембран подвергаются нагрузкам с очень низкой частотой [4, 20 – 24]. Другая группа оборудования типа теплообменной аппаратуры компрессоров и других работает в области малоизученных частот от 1,7 до 5 Гц.

Обычно при расчетах запасов прочности по усталости (действительных запасов прочности) предел выносливости материала выбирают из справочных данных, определенный, как правило, при вращении изогнутого образца на стандартной базе испытаний 10⁶ циклов при частоте приложения нагрузки не менее 50 Гц и выше (до 166,7 Гц). Естественно, надо вводить поправочный коэффициент на влияние частоты циклов при расчетах запасов прочности. Этим лишний раз доказывается необходимость проведения исследований усталостной прочности материалов в области низких частот, т.е. в пределах от долей герца до 5 Гц. В свою очередь это требует проведения испытаний тех же материалов при стандартных частотах и на стандартной базе испытаний по числу циклов.

Целью работы явилось исследование влияния фактора частоты циклов нагружения на динамику изменений показателей сопротивления усталости машиностроительных сталей.

ФАКТОР ЧАСТОТЫ НАГРУЖЕНИЯ

Частота циклов нагружения (ш) оказывает неоднозначное влияние на показатели сопротивления усталости [25-29]: ее возрастание может привести к увеличению наклона кривой усталости у одних металлических материалов, а у других, наоборот, к снижению, что существенным образом сказывается на долговечности и времени нахождения под нагрузкой экспериментальных образцов и деталей машин. Изменение частоты циклических нагружений приводит к изменению скорости деформации, при этом в первую очередь деформируется поверхностный слой нагруженного образца или детали. Деформация поверхностного слоя определяется поверхностными эффектами, которые являются следствием физических процессов, происходящих в приповерхностном слое. Свойства этого слоя существенным образом отличаются от свойств внутренних слоев металла и связаны с изменениями микро- и субмикроструктуры в процессе циклического нагружения.

Исследователи работ [6, 7, 19, 27, 28] связывают механизм усталости сталей и сплавов с развитием поперечного скольжения расщепленных дислокаций, энергия активации (U) которого выражается обратной величиной энергии дефекта упаковки (γ), т.е. $U \approx 1/\gamma$. Поперечное скольжение проявляется в структуре металла в виде широких полос скольжения, интенсивность образования которых является мерой поверхностной активности металла. Из этого следует, что частота циклического нагружения при определенных условиях будет оказывать влияние на динамику изменений характеристик усталости конструкционных материалов.

Материалы и методика проведения исследований

Исследованиям на циклическую прочность были подвергнуты широко используемые машиностроительные конструкционные стали марок 40, 40X и 45, химический состав которых представлен в табл. 1.

Испытания проводили при комнатной температуре 20 °С. За показатели сопротивления усталости приняты: наклон левой ветви кривой усталости ($tg\alpha_w$) в координатах $lg\sigma - lgN$ и повреждаемость поверхности (Ф) [18, 21]. Наклон левой ветви кривой усталости восприимчиво реагирует на интенсивность протекания процесса усталости, проходящего в конструкционном материале. В то же время параметр $tg\alpha_w$ коррелирует с образованием полос скольжения, возникающих на поверхности материала при циклических нагрузках.

За показатель стабильности сопротивления циклическим нагрузкам был принят коэффициент корреляции $K_{\rm кор}$, который определял степень сходимости полученных результатов.

Цилиндрические образцы испытывались на усталость на установке, в которой осуществлена схема изгиба вращающегося образца. Конструкция установки представлена на рис. 1. Образец 1 зажимается в цанговый захват 2 промежуточной опоры, которая соединена с электродвигателем 3 через резиновую муфту 4. Свободный конец образца вставляется в подшипник 5, ко-

Таблица 1

Химический состав сталей в соответствии с ГОСТ 4543 – 2016 и ГОСТ 1050 – 88

Table 1. Chemical composition of steels in accordance with GOST 4543 - 2016 and GOST 1050 - 88

Марка	Содержание, %								
стали	С	Si	Mn	Ni	S	Р	Cr	Cu	As
40	0,37 - 0,45	0,17-0,37	0,50 - 0,80	до 0,25	до 0,040	до 0,035	до 0,25	до 0,25	до 0,08
40X	0,36 - 0,44	0,17-0,37	0,50 - 0,80	до 0,30	до 0,035	до 0,035	0,80 - 1,10	до 0,30	до 0,08
45	0,42 - 0,50	0,17-0,37	0,50-0,80	до 0,25	до 0,040	до 0,035	до 0,25	до 0,25	до 0,08



Рис. 1. Принципиальная схема экспериментальной установки для испытания металлов на усталость по схеме изгиб вращающегося образца

Fig. 1. Diagram of experimental unit for metals fatigue testing according to the scheme of bending of rotating sample

торый расположен в опоре нагружающего устройства 6. Нагрузка образца осуществляется с помощью грузов 7. При помощи тросика 8, перекинутого через блок 9, усилие передается на опору. На валу электродвигателя укреплен кулачок, связанный с электромагнитным счетчиком числа оборотов двигателя. Имеюшиеся в установке стоп-механизм 10 и счетчик количества оборотов электродвигателя позволяют фиксировать текущее количество циклов до разрушения образца.

Перед началом испытаний в месте предполагаемого излома измеряются размеры поперечного сечения, которые заносятся в протокол. При испытании первого образца назначается напряжение, равное 0,7 от статического предела прочности при растяжении испытуемого материала. Гири плавно кладутся на поддон после определения абсолютной нагрузки и начала вращения образца. После разрушения образца или достижения им сравнительной базы испытаний 106 циклов электродвигатель автоматически отключается и фиксируется количество циклов. Данные заносятся в протокол испытаний.

Каждый последующий образец испытывается при напряжении, меньшем чем предыдущие на 100 – 200 МПа и т.д. У места предполагаемого излома кривой усталости изменение напряжения уменьшается до 50 – 30 МПа для более точного его определения на кривой усталости, построенной в логарифмических координатах.

Результаты исследований и их обсуждение

Испытания образцов из стали марок 40 и 45 при трех значениях частот циклического нагружения для каждой показывают снижение циклической прочности с ростом частоты нагружения (рис. 2).

Сталь 40 при $\omega = 2,0$ и $\omega = 2,7$ Гц в области малых долговечностей N имеет одинаковую циклическую прочность, но при увеличении количества циклов наклоны кривых усталости значительно расходятся. Пологий наклон при частоте нагружения ω = 2 Гц характеризует увеличение усталостной прочности стали 40, но низкий показатель стабильности поведения материала $K_{\rm kop} = 0,779$ указывает на непредсказуемость работы материала, т.е. при одном и том же значении напряжений при этой частоте разрушение может произойти достаточно быстро, а может не произойти вовсе.

Наклоны кривых усталости при частотах 2,7 и 46,7 Гц существенного различия не показывают, но циклическая прочность при ω = 2,7 Гц значительно выше, и нужно отметить очень высокие значения коэффициентов корреляции при этих частотах нагружения, что показывает постоянство работы стали во всем диапазоне долговечности.

Экспериментальные точки, полученные в результате испытания стали 45, укладываются на одну общую довольно широкую полосу разброса, ограниченную сверху кривой усталости, построенной при $\omega = 46.7 \, \Gamma$ ц, а снизу – кривой усталости при ω = 233,3 Гц. Наклон



Рис. 2. Кривые усталости сталей 40 (1, 2, 3) и 45 (4, 5, 6) в логарифмических координатах при частоте циклов 2 (1), 2,7 (2),

46,7 (3, 4), 100 (5), 233,3 (6), Гц: $l - \lg \sigma = 2,244 - 0,0877 \lg N, K_{\text{kop}} = -0,779;$ $2 - \lg \sigma = 2,4275 - 0,1311 \lg N, K_{\text{sop}} = -0,9977;$ $3 - \lg \sigma = 2,353 - 0,16 \lg N, K_{\text{sop}} = -0,980;$ $\begin{array}{l} 3 - \lg \sigma = 2,353 - 0,16 \lg N, K_{\text{kop}} = -0,980; \\ 4 - \lg \sigma = 2,272 - 0,1444 \lg N, K_{\text{kop}} = -0,899; \\ 5 - \lg \sigma = 2,0885 - 0,1473 \lg N, K_{\text{kop}} = -0,889; \\ 6 - \lg \sigma = 2,137 - 0,1853 \lg N, K_{\text{kop}} = -0,901 \end{array}$

Fig. 2. Fatigue curves of 40 (1, 2, 3) and 45 (4, 5, 6) steels in logarithmic coordinates at cycles frequency of 2 (1), 2.7 (2), 46.7 (3, 4), 100 (5), 233.3 (6), Hz: $1 - \lg \sigma = 2.244 - 0.0877 \lg N, K_{_{\rm KOP}} = -0.779;$ $2 - \lg \sigma = 2.4275 - 0.1311 \lg N, K_{kop}^{Kop} = -0.9977;$ $3 - \lg \sigma = 2.353 - 0.16 \lg N, K_{kop} = -0.980;$ $\begin{array}{l} 3 - \lg \sigma = 2.353 - 0.16 \lg N, K_{\text{kop}} = -0.980; \\ 4 - \lg \sigma = 2.272 - 0.1444 \lg N, K_{\text{kop}} = -0.899; \\ 5 - \lg \sigma = 2.0885 - 0.1473 \lg N, K_{\text{kop}} = -0.889; \\ \end{array}$

$$6 - \lg \sigma = 2.137 - 0.1853 \lg N, K_{_{\rm KOD}} = -0.901$$

tgα_w сохраняется практически постоянным к оси количества циклов в область уменьшения скорости деформирования. Уменьшение циклической прочности не сказывается на усталостной стабильности работы материала. Во всем диапазоне спектра нагружения проведенных испытаний сталь 45 показывает неизменную стабильность усталостного поведения, что отражено в средних значениях коэффициентов корреляции $K_{\text{кор}} \approx 0,9$ и их несущественных отклонениях.

Испытания образцов из стали 40X при низких частотах нагружения показывают совершенно противоположные результаты в сравнении с полученными значениями при испытаниях сталей марок 40 и 45.

У стали 40Х, в отличие от сталей 40 и 45, с ростом частоты циклического нагружения наблюдается увеличение циклической прочности (рис. 3). Необходимо отметить, что при $\omega = 2$ Гц в области малых долговечностей сталь 40Х имеет более высокую циклическую прочность, чем при $\omega = 2,7$ Гц, однако за счет более крутого наклона кривая опускается ниже, и на базе $N = 10^6$ циклов видна заметная разница в величинах ограниченных циклов усталости.

Кривая усталости при $\omega = 100$ Гц имеет достаточно пологий наклон, характеризующий увеличение долговечности и стойкости стали под действием циклических напряжений. При этом наблюдается увеличение стабильности поведения стали 40Х в область повышения скорости деформирования, что подтверждается уменьшением разброса экспериментальных данных и численно выражено коэффициентом корреляции $K_{\text{кор}} = 0,9411$.



Рис. 3. Кривые усталости стали 40Х в логарифмических координатах при частоте циклов 2 (1), 2,7 (2), 100 Гц (3): $I - \lg \sigma = 2,65 - 0,655 \lg N, K_{\text{кор}} = -0,901;$ $2 - \lg \sigma = 2,97 - 0,3293 \lg N, K_{\text{кор}} = -0,8956;$ $3 - \lg \sigma = 2,297 - 0,1337 \lg N, K_{\text{кор}} = -0,9411$

Fig. 3. Fatigue curves of 40Kh steel in logarithmic coordinates at cycles frequency of 2 (1), 2.7 (2), 100 (3) Hz: $1 - \lg \sigma = 2.65 - 0.655 \lg N, K_{\text{rop}} = -0.901;$ $2 - \lg \sigma = 2.97 - 0.3293 \lg N, K_{\text{rop}} = -0.8956;$ $3 - \lg \sigma = 2.297 - 0.1337 \lg N, K_{\text{rop}} = -0.9411$ Анализ экспериментальных данных позволил получить численные значения различных параметров физико-механических свойств, связанных с изменением частоты циклов нагружения. Эти данные представлены в табл. 2. Величины напряжений $\sigma_N = 10^6$ в некоторых случаях условные, т.е. они получены путем продолжения левой ветви кривой усталости до пересечения с ординатой долговечности $N = 10^6$ циклов (см., например, рис. 3, кривые *l*, *2*). Есть такие случаи, когда излом кривой усталости соответствует долговечности $N < 10^6$ циклов, например, кривые *l*, *2*, *5* на рис. 2, но в этом случае показываем два числа (пункты *4*, *5*, *8* в табл. 2).

В ряде случаев частота циклов нагружения оказывает существенное влияние на показатели сопротивления усталости. Ранее [27 – 30] были выделены две группы материалов по признакам влияния частоты циклического нагружения на показатели сопротивления усталости. Первая группа материалов показала, что рост частоты нагружения приводит к циклическому разупрочнению и уменьшению сопротивления усталости, что численно выражается возрастанием параметра $tg\alpha_w$. У второй группы материалов увеличение частоты циклов нагружения и в дополнение к этому смягчение схемы напряженного состояния (деформация вращения изогнутого образца) приводят к заметному уменьшению параметра $tg\alpha_w$, т.е. к возрастанию сопротивления усталости.

Компьютерная обработка полученных результатов позволила получить следующие математические зависимости:

 $- tg \alpha_w = 0.0356 \ln \omega + 0.065$ по первой группе материалов;

 $- tg \alpha_w = 0,262 \omega^{-0,1301}$ по второй группе материалов.

Таким образом, машиностроительные стали марок 40 и 45 относятся к первой группе, а 40X – ко второй. Улучшение параметра сопротивления усталости связано с повышением упрочнения поверхностных слоев образцов (деталей) из исследованных сталей, что снижает усталостную повреждаемость собственно поверхности. Однако надо иметь в виду, что параметр $tg\alpha_w$ напрямую связан с повреждаемостью поверхности (Φ), и в обеих группах металлов рост показателя Φ приводит к увеличению $tg\alpha_w$ [30, 31].

Выводы

Сталь марки 40Х с увеличением частоты циклического нагружения показывает повышение циклической прочности, а стали 40 и 45, наоборот, снижение. Таким образом, при выборе материала для деталей машин, работающих в одинаковых (похожих) условиях эксплуатации при низких частотах нагружения целесообразнее использовать углеродистые стали 40, 45 вместо низколегированных хромистых сталей типа 40Х.

Таблица 2

Параметры сопротивления усталости сталей при изменении частоты циклического нагружения с учетом их статической прочности

Table 2. Parameters of steel fatigue resistance when changing frequency of cyclic loading, taking into account their static strength

№ п/п	Марка стали	Частота циклов, ω, Гц	Показатель сопро- тивления усталости, $tg\alpha_w$	Напряжение, соответ- ствующее долговечности N =10 ⁶ циклов, МПа	Временное сопротивление разрыву, σ _в , МПа	$\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_{\rm B}}$
1	40X	2,0	0,2655	115*	920	0,128
2	40X	2,7	0,3293	105	920	0,117
3	40X	100	0,1337	310	920	0,337
4	40	2.0	0.0877	<u>540</u> **	780	0,640
4 40	0	2,0	0,0077	500	700	0,700
5	40	27	0 1211	<u>480</u>	780	0,530
5	40	2,7	0,1511	380	/80	0,610
6	40	46,7	0,1600	250	780	0,320
7	45	46.7	0,1444	270	900	0,300
8	45	100.0	0 1/73	<u>230</u>	900	0,190
0 4	-13	100,0	0,14/5	170	200	0,250
9	45	233,3	0,1853	110	900	0,122

^{*} Значение напряжения, отсекаемого левой ветвью кривой усталости или продолжением ее до пересечения с ординатой, соответствующей $N = 10^6$ циклов;

^{**} Число в знаменателе получено путем условного пересечения левой ветви кривой усталости с ординатой долговечности $N = 10^6$ циклов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. – 479 с.
- 2. Suresh S. Fatigue of metals. Cambridge University Press, 2006. 701 p.
- Fatigue of steels modified by high intensity electron beams / V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, S.V. Vorobiev, S.V Konovalov. – Cambridge, 2015. – 272 p.
- Honeycombe R.W.K. The Plastic Deformation of Metals. London: Edward Arnold Ltd., 1984. – 483 p.
- Vitaliy Kazymyrovych. Very high cycle fatigue of engineering materials – A literaturereview. – Karlstad University Studies, 2009. – 22 p.
- Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Т. 1. Под ред. С.Г. Псахье. – Томск: изд. ТГУ, 2015. – 462 с.
- Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
- Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. – Уфа: Монография, 2003. – 803 с.
- Мак-Ивили А.Дж. Анализ аварийных разрушений / Пер. с анг. Э.М. Лазарева, И.Ю. Шкадиной. Под. ред. Л.Р. Ботвиной. – М.: Техносфера, 2010. – 416 с.
- Schijve J. Fatigue of Structures and Materials in the 20th Century and the State of the Art // International Journal of Fatigue. 2003. Vol. 25. P. 679-702.
- Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний. Справочник. М.: Металлургия, 1978. 304 с.
- Трощенко В.Т., Сосновский Л.А. Сопротивление усталости металлов и сплавов. – Киев: Наукова думка, 1987. – 1303 с.
- Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. – М.: Металлургия, 1988. – 399 с.

- 14. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения. Учебн. пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гущин, К.Г. Пачурин, Г.В. Пименов. – Нижний Новгород: изд. Нижегородского гос. университета, 2005. – 141 с.
- Haw-Ming Huang, Wei-Jen Chang, Nai-Chia Teng, Hung-Lung Lin, and Sung-Chih Hsieh. Structural Analysis of Cyclic-loaded Nickel-Titanium Rotary Instruments by Using Resonance Frequency as a Parameter // JOE. 2011.Vol. 37. No. 7. P. 993 – 996.
- 16. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов / Пер. с польск. Г.Н. Мехеда. Под ред. С.Я. Яремы. – М.: Металлургия, 1990. – 432 с.
- 17. Weiss T. ASTM Bulletin. 1949. February. P. 188; P. 31.
- Proceedings of the International Conference VHCF-5, June 28 30, 2011, Berlin. Edited by C. Berger, H.-J. Christ. Berlin, Germany: DVM, 2011. – 980 p.
- Сулима А.М., Евстигнеев М.И. Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1974. – 255 с.
- 20. Yakovleva T.Yu., Matokhnyuk L.E. Prediction of Fatigue Characteristics of Metals at Different Loading Frequences // Strength of Materials. 2004. Vol. 36. No. 4. P. 442-448.
- 21. Ясний П.В., Марущак П.О., Панин С.В., Любутин П.С., Баран Д.Я., Овечкин Б.Б. Стадийность деформирования материала и кинетика роста усталостной трещины в стали 25Х1М1Ф при низких частотах нагружения // Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. № 2. С. 97 107.
- 22. Konovalov S., Aksenova K., Gromov V., Ivanov Yu., Semina O. The influence of electron beam treatment on alloy structure destroyed at high-cycle fatigue // Key Engineering Materials. 2016. January. Vol. 675-676. P. 655 659.

- Mughrabi H., Christ H. J. Cyclic deformation and fatigue of selected ferritic and austenitic steels; specific aspects // ISIJ International. 1997. Vol. 37. No. 12. P. 1154 – 1169.
- Musuva J. K. Radon J. C. The effect of stress ratio and frequency on fatigue crack growth // Fatigue of Eng. Materials and Structures. 1979. Vol. 1. P. 457-470.
- **25.** Marines I., Bin X. and Bathias C. An understanding of very high cycle fatigue of metals // International Journal of Fatigue. 2003. Vol. 25. No. 9-11. P. 1101 1107.
- 26. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Variation in faktors of fatigue resistance for som pure metals as a function of the freguensy of loading cycles // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2010. Vol. 51. No. 3. P. 237 – 242.
- Шетулов Д.И. Связь сопротивления циклической нагрузке с повреждаемостью поверхности металлов // Изв. Академии наук. Металлы. 1991. № 5. С. 160.
- **28.** Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Investigation into the Surface Damage of Pure Metals Allowing for the Cyclic

Loading Frequency // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2013. Vol. 54. No. 3. P. 229 – 233.

- Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshev E.A. On Evaluation of Durability Criteria in Carbon Steels // Metals Technology. 2010. No. 2. C. 19 – 22.
- 30. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Влияние частоты циклического нагружения на сопротивление усталости высокопрочных конструкционных материалов // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 2. С. 33 36.
- 31. Мыльников В.В. О влиянии частоты приложения нагрузки на сопротивление усталости материалов // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2016. № 6-2. С. 202 – 205.

Поступила в редакцию 5 февраля 2018 г. После доработки 8 июля 2019 г.

Принята к публикации 29 июля 2019 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2019. Vol. 62. No. 10, pp. 796–802.

CHANGES IN FATIGUE RESISTANCE OF STRUCTURAL STEELS AT DIFFERENT LOADING SPECTRA

V.V. Myl'nikov¹, D.I. Shetulov², O.B. Kondrashkin¹, E.A. Chernyshov², A.I. Pronin³

 ¹ Nizhny Novgorod State University of Architecture, Building and Civil Engineering, Nizhny Novgorod, Russia
 ² Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Russia, Nizhny Novgorod, Russia

³ Komsomolsk-on-Amur State University, Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory, Russia

- Abstract. Fatigue strength of widely used engineering structural steels was studied at various frequencies of loading according to the scheme of cantilever bending of the rotating cylindrical samples. Fatigue resistance index is tangent of angle of inclination of fatigue curve to axis of longevity. It is established that 40 and 45 steels belong to the group of materials in which decrease in frequency of loading leads to cyclic softening and decrease in fatigue resistance, which is numerically expressed by increasing slope of fatigue curve. Tests of the samples made of 40X steel had shown that increase in frequency of loading cycles leads to a noticeable decrease in slope of fatigue curve parameter, i.e. to an increase in fatigue resistance. Decrease in fatigue resistance parameter is associated with an increase in hardening of material of the samples (parts) surface layers which reduces fatigue damage to the surface itself. Dependence of the fatigue curve slope tangent on surface damage at changing loading cycles frequency is shown and it is stated that, regardless of frequency, damage of material surface layers increases along the slope of fatigue curve. For each of these groups mathematical relations are defined. The correlation coefficient providing degree of convergence of experimental results with the constructed fatigue curve was adopted as a criterion of cyclic behavior stability of steels. It is revealed that increase in behavior stability of 40X steel is observed with increase in cyclic deformation rate. Tests of 45 steel have shown that decrease in cyclic strength with increase in loading frequency does not affect fatigue stability of material. Increased dispersion of experimental results was observed in 40 steel at low loading frequency, despite the high values of cyclic strength at given loading frequency. On the basis of conducted experiments, dynamics of behavior of real machine parts and structures subjected to cyclic loads operating was determined in the studied loading spectrum.
- *Keywords*: frequency of loading cycles, fatigue resistance, strength, durability, engineering steel, hardening, surface damage.

REFERENCES

- 1. Terent'ev V.F., Korableva S.A. *Ustalost' metallov* [Metal fatigue]. Moscow: Nauka, 2015, 479 p. (In Russ.).
- 2. Suresh S. Fatigue of metals. Cambridge University Press, 2006, 701 p.
- Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Konovalov S.V. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams. Cambridge, 2015, 272 p.
- 4. Honeycombe R.W.K. *The Plastic Deformation of Metals*. London: Edward Arnold Ltd., 1984, 483 p.
- 5. Kazymyrovych V. Very high cycle fatigue of engineering materials – A literature review. Karlstad University Studies, 2009, 22 p.
- Panin V.E. *Fizicheskaya mezomekhanika materialov. Tom 1* [Physical mesomechanics of materials. Vol. 1]. Psakh'e S.G. ed. Tomsk: TGU, 2015, 462 p. (In Russ.).
- 7. Vladimirov V.I. *Fizicheskaya priroda razrusheniya metallov* [Physical nature of metals destruction]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 280 p. (In Russ.).
- **8.** Shanyavskii A.A. *Bezopasnoe ustalostnoe razrushenie elementov aviakonstruktsii. Sinergetika v inzhenernykh prilozheniyakh* [Safe fatigue failure of aircraft components. Synergy in engineering applications]. Ufa: Monografiya, 2003, 803 p. (In Russ.).
- 9. McEvily A.J. *Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention.* New York: Wiley, 2002, 324 p. (Russ.ed.: McEvily A.J. *Analiz avariinykh razrushenii*. Moscow: Tekhnosfera, 2010, 416 p.).
- **10.** Schijve J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. *International Journal of Fatigue*. 2003, vol. 25, pp. 679–702.
- Shkol'nik L.M. Metodika ustalostnykh ispytanii. Spravochnik [Fatigue testing technique. Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 304 p. (In Russ.).
- **12.** Troshchenko V.T., Sosnovskii L.A. *Soprotivlenie ustalosti metallov i splavov* [Fatigue resistance of metals and alloys]. Kiev: Naukova dumka, 1987, 1303 p. (In Russ.).
- Ivanova V.S., Shanyavskii A.A. Kolichestvennaya fraktografiya. Ustalostnoe razrushenie [Quantitative fractography. Fatigue fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 399 p. (In Russ.).
- 14. Pachurin G.V., Gushchin A.N., Pachurin K.G., Pimenov G.V. Tekhnologiya kompleksnogo issledovaniya razrusheniya deformirovannykh metallov i splavov v raznykh usloviyakh nagruzheniya. Ucheb. posobie [Technology of comprehensive study of destruction of deformed metals and alloys under different loading conditions. Manual]. Nigny Novgorod: izd NGU, 2005, 141 p. (In Russ.).

- **15.** Haw-Ming Huang, Wei-Jen Chang, Nai-Chia Teng, Hung-Lung Lin, and Sung-Chih Hsieh. Structural analysis of cyclic-loaded nickel-titanium rotary instruments by using resonance frequency as a parameter. *JOE*. 2011, vol. 37, no. 7, pp. 993–996.
- Kotsan'da S. *Ustalostnoe rastreskivanie metallov* [Fatigue cracking of metals]. Trans. from Polish. Yarema S.Ya. ed. Moscow: Metallurgiya, 1990, 432 p. (In Russ.).
- 17. Weiss T., ASTM Bulletin, 1949, February, p. 188; p. 31.
- Proceedings of the Int. Conf. VHCF-5, June 28-30, 2011, Berlin. Berger C., Christ H.-J. eds. Berlin, Germany: DVM, 2011, 980 p.
- 19. Sulima A.M., Evstigneev M.I. Kachestvo poverkhnostnogo sloya i ustalostnaya prochnost' detalei iz zharoprochnykh i titanovykh splavov [Surface layer quality and fatigue strength of parts made of heat-resistant and titanium alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 255 p. (In Russ.).
- **20.** Yakovleva T.Yu., Matokhnyuk L.E. Prediction of fatigue characteristics of metals at different loading frequencies. *Strength of Materials*. 2004, vol. 36, no. 4, pp. 442–448.
- Yasnii P.V., Marushchak P.O., Panin S.V., Lyubutin P.S., Baran D.Ya., Ovechkin B.B. The stages of material deformation and growth kinetics of fatigue crack in 25Kh1M1F steel at low loading frequencies. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2012, vol. 15, no. 2, pp. 97–107. (In Russ.).
- Konovalov S., Aksenova K., Gromov V., Ivanov Yu., Semina O. The influence of electron beam treatment on alloy structure destroyed at high-cycle fatigue. *Key Engineering Materials*. 2016, vol. 675-676, pp. 655–659.
- Mughrabi H., Christ H. J. Cyclic deformation and fatigue of selected ferritic and austenitic steels; specific aspects. *ISLJ International*. 1997, vol. 37, no. 12, pp. 1154–1169.
- Musuva J. K. Radon J. C. The effect of stress ratio and frequency on fatigue crack growth. Fatigue of Eng. *Materials and Structures*. 1979, vol. 1, pp. 457–470.
- Marines I., Bin X., Bathias C. An understanding of very high cycle fatigue of metals. *International Journal of Fatigue*. 2003, vol. 25, no. 9-11. pp. 1101–1107.
- Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Variation in factors of fatigue resistance for some pure metals as a function of the

frequency of loading cycles. Russ. J. Non-Ferr. Met. 2010, vol. 51, no. 3, pp. 237–242.

- Shetulov D.I. Relation of resistance to cyclic loading with metals surface damage. *Izv. Akademii Nauk. Metally.* 1991, no. 5, pp. 160. (In Russ.).
- Myl'nikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Investigation into the surface damage of pure metals allowing for the cyclic loading frequency. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2013, vol. 54, no. 3, pp. 229–233.
- **29.** Myl'nikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshev E.A. On evaluation of durability criteria in carbon steels. *Metals Technology*. 2010, no. 2, pp. 19–22.
- Myl'nikov V.V., Chernyshov E.A., Shetulov D.I. Influence of cyclic loading frequency on fatigue resistance of high-strength structural materials. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2009, no. 2, pp. 33–36. (In Russ.).
- **31.** Myl'nikov V.V. On the effect of load application frequency on fatigue resistance of materials. *Mezhdunarodnyi zhurnal prikladnykh i fundamental'nykh issledovanii.* 2016, no. 6-2, pp. 202–205. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Myl'nikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Building Technology" (mrmylnikov@mail.ru)

D.I. Shetulov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Materials Science, Technology of Materials and Heat Treatment of Metals" (shetulov@mail.ru)

O.B. Kondrashkin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Building Technology" (tsp-nngasu@mail.ru)

E.A. Chernyshov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metallurgical Technology and Equipment" (taep@nntu.ru)

A.I. Pronin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Engineering Technology" (mdsov@knastu.ru)

Received February 5, 2018 Revised July 8, 2019 Accepted July 29, 2019

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 803 – 809. © 2019. Казяев М.Д., Казяев Д.М., Киселев Е.В., Вохмяков А.М., Спитченко Д.И.

УДК 621.77.07

КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ КАМЕРНОЙ ПЕЧИ ДЛЯ НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ ТОНКОГО СТАЛЬНОГО ЛИСТА

Казяев М.Д.¹, к.т.н., профессор кафедры «Теплофизика и информатика

в металлургии» (m.d.kaziaev@urfu.ru)

Казяев Д.М.², директор (termokomplex@r66.ru)

Киселев Е.В.¹, к.т.н., доцент кафедры «Теплофизика и информатика

в металлургии» (ev.kiselev@urfu.ru)

Вохмяков А.М.², к.т.н., начальник производственно-технического

отдела (vam@termokomplex.ru)

Спитченко Д.И.^{1, 2}, к.т.н., ассистент кафедры «Теплофизика и информатика

в металлургии», начальник проектного отдела (d.i.spitchenko@urfu.ru)

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 28) ² ООО «НПК «УралТермоКомплекс»

(620026, Россия, Екатеринбург, ул. Народной воли, 65)

Аннотация. Повышение производительности сталеплавильных агрегатов возможно при изменении способов производства стали. Такие изменения влекут за собой и серьезные изменения в последующих переделах: в обработке металлов давлением, в термической обработке готовой металлической продукции. Известно, что именно эти два металлургических передела насыщены большим количеством нагревательных и термических печей, тепловая работа которых не всегда соответствует повышенным требованиям к качеству выпускаемой продукции. Вопросы улучшения тепловой работы печей также актуальны и в машиностроении. К повышенным требованиям технологического характера добавляются очень жесткие требования по улучшению экологической обстановки. Следовательно, требуется новая концепция проектирования и строительства современных производительных и высокоавтоматизированных промышленных нагревательных и термических печей. С целью совершенствования конструкции и улучшения технико-экономических показателей проводится техническое перевооружение устаревших и строительство новых промышленных печей. При проектировании и строительстве печей применяются топливосжигающие устройства новых конструкций и современные материалы. В свою очередь, это вызывает необходимость использования новых подходов к формированию рабочего пространства и системы отопления печи с учетом компоновки садки нагреваемых изделий. Такие мероприятия проводятся, как правило, в действующих цехах, что вызывает определенные трудности в связи с ограниченностью предоставляемых площадей для размещения новых печей и оборудования для работы и обслуживания. Рассмотрено комплексное исследование конструкции и тепловой работы блока из трех камерных термических печей со специфической загрузкой и выдачей нагреваемого тонкого листа, построенных в ограниченном пространстве цеха.

Ключевые слова: нагрев под закалку, камерная печь, стационарный под, особенность загрузки и выдачи, система отопления, рекуперативные горелки, теплотехническое исследование, газодинамический режим, моделирование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-803-809

Введение

На металлургических и машиностроительных заводах для термической обработки металлических изделий при индивидуальном, мелкосерийном и массовом производстве широко используют камерные печи [1, 2].

В последнее время печи устаревших конструкций подвергают техническому перевооружению, комплектуют современными топливосжигающими устройствами, используют малоинерционные огнеупорные и теплоизоляционные материалы с малой плотностью и низким коэффициентом теплопроводности [3]. Для выполнения жестких технологических требований

обработки металлической продукции нагревательные и термические печи оснащают современными автоматизированными системами управления тепловыми режимами (АСУ ТП) [4].

Одним из основных требований к тепловой работе камерных термических печей является осуществление качественного нагрева изделий с минимальными допусками по перепадам температур в объеме рабочего пространства [5]. Равномерность нагрева изделий зависит от системы отопления и от формирования садки нагреваемых изделий в рабочем пространстве печи [1, 6].

Опыт эксплуатации печей различного класса позволил утвердить некоторые стандартные схемы отопления (размещение топливосжигающих устройств, каналов дымоудаления) [7]. Но иногда приходится разрабатывать иные, нестандартные компоновки горелок, нагреваемых изделий и каналов отвода продуктов сгорания [8, 9]. Чаще всего эти вопросы возникают, когда печное оборудование необходимо разместить в действующем цехе с ограниченными площадями. Такой вопрос встал при проектировании и строительстве блока из трех камерных печей со стационарным подом для нагрева под закалку тонкого стального листа. В дополнение было поставлено условие размещения тонкого листа в рабочем пространстве на массивных подставках, располагающихся вдоль оси печи. Это требование завода было вызвано необходимостью применения автопогрузчиков для загрузки и выдачи нагреваемого листа.

Проведение исследований

Общий вид блока из трех печей, размещенных на ограниченной площади и объединенных общими коммуникациями газо-воздухоснабжения и удаления продуктов сгорания, представлен на рис. 1. При выполнении таких условий невозможно применить стандартную схему размещения горелок на боковых стенках печи, поэтому была осуществлена установка трех рекуперативных горелок в торцевой задней стенке печи (рис. 2).

Предполагалось осуществить «подковообразную» схему движения газов, при которой скоростные струи от трех горелок находятся под сводом печи, ударяются в поперечную сводовую балку (притолоку) и частично в верхнюю часть заслонки и разворачиваются на 180°. При этом часть продуктов сгорания движется вдоль верхней поверхности нагреваемого листа, а другая часть проходит между массивными подставками, разогревая их и нижнюю поверхность листа [10, 11]. Возвращенные к торцевой стенке продукты сгорания частично подсасываются горящими струями, а частично удаляются через рекуперативные горелки, где осуществляется подогрев воздуха.

Для оценки тепловой работы печи и системы автоматики проведено комплексное исследование контролируемого нагрева листа с последующим составлением теплового баланса. Особое внимание уделено равномерности нагрева поверхности листа при выдержке при постоянной температуре рабочего пространства печи.

Результаты, их анализ и обсуждение

Для контроля температуры нагреваемого листа на его поверхности размещали гибкие термопары. Схе-



Рис. 1. Общий вид блока печей: 1 – камерная печь со стационарным подом; 2 – основной и резервный вентилятор; 3 – газораспределительное устройство; 4 – печной дымопровод; 5 – дымосос; 6 – рабочая площадка

Fig. 1. General view of the furnace unit:

1 - chamber furnace with fixed hearth; 2 - main and standby fans; 3 - gas distributor; 4 - furnace exhaust duct; 5 - exhaust stack; 6 - work platform



Рис. 2. Схема камерной печи со стационарным подом и установкой рекуперативных горелок: *1* – заслонка; 2 – панельный плоский свод с поперечной балкой (притолокой); 3 – защитный экран; 4 – механизм подъема заслонки;

 5 – стационарный под с металлической усиленной рамой;
 6 – скоростная рекуперативная горелка; 7 – запорно-регулирующая арматура горелки; 8 – дымопровод; 9 – воздухопровод;
 10 – газопровод

Fig. 2. Scheme of chamber furnace with fixed hearth and recuperative burners:

 I – furnace door; 2 – panel flat roof with cross beam; 3 – protecting screen; 4 – door lifting mechanism; 5 – fixed hearth with metal reinforced frame; 6 – high-speed recuperative burner;

7 – shut-off and control burner valves; 8 – exhaust duct; 9 – air duct; 10 - gas duct



Рис. 3. Схема размещения в рабочем пространстве печи нагреваемого листа, подставок и спаев контрольных термопар: l - 6 – контрольные термопары, установленные на поверхности листа; t_p и t_k – основная рабочая и контрольная стационарная термопара; 7 – опорные подставки; 8 – нагреваемый лист; 9 – горелки

Fig. 3. Arrangement diagram of supporting fixtures, heated sheet and thermocouple junctions in the furnace work space: 1-6 – control thermocouples installed on the sheet surface;

 t_p and t_{κ} – main working and control stationary thermocouple; 7 – supporting fixtures; 8 – heated sheet; 9 – burners

ма расположения контрольных точек приведена на рис. 3, а значения температуры – в табл. 1. В течение 1 ч выдержки при постоянной температуре печи максимальные колебания температуры поверхности листа в различных его точках составляли 4 – 12 °С. Колебания температуры объясняются импульсной работой АСУ ТП, что отражается на газодинамическом режиме в условиях ограниченных размеров рабочего пространства печи.

Установлено, что при возврате печных газов в сторону горелок происходит «расслоение» потока с большим

Таблица 1

Изменение во времени температуры поверхности листа и печной среды при режиме выдержки

Table 1. Change of the sheet surface temperature and furnace work space temperature over time in holding conditions

Термопара	Температура, °С, при времени выдержки, мин							
	0	10	20	30	40	50	60	$\Delta l_{\rm max}$, 'C
1	960	960	969	968	965	965	964	9
2	967	961	973	961	972	970	963	12
3	960	961	962	961	962	963	964	4
4	960	960	967	961	966	962	961	7
5	962	962	963	964	964	960	961	4
6	964	962	972	967	970	967	966	10
t _p	967	962	967	967	968	968	965	6
t _k	973	971	973	971	973	975	973	4

П р и м е ч а н и е. В режиме выдержки садки АСУ ТП должна была поддерживать технологическую температуру печи $t_n = 965$ °C по показаниям рабочей термопары (t_k – контрольная термопара).

его сосредоточением в верхней свободной части рабочего пространства и с ограниченным движением газов между массивными подставками, удерживающими нагреваемый лист [12]. Тем не менее по прошествии 1 ч технологической выдержки перепады температуры на поверхности листа снижаются и не превышают ± 5 °C, что полностью соответствует техническому заданию.

С целью изучения возможности дальнейшего совершенствования конструкции печи с торцевым размещением горелок было осуществлено компьютерное моделирование газодинамического режима, от которого в большей степени зависит теплообмен в рабочем пространстве топливного теплового агрегата [13 – 17]. На рис. 4 представлено движение газов в модели печи. Верхняя поверхность листа омывается достаточно равномерно потоком циркулирующих газов (рис. 4, a). На рис. 4, δ четко просматривается интенсивная циркуляция газов в верхней части рабочего пространства и воз-



Рис. 4. Схема движения продуктов сгорания в рабочем пространстве модели печи с торцевым отоплением над верхней поверхностью листа (*a*) и в продольной плоскости (*б*)

Fig. 4. Scheme of movement of combustion products in the working space of the model of a stove with end heating above the upper surface of the sheet (a) and in the longitudinal plane (δ)

Таблица 2

Тепловой баланс действующей термической печи со стационарным подом

Приход теплот	ы		Расход теплоты		
Статьи	МДж	%	Статьи	МДж	%
Химическая теплота топлива	4,114	89,5	Нагрев листа	0,325	7,1
		10.5	Потери теплоты с уходящими газами	1,830	39,8
Физическая теплота	0.483		Нагрев подставок	1,558	33,9
подогретого воздуха	0,405	10,5	Потери теплопроводностью и с аккумуляцией теплоты футеровкой	0,884	19,2
Итого	4,597	100	Итого	4,597	100

Table 2. Heat balance of the existing thermal furnace with a stationary hearth

вратное, прямоточное их движение между подставками в сторону торцевой стенки печи с дальнейшим подсосом в горящие скоростные струи горелок.

Анализ газодинамического режима позволяет сделать вывод о возможности дальнейшего улучшения конструкции печи при торцевом отоплении: во-первых, возможно понижение свода печи к поверхности металла; во-вторых, как следствие, возможно перемещение горелок на более низкий уровень. Предполагаемые мероприятия позволят усилить конвективную составляющую теплообмена как в верхней, так, особенно, и в нижней части рабочего пространства печи и повысить скорость и равномерность нагрева тонкого листа и массивных подставок [18 – 20].

Для выявления и анализа основных показателей тепловой работы печи был исследован тепловой баланс (табл. 2) (тепловой баланс составлен при работе печи за время 3,18 ч, включающем подъем температуры печи с садкой и выдержку).

Основные теплотехнические показатели печи: КПД – 7,1 %, удельный расход условного топлива (b) 280 кг_{ул}/т. Низкий КПД объясняется малой ($g_{\rm M} = 500$ кг) массой нагреваемого листа. Значительные потери теплоты с аккумуляцией (19,2 %) и с нагревом (33,9 %) подставок массой 2400 кг объясняются разогревом печи вместе с нагреваемым листом от холодного состояния.

Подобные теплотехнические показатели соответствуют тепловой работе нагревательных печей с изменяющейся рабочей температурой с малым коэффициентом заполнения рабочего пространства нагреваемым металлом [21, 22]. Дальнейшее совершенствование работы печи возможно при усилении конвективного теплообмена и при снижении массы подставок измененной конструкции.

Выводы

Предложена схема отопления рекуперативными горелками, расположенными на задней торцевой стенке печи. Подтверждается возможность такого способа отопления печи. При этом обязательно предварительное моделирование газодинамического режима с целью исследования равномерности нагрева поверхности изделия для указанных размеров рабочего пространства печи и соответствующего размещения нагреваемого металла и приспособлений (подставок). Предлагается также изменение конструкции подставок с целью уменьшения их массы при той же схеме размещения на стационарном поду с учетом существующего способа загрузки и выгрузки обрабатываемого тонкого листа с помощью автопогрузчика.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Зобнин Б.Ф. Нагревательные печи. Теория и расчет. М.: Машиностроение, 1964. – 311 с.
- 2. Кривандин В.А., Егоров А.В. Тепловая работа и конструкции печей черной металлургии. М.: Металлургия, 1989. 462 с.
- 3. Казяев М.Д., Вохмяков А.М., Киселев Е.В., Спитченко Д.И., Казяев Д.М. Влияние конструкции футеровки и типа топливосжигающих устройств на тепловую работу камерных вертикальных печей. – В кн.: Энергосберегающие технологии в промышленности. Печные агрегаты. Экология. Сборник материалов VII Международной научно-практической конференции, посвященной 150-летию великого русского металлурга В.Е. Грум-Гржимайло. 15-17 октября 2014 г. – М.: Изд. дом МИСиС, 2014. С. 224 – 235.
- Вохмяков А.М., Казяев М.Д., Казяев Д.М. Автоматизация системы управления тепловым режимом камерной термической печи с выдвижным подом. В кн.: Труды VIII Всероссийской научно-практической конференции «Системы автоматизации в образовании, науке и производстве. Новокузнецк, СибГИУ, 2013. С. 201 206.
- Filipponi M., Rossi F., Presciutti A., De Ciantis S., Castellani B., Carpinelli A. Thermal analysis of an industrial furnace // Energies. 2016. Vol. 9. No. 10. Article number 833.
- Зобнин Б.Ф., Казяев М.Д., Китаев Б.И. Теплотехнические расчеты металлургических печей: учебное пособие для студентов вузов. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.
- Гусовский В.Л., Ладыгичев М.Г., Усачев А.Б. Современные нагревательные и термические печи (конструкции и технические характеристики). Справочник. – М.: Машиностроение, 2001. – 656 с.
- Martín E., Meis M., Mourenza C., etc. Fast solution of direct and inverse design problems concerning furnace operation conditions in steel industry // Applied Thermal Engineering. 2012. Vol. 47. P. 41 – 53.

- Смольков А.Н., Wohlschlaeger G. Системы прямого и косвенного отопления печей с применением рекуперативных горелок типа BICR. – В кн.: Труды международного конгресса. Печетрубостроение: тепловые режимы, конструкции, автоматизация и экология. – М.: Теплотехник, 2004. С. 118 – 125.
- Kurek H., Wagner J., Chudnovsky Ya., etc. Direct flame impingement for the efficient and rapid peating of metal shapes. – International Gas Research Conference. – Vancouver, B.C., Canada, 2004. P. 10.
- Wagner J., Kurek H., Chudnovsky Ya., etc. Direct flame impingement for the efficient and rapid heating of ferrous and nonferrous shapes. – Reheating Symposium at the Materials Science and Technology. – Pittsburg, Pennsylvania, U.S.A., 2005. P. 23 – 33.
- Холлуорт Б.Р., Берри Р.Д. Теплообмен при натекании на поверхность системы струй с большим шагом отверстий // Теплопередача. 1978. № 2. С. 203 210.
- Khalil E.E. Mathematical modeling of radiative heat transfer in axisymmetric furnaces // AIAA Paper. 1979. No. 99. P. 9.
- Johnson T.R., Lowes T.M., Becr J.M. Comparison of calculated temperatures and heat flux with measurements in furnace // Journal of the Institute on Fuel. 1974. Vol. 47. No. 3. P. 39 – 51.
- Pollhammer W., Spijker C., Six J., Zoglauer D., Raupenstrauch H. Modeling of a walking beam furnace using CFD-methods // Energy Procedia. 2017. Vol. 120. P. 477 – 483.
- Yang Y., Zhou B., Post J.R., etc. Computational fluid dynamics simulation of high temperature metallurgical processes. – TMS Fall Extraction and Processing Division: Sohn International Symposium, San Diego, CA, United States, 2006. Vol. 7. P. 417 – 433.

- Gosman A.D., Lockwood F.C. Incorporation of flux model of radiation into a finite difference procedure for furnace calculations. – Proceedings of the 14th. International Symposium of Combustion, USA, 1972. P 661 – 671.
- Михеев М.А. Основы теплопередачи. М.: Госэнергоиздат, 1956. – 392 с.
- Samantaray S., Mahapatra S.K., Jena S.K., Sarkar A. Transient mixed convection coupled with surface radiation inside a square cavity with different configurations-A critical study // International Journal of Fluid Mechanics Research. 2013. Vol. 40. No. 6. P. 545 – 563.
- 20. Тимофеев В.Н., Февралева И.А. Исследование конвективного теплообмена применительно к нагревательным печам // Всесоюзный научно-исследовательский институт металлургической теплотехники (ВНИИМТ). Бюллетень научно-технической информации. – Свердловск: Металлургиздат, 1958. С.34 – 45.
- **21.** Гусовский В.Л., Лифшиц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей. М.: Теплотехник, 2004. 400 с.
- 22. Campos I.B., Aguirrezabala N.N., Valdes L.D., Ezenarro B.E., Arantzamendi H.G. Energy efficiency and line productivity improvements for a continuous heat treatment process. – Industrial Summer Study on Industrial Efficiency: Leading the Low-Carbon Transition, Kalkscheune, Berlin, Germany, 2018. P. 431 – 441.

Поступила в редакцию 28 мая 2019 г. После доработки 14 июня 2019 г. Принята к публикации 17 июня 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 803-809.

THERMAL WORK OF CHAMBER FURNACE FOR HEATING FOR HARDENING OF THIN STEEL SHEET

*M.D. Kazyaev*¹, *D.M. Kazyaev*², *E.V. Kiselev*¹, *A.M. Vokhmyakov*², *D.I. Spitchenko*^{1, 2}

 ¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia
 ² SPC "UralTermoKompleks" Ltd., Ekaterinburg, Russia

Abstract. Increasing performance of steelmaking units is possible with changing methods of steel production. Such variances entail serious changes in the subsequent redistributions: in metals processing by pressure and in thermal treatment of finished metal products. It is known that these two metallurgical processes are equipped with a large number of heating and thermal furnaces, and their thermal work does not always meet increased requirements for products quality. Issues of improving thermal performance of furnaces are also relevant in mechanical engineering. High technological requirements are associated with very strict environmental ones. Therefore, a new concept is needed for the design and construction of modern highly automated industrial heating furnaces. In order to improve the design and technical and economic indicators, technical obsolescence and the construction of new industrial furnaces are carried out. In design and construction of furnaces, fuel-burning devices of new designs and modern materials are used. In turn, this necessitates the use of new approaches to working space and heating system design of the furnace, taking into account arrangement of heated products charge. Such events are carried out, as a rule, in operating workshops, that causes certain difficulties due to limited space provided for placement of new furnaces and equipment for their operation and maintenance. A complex study was made of the design and thermal performance of a block of three chamber thermal furnaces. They were built in a limited space of the workshop with specific loading and delivery of heated thin sheet.

Keywords: thin steel sheet, heating for hardening, chamber furnace, stationary hearth, loading and delivery, heating system, recuperative burners, heat engineering research, gas dynamic mode, simulation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-803-809

REFERENCES

- Zobnin B.F. Nagrevatel'nye pechi. Teoriya i raschet [Heating furnaces. Theory and design]. Moscow: Mashinostroenie, 1964, 311 p. (In Russ.).
- Krivandin V.A., Egorov A.V. *Teplovaya rabota i konstruktsii pechei chernoi metallurgii* [Thermal work and design of iron and steel furnaces]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 462 p. (In Russ.).
- Kazyaev M.D., Vokhmyakov A.M., Kiselev E.V., Spitchenko D.I., Kazyaev D.M. Influence of lining design and type of fuel burning devices on thermal performance of vertical chamber furnaces. In: Energosberegayushchie tekhnologii v promyshlennosti. Pechnye agregaty. Ekologiya. Sbornik materialov VII Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii, posvyashchennoi 150-letiyu velikogo russkogo metallurga V.E. Grum-Grzhimailo. 15-17 oktyabrya 2014 g. [Energy-saving technologies in industry. Furnace units. Ecology. Coll. of materials of the VII Int. Sci. and Pract. Conf. dedicated to the 150th Anniversary of V.E. Grum-Grzhimailo, the Great Russian Metallurgist. October 15-17, 2014]. Moscow: ID MISiS, 2014, pp. 224–235. (In Russ.).
- Vokhmyakov A.M., Kazyaev M.D., Kazyaev D.M. Automation of thermal control system of carhearth thermal furnace. In: *Trudy VIII Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii "Sistemy avtomatizatsii v obrazovanii, nauke i proizvodstve"* [Procs. of the VIII All-Russian Sci. and Pract. Conf. "Automation Systems in Education, Science and Production"]. Novokuznetsk, SibGIU, 2013, pp. 201–206. (InRuss.).

- Filipponi M., Rossi F., Presciutti A., De Ciantis S., Castellani B., Carpinelli A. Thermal analysis of an industrial furnace. *Energies*. 2016, vol. 9, no. 10, article no. 833.
- Zobnin B.F., Kazyaev M.D., Kitaev B.I. Teplotekhnicheskie raschety metallurgicheskikh pechei: uchebnoe posobie dlya studentov vuzov [Thermotechnical calculations of metallurgical furnaces: University manual]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 360 p. (In Russ.).
- Gusovskii V.L., Ladygichev M.G., Usachev A.B. Sovremennye nagrevatel'nye i termicheskie pechi (konstruktsii i tekhnicheskie kharakteristiki). Spravochnik [Modern heating and thermal furnaces (designs and specifications). Reference book]. Moscow: Mashinostroenie, 2001, 656 p. (In Russ.).
- Martín E., Meis M., Mourenza C. etc. Fast solution of direct and inverse design problems concerning furnace operation conditions in steel industry. *Applied Thermal Engineering*. 2012, vol. 47, pp. 41–53.
- Smol'kov A.N., Wohlschlaeger G. Direct and indirect heating systems for furnaces with recuperative burners of BICR type]. In: *Trudy mezhdunarodnogo kongressa. Peche-trubostroenie: teplovye rezhimy, konstruktsii, avtomatizatsiya i ekologiya* [Procs. of the Int. Congress. Furnace and Pipe Construction Industry: Thermal Conditions, Designs, Automation and Ecology]. Moscow: Teplotekhnik, 2004, pp. 118–125. (In Russ.).
- Kurek H., Wagner J., Chudnovsky Ya. etc. Direct flame impingement for the efficient and rapid heating of metal shapes. *International Gas Research Conference. Vancouver, B.C., Canada, 2004*, p. 10.
- Wagner J., Kurek H., Chudnovsky Ya. etc. Direct flame impingement for the efficient and rapid heating of ferrous and nonferrous shapes. *Reheating Symposium at the Materials Science and Technology. Pittsburg, Pennsylvania, U.S.A., 2005*, pp. 23–33.
- **12.** Kholluort B.R., Berri R.D. Heat transfer at leaking of jets with large spread of holes onto the system surface. *Teploperedacha*. 1978, no. 2, pp. 203–210. (In Russ.).
- **13.** Khalil E.E. Mathematical modeling of radiative heat transfer in axisymmetric furnaces. *AIAA Paper*. 1979, no. 99, pp. 9.
- 14. Johnson T.R., Lowes T.M., Beer J.M. Comparison of calculated temperatures and heat flux with measurements in furnace. *Journal of the Institute on Fuel*. 1974, vol. 47, no. 3, pp. 39–51.
- Pollhammer W., Spijker C., Six J., Zoglauer D., Raupenstrauch H. Modeling of a walking beam furnace using CFD-methods. *Energy Procedia*. 2017, vol. 120, pp. 477–483.
- 16. Yang Y., Zhou B., Post J.R., etc. Computational fluid dynamics simulation of high temperature metallurgical processes. *TMS Fall*

Extraction and Processing Division: Sohn Int. Symposium, San Diego, CA, United States, 2006, vol. 7, pp. 417–433.

- 17. Gosman A.D., Lockwood F.C. Incorporation of flux model of radiation into a finite difference procedure for furnace calculations. *Procs. of the 14th Int. Symposium of Combustion, USA, 1972*, pp. 661–671.
- Mikheev M.A. Osnovy teploperedachi [Basics of heat transfer]. Moscow: Gosenergoizdat, 1956, 392 p. (In Russ.).
- Samantaray S., Mahapatra S.K., Jena S.K., Sarkar A. Transient mixed convection coupled with surface radiation inside a square cavity with different configurations-A critical study. *International Journal of Fluid Mechanics Research*. 2013, vol. 40, no. 6, pp. 545–563.
- 20. Timofeev V.N., Fevraleva I.A. Convective heat transfer in heating furnaces. In: Vsesoyuznyi nauchno-issledovatel'skii institut metallurgicheskoi teplotekhniki (VNIIMT). Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi informatsii [All-Union Research Institute of Metallurgical Heat Engineering (VNIIMT). Bulletin of sci. and tech. information]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1958, pp. 34–45. (In Russ.).
- Gusovskii V.L., Lifshits A.E. *Metodiki rascheta nagrevatel'nykh i termicheskikh pechei* [Methods of design of heating and thermal furnaces]. Moscow: Teplotekhnik, 2004, 400 p. (In Russ.).
- 22. Campos I.B., Aguirrezabala N.N., Valdes L.D., Ezenarro B.E., Arantzamendi H.G. Energy efficiency and line productivity improvements for a continuous heat treatment process. *Industrial Summer Study on Industrial Efficiency: Leading the Low-Carbon Transition, Kalkscheune, Berlin, Germany, 2018*, pp. 431–441.

Information about the authors:

M.D. Kazyaev, Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (m.d.kaziaev@urfu.ru) **D.M. Kazyaev**, Director (termokomplex@r66.ru)

E.V. Kiselev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy" (ev.kiselev@urfu.ru) **A.M. Vokhmyakov**, Cand. Sci. (Eng.), Head of Industrial Engineering Department (vam@termokomplex.ru)

D.I. Spitchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assistant of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy", Head of Design Department (d.i.spitchenko@urfu.ru)

Received May 28, 2019 Revised June 14, 2019 Accepted June 17, 2019 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 810 – 815. © 2019. Фастыковский А.Р., Базайкин В.И., Евстифеев В.В.

УДК 621.771.014

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗЕРВА СИЛ ТРЕНИЯ НА КОНТАКТНОЙ ПОВЕРХНОСТИ В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССА

Фастыковский А.Р.¹, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Обработка металлов давлением и металловедение. EBPA3 3CMK» (omd@sibsiu.ru) **Базайкин В.И.¹,** д.т.н., профессор кафедры «Прикладная математика и информатика» (bazaykin@yandex.ru)

Евстифеев В.В.², д.т.н., профессор кафедры «Автомобили, конструкционные материалы

и технологии» (VladEvst@mail.ru)

 ¹ Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)
 ² Сибирский государственный автомобильно-дорожный университет (644080, Россия, Омск, пр. Мира, 5)

Аннотация. Процесс прокатки реализуется за счет мощности, подводимой в очаг деформации благодаря использованию контактных сил трения. Процесс прокатки происходит в две стадии: захвата и установившегося процесса. Определяющей возможность деформирования в валках является стадия захвата. В этот период втягивающие силы трения используются с максимальной отдачей. Основной процесс прокатки проходит на установившейся стадии, где возможности контактного трения не используются в полном объеме. Создается резерв сил трения, который и можно использовать для повышения эффективности процесса прокатки. Для уравновешивания избыточных сил трения на контактной поверхности в очаге деформации при установившемся процессе появляются зоны опережения и прилипания. Протяженность этих зон характеризует величину избыточных сил трения. Приведены теоретические зависимости для определения зон скольжения и прилипания, учитывающие многообразие факторов при прокатке. Предложен показатель оценки возможностей резерва сил трения на установившейся стадии. Предложена зависимость для его определения. Аналитически установлено, что на установившейся стадии прокатки на гладких валках при соотношениях $\alpha/\mu = 1$ за счет имеющегося резерва сил трения можно подвести энергию в 1,7 – 2,0 раза большую, чем на стадии захвата при меньших соотношениях α/μ. При использовании калиброванных валков эти цифры еще больше. Приведена зависимость, по которой можно определить дополнительную мощность, обеспеченную резервом сил трения. Показаны перспективные направления использования резерва сил трения на установившейся стадии процесса прокатки для повышения его эффективности. На примере прокатки в приводной – неприводной клети установлено увеличение коэффициента полезного действия (КПД) процесса прокатки при более полном использовании возможностей сил трения на стадии установившейся прокатки. Приведены теоретические зависимости для определения КПД при обычном процессе прокатки и при более полном использовании резерва сил трения.

Ключевые слова: прокатка, резерв контактных сил трения, зона прилипания, повышение эффективности, коэффициент полезного действия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-810-815

Введение

Особенность процесса прокатки заключается в том, что необходимая для деформирования энергия подводится к заготовке валками. Подводимая мощность зависит от силы трения на контактной поверхности очага деформации при прокатке. В процессе заполнения очага деформации горизонтальная составляющая контактных сил трения, втягивающих металл в сужающееся пространство между валками, постоянно меняется в большую сторону до достижения стадии установившегося процесса. За счет разных углов приложения равнодействующих сил трения на стадиях захвата и установившегося процесса прокатки возникает избыток (резерв) втягивающих сил трения, который уравновешивается зоной опережения и переходной зоной прилипания, которая уменьшает площадь [1]. Таким образом, зоны опережения и прилипания характеризуют резерв сил трения. Для оценки протяженности зон отставания (γ_{or}), опережения (γ_{on}) и прилипания (γ_{np}) можно воспользоваться полученными уточненными зависимостями [2].

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ПЕРСПЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗЕРВА СИЛ ТРЕНИЯ НА КОНТАКТНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ УСТАНОВИВШЕЙСЯ СТАДИИ ПРОКАТКИ

Целью настоящей работы является оценка перспективности использования резерва сил трения на контактной поверхности очага деформации стадии установившейся прокатки. Для достижения поставленной цели были проведены аналитические исследования, базирующиеся на основополагающих принципах теории обработки металлов давлением и экспериментальная проверка.

Оценим перспективность использования резерва контактных сил трения. Для этой цели введем понятие показатель K_N возможностей очага деформации и определим количественно его значения:

$$K_N = \frac{N_y}{N_{\pi}},\tag{1}$$

где N_y — мощность, которую валки могут подвести в очаг деформации при полном использовании сил трения, кВт; $N_{\rm g}$ — мощность, необходимая для деформирования, кВт.

Мощность, необходимую для деформирования полосы прямоугольного сечения в гладких валках, можно найти, используя формулу С. Финка [3, 4].

Мощность, которую валки могут подвести в очаг деформации, найдем по формуле:

$$N_{\rm y} = 2p_{\rm cp}\mu_{\rm y}b_{\rm cp}l_dv, \qquad (2)$$

где $p_{\rm cp}$ – среднее нормальное давление, МПа; $\mu_{\rm y}$ – коэффициент трения на установившейся стадии процесса прокатки; $b_{\rm cp}$ – средняя ширина полосы, мм; l_d – длина дуги захвата, мм; v – скорость прокатки мм/с.

Заменим в выражении (2) коэффициент μ_y трения на стадии установившейся прокатки на коэффициент μ_3 трения при захвате. Для этого воспользуемся известными результатами исследований А.П. Грудева [5, 6], согласно которым при горячей прокатке соотношение $\frac{\mu_3}{\mu_y} \approx 1,2, ..., 1,4$. Подставив соответствующие зависи-

мости в уравнение (1), после преобразований с учетом замены μ_v на μ_3 получим показатель K_N :

$$K_{N} = \frac{\mu_{3} l_{d}}{0,65 h_{\rm cp} \ln \frac{h_{0}}{h_{\rm t}}},$$
(3)

где $h_{\rm cp}$ – средняя высота полосы, мм; h_0 и h_1 – высота полосы до и после деформации, мм.

Проведем аналитические исследования зависимости (3). Обычно на практике при определении максимально допустимых обжатий рекомендуется принимать значение $\alpha/\mu_3 = 0.9 - 0.8$, тем самым обеспечивая стабильный захват. При проектировании калибровок величина α/μ_3 зачастую бывает меньше 0,8, что вызвано условиями заполнения калибров, необходимостью получения заданного профиля и другими причинами. На рис. 1 приведены результаты аналитических исследований с использованием зависимости (3), показателя использования возможностей очага деформации от величины α/μ_3 и коэффициента трения при захвате. Резуль-



Рис. 1. Аналитические исследования влияния отношения α/μ_3 на показатель возможностей очага деформации K_N : l – прямоугольный калибр ($\mu_3 = 0,45$); 2 и 3 – гладкие валки ($\mu_3 = 0,45$ и $\mu_3 = 0,25$)

Fig. 1. Analytical study of the effect of α/μ_3 on indicator of deformation hearth capabilities K_N : l – rectangular gauge ($\mu_2 = 0.45$);

2 and 3 – smooth rolls ($\mu_3 = 0.45$ and $\mu_3 = 0.25$)

таты исследований подтверждают, что наиболее полно силы трения на контакте используются при величине $\alpha/\mu_3 = 1$. Однако при этом показатель $K_N = 1,7 - 2,0$, т.е. за счет полного использования сил трения можно подвести в очаг деформации энергию в 1,7 – 2,0 раза большую, чем возможно из условий захвата, и применить ее для повышения эффективности процесса прокатки за счет увеличения обжатия или совмещения различных процессов с использованием неприводных устройств.

С уменьшением величины α/μ_3 показатель K_N увеличивается, достигая в исследуемом диапазоне 2,8. При прокатке в прямоугольном калибре показатель K_N в 1,20 – 1,35 раза больше, чем при прокатке в гладких валках в сопоставимых условиях, что объясняется увеличением активной площади очага деформации за счет боковых стенок калибра. Согласно полученным результатам на стадии установившейся прокатки имеется большой неиспользованный потенциал сил трения на контактной поверхности очага деформации, который можно реализовать для интенсификации процесса прокатки. Дополнительная мощность ΔN , которая обеспечивает полное использование сил трения, можно определить по формуле:

$$\Delta N = N_{y} - N_{\pi} = p_{cp} v b_{cp} \left(1,54 \mu_{3} l_{d} - h_{cp} \ln \frac{h_{0}}{h_{1}} \right).$$
(4)

Проведенные аналитические исследования показали перспективность использования контактных сил трения на стадии установившейся прокатки для повышения эффективности процесса, особенно при деформировании в калиброванных валках с высокими коэффициентами трения.

Использовать резерв силы трения на установившейся стадии процесса прокатки можно либо при увеличении обжатия (прокатка с поджатием), либо за счет выполнения дополнительных операций в неприводных устройствах, установленных в непосредственной близости за прокатными валками: деформирование в неприводных валках [7], продольное разделение неприводными устройствами [8 – 10], прокатка – прессование [11 – 16].

Использование резерва сил трения на установившейся стадии процесса прокатки для выполнения дополнительных операций с использованием неприводного инструмента позволит повысить КПД процесса формоизменения.

Для оценки эффективности использования резерва сил трения сравним КПД при обычном процессе прокатки и при более полном использовании сил трения на примере дополнительной деформации в неприводных валках. Для обычного случая прокатки КПД (η) можно найти как отношение мощности $N_{\rm g}$, необходимой для деформирования, к мощности $N_{\rm g}$, подводимой валками в очаг деформации:

$$\eta = \frac{N_{\pi}}{N_{\rm B}}.$$
 (5)

Мощность, подводимую валками в очаг деформации, можно найти по формуле, приведенной в работе [17].

Подставляя в уравнение (5) зависимости из работ [3, 4, 17], после преобразований получим уравнение для определения КПД обычного процесса прокатки:

$$\eta = \frac{\left(h_{\rm l} + R\gamma_{\rm or}^2\right)\ln\frac{h_0}{h_{\rm l}}}{2R\mu_{\rm y}(\alpha - \gamma_{\rm np} - \gamma_{\rm or})},\tag{6}$$

где *R* – радиус валков, мм; α – угол захвата, рад.

КПД оборудования главной линии прокатного стана при использовании резерва сил трения для дополнительной деформации в неприводных валках (η_{пп}) можно найти по формуле:

$$\eta_{\rm nn} = \frac{N_{\rm a} + N_{\rm n}}{N_{\rm B}},\tag{7}$$

где $N_{\rm n}$ – мощность, затраченная на дополнительную деформацию в неприводных валках, Вт.

Мощность N_n можно определить при решении уравнения энергетического баланса мощностей при прокатке с передним подпором [18 – 20]:

$$N_{\rm B} - N_{\rm d} - N_{\rm TP} - N_{\rm m} = 0, \qquad (8)$$

где $N_{\rm rp}$ – мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения в очаге деформации, Вт.

После решения уравнения энергетического баланса получим:

$$N_{\rm n} = \frac{2\mu_{\rm y} p_{\rm cp} v h_{\rm cp} b_{\rm cp} R}{h_{\rm l} + R\gamma_{\rm on}^2} \left\{ \left(h_{\rm l} + R\gamma_{\rm np}^2 \right) \times \left(\sqrt{\frac{1}{Rh_{\rm l}}} \right) \right\} + \left(h_{\rm l} + R\gamma_{\rm on}^2 \right) \left(\sqrt{\frac{\Delta h}{h_{\rm l}}} - \arctan\left(\sqrt{\frac{R}{h_{\rm l}}} \gamma_{\rm np}\right) \right) \right\} + \left(h_{\rm l} + R\gamma_{\rm on}^2 \right) \left(\sqrt{\frac{1}{Rh_{\rm l}}} \arctan\left(\sqrt{\frac{R}{h_{\rm l}}} \gamma_{\rm np}\right) \right) - p_{\rm cp} v h_{\rm cp} b_{\rm cp} \ln \frac{h_{\rm 0}}{h_{\rm l}}, \quad (9)$$

где Δh – абсолютное обжатие, мм.

Углы, характеризующие протяженность зон скольжения и прилипания с учетом более полного использования контактных сил трения при деформировании в неприводных валках, можно найти последующим формулам:

$$\gamma_{\rm or} = \frac{b_{\rm l}}{b_{\rm cp}} \gamma_{\rm orr} + \frac{\alpha^2 p_{\rm cp}}{2\tau_{\rm cp}} \pm \frac{Q_p}{2\tau_{\rm cp} R b_{\rm cp}}; \qquad (10)$$

$$\gamma_{\rm np} = \alpha - \left(1 + \frac{b_{\rm l}}{b_{\rm cp}}\right) \gamma_{\rm on} + \frac{\alpha^2 p_{\rm cp}}{2\tau_{\rm cp}} \pm \frac{Q_p}{2\tau_{\rm cp} R b_{\rm cp}}; \quad (11)$$

$$\gamma_{\text{orr}} = \left\{ k_1 - \sqrt{\left[k_1\right]^2 - 4\frac{b_1}{b_{\text{cp}}} \left(1 + \frac{b_1}{b_{\text{cp}}}\right) \frac{\alpha p_{\text{cp}}}{\tau_{\text{cp}}}} \times \sqrt{\frac{1}{\psi} \left(1 \pm \frac{2Q_p}{Rb_{\text{cp}} p_{\text{cp}} \alpha^2}\right) - k_2} \right\} / \left[2\left(1 + \frac{b_1}{b_{\text{cp}}}\right) \frac{b_1}{b_{\text{cp}}} \right]; \quad (12)$$

$$\frac{1}{\Psi} = \frac{1}{1 \pm \frac{2Q_p}{Rb_{\rm cp}p_{\rm cp}\alpha^2}} \left\{ \frac{\tau_{\rm cp}}{8\frac{b_{\rm l}}{b_{\rm cp}} \left(1 + \frac{b_{\rm l}}{b_{\rm cp}}\right) \alpha p_{\rm cp}} [k_{\rm l}]^2 + k_2 \right\}, (13)$$

где Q_p – усилие подпора со стороны неприводных устройств; b_1 – высота после пропуска, мм; $\tau_{\rm cp}$ – среднее касательное напряжение, МПа;

$$k_{1} = \frac{b_{1}}{b_{cp}} \left(2\alpha - \frac{\alpha^{2} p_{cp}}{\tau_{cp}} \pm \frac{Q_{p}}{R b_{cp} \tau_{cp}} \right);$$

$$k_{2} = 2 + \alpha^{2} - \frac{\alpha^{3} p_{cp}}{4\tau_{cp}} \pm \frac{Q_{p}}{R b_{cp} p_{cp}} \pm \frac{\alpha Q_{p}}{R b_{cp} 2\tau_{cp}} - \frac{Q_{p}^{2}}{R^{2} b_{cp}^{2} 4\tau_{cp} \alpha}.$$

Подставив соответствующие мощности в уравнение (8), после преобразований получим:

$$\eta_{\rm nn} = \left\{ \sqrt{\frac{1}{Rh_{\rm l}}} \left[\left(h_{\rm l} + R\gamma_{\rm np}^2 \right) \left(\operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h_{\rm l}}} - \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{R}{h_{\rm l}}} \gamma_{\rm np} \right) - \left(h_{\rm l} + R\gamma_{\rm on}^2 \right) \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{R}{h_{\rm l}}} \gamma_{\rm on} \right] \right\} / (\alpha - \gamma_{\rm np} - \gamma_{\rm on}).$$
(14)

Проанализируем, как влияет на изменение КПД процесса прокатки дополнительная загрузка при использовании неприводных валков, размещенных в непосредственной близости за приводными. Деформацию в неприводных валках будем характеризовать коэффициентом λ вытяжки. Параметры прокатки в приводной клети – диаметр валков 300 мм, угол захвата 0,2 рад, коэффициент трения 0,3, отношение $h_0/D = 0,047$, в неприводной – диаметр валков 200 мм, коэффициент трения 0,3. Степень загрузки неприводной клети задавали изменением в ней коэффициента вытяжки. Результаты аналитических исследований с применением приведенных выше зависимостей показаны на рис. 2. С увеличением загрузки неприводных валков КПД процесса увеличивается, протяженность зон опережения и прилипания, снижающих активную площадь очага деформации, уменьшается.

Максимального значения КПД процесса возможно добиться при полном использовании резерва сил трения на дополнительное формоизменение при условии $\gamma_{np} = \gamma_{on} = 0$. С учетом вышесказанного зависимость (14) примет вид:

$$\eta_{nn} = \frac{\sqrt{\frac{h_1}{R}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}}}{\alpha}.$$
 (15)

Экспериментальная проверка теоретических положений

Для проверки возможностей резерва сил трения на установившейся стадии процесса прокатки был проведен лабораторный эксперимент. Прокатку осуществляли в системе приводная – неприводная клеть. Диаметр валков в обоих случаях 130 мм, образцы свинцовые $30 \times 30 \times 300$ мм. Деформирование в неприводной клети осуществляли за счет резерва сил трения в приводной клети. На рис. 3 показаны фрагменты кинограмм. В первом ($\alpha/\mu_3 = 1$) опыте (рис. 3, *a*) максимально возможное из условий захвата обжатие в приводной клети



Рис. 2. Изменение КПД прокатной клети с увеличением загрузки неприводных валков

Fig. 2. Change of efficiency of the rolling stand with increasing the load of non-driven rolls



Рис. 3. Деформирование в приводной – неприводной клети за счет использования резерва сил трения: *a* – опыт *l* (α/μ₃ = 1); *б* – опыт *2* (α/μ₃ = 0,7)

Fig. 3. Deformation in drive – non-drive stand using the reserve of friction forces: $a - \text{experiment } I (\alpha/\mu_2 = 1); \ \delta - \text{experiment } 2 (\alpha/\mu_2 = 0.7)$

8 мм обжатие, в неприводной клети – 6 мм; во втором ($\alpha/\mu_3 = 0,7$) опыте обжатие в приводной клети – 4 мм, в неприводной – 6 мм. В обоих случаях процесс проходил устойчиво, что подтверждает большие возможности резерва сил трения на установившейся стадии процесса прокатки, количественно оцененные в теоретической части.

Выводы

Доказана перспективность более полного использования контактных сил трения на стадии установившейся прокатки для повышения эффективности процесса. Предложены зависимости, позволяющие количественно оценить дополнительную мощность, которую можно подвести в очаг деформации и использовать для работы неприводных устройств, что повысит эффективность процесса прокатки. Установлено и количественно оценено по полученным зависимостям увеличения КПД процесса прокатки при более полном использовании резерва сил трения на контактной поверхности очага деформации. Показана связь протяженности зон скольжения и прилипания на контактной поверхности очага деформации со степенью использования возможностей сил контактного трения. Приведены зависимости для определения протяженности зон скольжения и прилипания на контактной поверхности очага деформации при прокатке. Экспериментально подтверждены теоретические положения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Berezhnoy V.L. Friction – assisted extrusion as an alternative to the indirect and direct extrusion of hard aluminium alloys // Light Metal Age. 1997. Vol. 55. No. 3, 4. P. 8 – 13.
- Фастыковский А.Р., Перетятько В.Н. Изучение влияния переднего подпора на протяженность зон скольжения и прилипания в очаге деформации при прокатке // Изв. вуз. Черная металлургия. 2002. № 2. С. 15 17.
- Berezhnoi V.L. Multipurpose friction assisted indirect extrusion (FAIE) Technology // The Proceed. Techn. Seminar. Chicaqo. 2000. Vol. 1. P. 177 – 196.
- Никитин Г.С. Теория непрерывной продольной прокатки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. – 399 с.
- Грудев А.П. Теория прокатки. М.: СП Интермет Инжиниринг, 2001. – 280 с.
- Грудев А.П. Захватывающая способность прокатных валков. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1998. – 283 с.
- Жучков С.М., Кулаков Л.В., Лохматов А.П. и др. Энергосбережение при непрерывной прокатке с неприводными рабочими клетями. Факторы влияния // Изв. вуз. Черная металлургия. 2001. № 9. С. 26 – 28.
- Palmer L.W. Slit rolling technology // World Steel & Metalworking. 1984. 1985. Vol. 6. P. 147 – 149.
- Фастыковский А.Р. К вопросу продольного разделения полосы неприводными устройствами в потоке прокатного стана // Производство проката. 2009. № 3. С. 4 – 8.
- Matsuo G., Suzuki M. The latest technology of multy slit rolling // SEA. ISI Quaterly. 1995. No. 3. P. 49 – 58.
- 11. Avitzur B. Extrolling: Combine Extrusion and Rolling // Wire Technology. 1974. Vol. 3. No. 2. P. 55 58.
- Avitzur B. Handbook of Metal Forming Processes. New York: John Wiley and Sons, 1981. – 280 p.

- Fastykovskii A.R. Region for extrolling and effective deformation modes // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2011. Vol. 52. No. 3. P. 230 – 233.
- Sidelnikov S., Galiev R., Lopatina E., Samchuk A. Analysis of energy-force parameters of combined processing for receiving modifying bars from A1 – 5Ti – 1B alloy // Non-ferrous Metals. 2017. Vol. 42. No. 1. P. 30 – 35.
- Tuschy E. Strangpressen Neue Verfahren // Metall. 1992. Vol. 36. No. 3. P. 269 – 279.
- Sidelnikov S.B., Galiev R.I., Bespalov V.M., Samchuk A.P. Determining power-energy parameters of combined rolling-extrusion process for low-plastic aluminium alloys // Metal Professing. Nonferrous Metals. 2018. No. 1. P. 30 – 36.
- Фастыковский А.Р., Савельев А.Н. Конструкции и расчеты оборудования прокатных клетей сортовых и листовых станов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2008. – 316 с.
- 18. Леванов А.Н. Состояние и перспективы исследований контактного трения в процессах обработки металлов давлением // Сталь. 2000. № 9. С. 31 – 35.
- Выдрин В.Н., Федосиенко А.С., Крайнов В.И. Процесс непрерывной прокатки. – М.: Металлургия, 1970. – 456 с.
- **20.** Выдрин В.Н. Динамика прокатных станов. Свердловск: Металлургиздат, 1960. 255 с.

Поступила в редакцию 26 февраля 2019 г. После доработки 11 апреля 2019 г. Принята к публикации 8 июля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 10, pp. 810–815.

PROSPECTS FOR USE OF THE RESERVE FORCES OF FRICTION ON CONTACT SURFACE IN DEFORMATION ZONE AT ROLLING TO INCREASE PROCESS EFFICIENCY

A.R. Fastykovskii¹, V.I. Bazaikin¹, V.V. Evstifeev²

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

² Siberian State Automobile and Highway University, Omsk, Russia

Abstract. Rolling process is carried out due to power supplied to the center of deformation using contact friction forces. Rolling takes place in two stages - the capture stage and the steady-state process. The capture stage determines possibility of deformation in rolls. During this period, retracting forces of friction are used with maximum efficiency. The main stage of rolling is the steady-state stage of the process, where contact friction capabilities are not fully used and reserve of friction forces is created, which can increase efficiency of rolling process. To balance excessive friction forces on contact surface in deformation zone during the steady-state process, zones of advance and adhesion appear. Their length characterize amount of excessive friction forces. Theoretical dependences for determining slip and adhesion zones are given taking into account variety of rolling factors. Estimation indicator of abilities of friction forces reserve at the steady-state stage is offered as well as dependence for its definition. It is analytically established that in steady-state stage of rolling on smooth rolls with ratio $\alpha/\mu_{a} = 1$ it is possible to supply 1.7 - 2 times greater energy due to existing reserve of friction force than at the stage of capture at a lower ratio α/μ_{a} ; these numbers are even higher for rolling on grooved rolls. Dependence which determines amount of additional power provided by friction forces reserve is given. Promising directions of using friction forces reserve at the steady- state stage of rolling are provided to improve its efficiency. On the example of rolling in drive - non-drive stand, an increase in efficiency (Efficiency Ratio) of the main line of rolling mill is established with more efficient use of friction forces at the steady-state stage of rolling process. Theoretical dependences

are given to determine Efficiency Ratio at usual rolling process and at more full use of friction forces reserve.

Keywords: rolling, reserve of contact friction forces, zones of adhesion, efficiency improvement, efficiency.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-810-815

REFERENCES

- Berezhnoy V.L. Friction assisted extrusion as an alternative to the indirect and direct extrusion of hard aluminium alloys. *Light Metal Age*. 1997, vol. 55, no. 3, 4, pp. 8–13.
- Fastykovskii A.R., Peretyat'ko V.N. Effect of frontal support on the extent of slip and nonslip areas in deformation zone at rolling. *Iz-vestiya. Ferrous Metallurgy*. 2002, no. 2, pp. 15–17. (In Russ.).
- Berezhnoi V.L. Multipurpose friction assisted indirect extrusion (FAIE) Technology. *The Proceed. Techn. Seminar. Chicago.* 2000, vol. 1, pp. 177–196.
- 4. Nikitin G.S. *Teoriya nepreryvnoi prodol'noi prokatki* [Theory of continuous longitudinal rolling]. Moscow: MGTU im. N.E. Baumana, 2009, 399 p. (In Russ.).
- 5. Grudev A.P. *Teoriya prokatki* [Theory of rolling]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2001, 280 p. (In Russ.).
- Grudev A.P. Zakhvatyvayushchaya sposobnost' prokatnykh valkov [Capturing ability of the rolls]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 1998, 283 p. (In Russ.).
- Zhuchkov S.M., Kulakov L.V., Lokhmatov A.P. etc. Energy saving at continuous rolling with non-driven working stands. Factors of influence. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2001, no. 9, pp. 26–28. (In Russ.).
- Palmer L.W. Slit rolling technology. World Steel & Metalworking. 1984, 1985, vol. 6, pp. 147–149.

- **9.** Fastykovskii A.R. Longitudinal separation of the strip by non-drive devices in rolling mill stream. *Proizvodstvo prokata*. 2009, no. 3, pp. 4–8. (In Russ.).
- Matsuo G., Suzuki M. The latest technology of multi slit rolling. SEA. ISI Quaterly. 1995, no. 3, pp. 49–58.
- Avitzur B. Extrolling: Combine extrusion and rolling. Wire Technology. 1974, vol. 3, no. 2, pp. 55–58.
- **12.** Avitzur B. *Handbook of Metal Forming Processes*. New York: John Wiley and Sons, 1981, 280 p.
- Fastykovskii A.R. Region for extrolling and effective deformation modes. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2011, vol. 52, no. 3, pp. 230–233.
- Sidelnikov S., Galiev R., Lopatina E., Samchuk A. Analysis of energy-force parameters of combined processing for receiving modifying bars from A1-5Ti-1B alloy. *Non-ferrous Metals*. 2017, vol. 42, no. 1, pp. 30–35.
- Tuschy E. Strangpressen Neue Verfahren. *Metall.* 1992, vol. 36, no. 3, pp. 269–279. (In Germ.).
- Sidelnikov S.B., Galiev R.I., Bespalov V.M., Samchuk A.P. Determining power-energy parameters of combined rolling-extrusion process for low-plastic aluminium alloys. *Metal Processing. Non-Ferrous Metals.* 2018, no. 1, pp. 30–36.
- 17. Fastykovskii A.R., Savel'ev A.N. Konstruktsii i raschety oborudovaniya prokatnykh kletei sortovykh i listovykh stanov [Designs and

calculations of equipment for rolling stands of roll and sheet mills]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2008, 316 p. (In Russ.).

- Levanov A.N. State and prospects of research of contact friction in metal forming processes. *Stal*'. 2000, no. 9, pp. 31–35. (In Russ.).
- Vydrin V.N., Fedosienko A.S., Krainov V.I. Protsess nepreryvnoi prokatki [Continuous rolling process]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 456 p. (In Russ.).
- **20.** Vydrin V.N. *Dinamika prokatnykh stanov* [Dynamics of rolling mills]. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 1960, 255 p. (In Russ.).

Information about the authors:

A.R. Fastykovskii, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Metal Forming and Metal Science". OJSC "EVRAZ ZSMK" (omd@sibsiu.ru)

V.I. Bazaikin, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Applied Mathematics and Informatics* (bazaykin@yandex.ru)

V.V. Evstifeev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Motor Vehicles, Construction Materials and Technologies" (VladEvst@mail.ru)

> Received February 26, 2019 Revised April 11, 2019 Accepted July 8, 2019

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 10. С. 816 – 821. © 2019. *Чуманов И.В., Козлов А.В., Матвеева М.А.*

УДК 621.774.63

ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ТРУБ ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ СОЗДАНИИ НАПРЯЖЕНИЙ НА ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ И ВНЕШНИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ*

Чуманов И.В., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Техника и технологии производства

материалов» (chumanoviv@susu.ru)

Козлов А.В., д.т.н., профессор кафедры «Технология машиностроения,

станки и инструменты» (kozlovav@susu.ru)

Матвеева М.А., ассистент кафедры «Техника и технологии производства

материалов» (matveevama@susu.ru)

Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоуст (456217, Россия, Челябинская обл., Златоуст, ул. Тургенева 16)

Аннотация. В современной высокотехнологичной промышленности широкое применение имеет технология гибки труб. Трубные отводы являются неотъемлемой частью трубопроводных систем. Наиболее широкое распространение имеют методы холодной гибки труб, которые сопровождаются рядом негативных явлений, таких как уменьшение тещины стенки на внешней стороне гиба, овализация поперечного сечения, образование гофр. Приведено исследование влияния технологии деформации трубных заготовок методом раскатывания с большим натягом на структуру и свойства материала заготовки. Метод деформации труб раскаткой с натягом позволяет получить радиальный изгиб заготовки, не приводя к ее разрушению и не вызывая явных дефектов поверхности и микроструктуры заготовки. Испытания проводились на образцах, изготовленных из стали 3сп и стали 12Х18Н10Т. Исследования микроструктуры проводились в соответствии с ГОСТ 5639 – 82; определение механических свойств – в соответствии с ГОСТ 1397 – 84; микроствердости – ГОСТ 9450 – 76. Исследовано влияние изменения геометрии трубной заготовки на структуру и свойства и структуру и свойства поруктуру и свойства и структуру и свойства и столи 12Х18Н10Т. Исследования микроструктуры проводились в соответствии с ГОСТ 5639 – 82; определение механических свойств – в соответствии с ГОСТ 1397 – 84; микроствердости – ГОСТ 9450 – 76. Исследовано влияние изменения геометрии трубной заготовки на структуру и свойства. Показано, что процесс деформации труб методом раскатки приводит к изменению механических свойств испытуемых материалов. Возрастают значения микротвердости и прочности, при этом уменьшается балл зерна. В процессе деформации пластическое течение металла предполагает возможное изменение структуры стенок трубы в результате перекристаллизации и термической обработки материала области гиба, что требует дальнейшего изучения и более глубокого анализа данной технологии.

Ключевые слова: трубная заготовка, раскатывание, трубогиб, деформация, микротвердость, механические свойства, микроструктура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-816-821

Введение

Технология гибки труб имеет широкое применение в высокотехнологичных отраслях - нефтяной, газовой, авто- и авиастроении [1-4]. Отводы являются неотъемлемой частью трубопроводов, поэтому на сегодняшний день существует множество различных способов деформации труб. Наиболее распространены холодные методы гибки труб. Например, гибка с принудительным осевым перемещением, осуществляемая проталкиванием трубы между роликами. Такой метод нашел применение в серийном производстве [5-8]. Принцип осевого перемещения также применяется при гибке труб с использованием рогообразного дорна с увеличивающимся диаметром [9]. Однако для деформации таким способом необходим предварительный высокотемпературный нагрев труб и значительные осевые усилия для проталкивания дорна. Кроме того, при

использовании этого метода исключается возможность получения отводов с прямолинейными участками.

Гибка труб с нагружением изгибающим моментом (гибка «намоткой») [5, 10] происходит при свободном осевом перемещении трубы. Радиус гиба труб обеспечивается радиусом ролика-шаблона. Гибка «наматыванием» применяется в серийном и мелкосерийном производстве. Недостатком данного метода является то, что изгибаемый профиль в поперечном сечении трубы в области максимального изгиба искажается. К тому же этот метод не позволяет получить качественный гиб на малые радиусы гиба (до 1,5D). Еще одним из способов холодной гибки труб является гибка поперечными силами [11, 12]. Труба по краям фиксируется упорами, а гибка осуществляется силой, приложенной к середине трубы. Такой способ не получил широкого применения и используется только в условиях единичного производства.

Зачастую холодная деформация труб сопровождается негативными явлениями: уменьшением толщины

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № 11.9658.2017/8.9).

стенки на внешней стороне гиба, овализацией (сплющиванием) поперечного сечения трубы, образованием гофр. Для предотвращения образования этих дефектов применяются методы снижения усилий деформации труб. Например, применяются методы снижения предела текучести изгибаемой трубы с использованием общего или местного нагрева. Это позволяет снизить вероятность образования дефектов, возникающих при деформации [13, 14].

Недостатками приведенных способов гибки труб являются большие изгибающие усилия, а также энергозатраты, связанные с предотвращением образования дефектов в области гиба трубы. Кроме этого, не исключается вероятность потери устойчивости в зоне гиба, что также приводит к деформации формы поперечного сечения. Также необходимо учитывать явление термомеханического упрочнения при деформации заготовки [14, 15]. Из работ [16, 17] следует, что в процессе деформации на поверхности заготовок формируются закалочные структуры, которые и являются причиной термомеханического упрочнения.

О ВОЗМОЖНОСТЯХ РАСКАТКИ ТРУБ С БОЛЬШИМИ НАТЯГАМИ

Потенциальные возможности методов снижения усилия гибки за счет создания сложнонапряженного состояния материала трубы превосходят возможные снижения усилия гибки за счет нагрева трубы. К этой группе методов относится гибка труб, раскатываемых с большими натягами [18 – 20], которая устраняет вышеперечисленные недостатки. К преимуществам данного метода относятся: возможность гибки тонкостенных труб на малые радиуса гиба; снижение изгибаемых усилий, снижение энергетических и экономических затрат, уменьшение возможных искажений формы поперечного сечения трубы.



Рис. 1. Схема отбора кольцевых проб для микроструктурных исследований: 1, 2 и 3 – образцы наружной, боковой и внутренней стенки трубы;

4 – образца паружной, обобоб и внутреплен степки грубы,
4 – образец трубы, не подвергнутый раскатыванию

Fig. 1. Scheme of sampling for microstructural studies: 1, 2 and 3 – samples of outside, side and inner wall of the pipe; 4 – untreated pipe sample Особенность технологии заключается в следующем. При вращении раскатной головки, заведенной в трубу с большим натягом, в каждой точке зоны раскатывания возникает знакопеременный изгиб, при котором напряжения в области гиба кратковременно достигают предела текучести. В результате при приложении небольшого изгибающего усилия происходит изгиб трубы [21, 22].

Методология исследований и применяемое оборудование

В настоящей работе гибка труб проводилась на модернизированном трубогибе ИВ-3430 [23]. Трубогиб настраивался по следующим основным параметрам: натяг, скорость подачи трубы, вылет раскатника [24]. Возможность фиксировать температуру в области гиба отсутствует.

Для проведения исследований микротвердости были отобраны два кольцевых образца трубы, подвергнутой гибке раскатыванием (рис. 1). Материалом трубы служила сталь 3сп состава 0,16 % С, 0,24 % Si, 0,67 % Mn, 0,031 % S, 0,035 % P и сталь 12X18H10T состава 0,084 % С, 0,55 % Si, 1,12 % Mn, 17,39 % Cr, 9,42 % Ni, 0,52 % Ti, 0,018 % S, 0,031 % P. Размер образцов 110×6 мм. Химический состав образцов определялся на спектрометре MCA-1 в соответствии с ГОСТ 5632 – 2014. Отбор образцов велся по схеме, представленной на рис. 1. Один кольцевой образец из недеформированного участка трубы – эталонный, второй образец был взят непосредственно из области гиба.

Из полученных кольцевых образцов были вырезаны пробы с применением охлаждающей жидкости на абразивном отрезном станке Delta Abrasimet фирмы BUEHLER, отшлифованы и с применением автоматического пресса Simplimet 1000 запрессованы в шайбы.

С использованием микротвердомера ИТВ-1 провели несколько замеров твердости по методу Виккерса с нагрузкой 4,905 Н (500 гс). Замеры микротвердости проводились от внешней стенки образца трубы ко внутренней.

Для исследования микроструктурных составляющих применялся микроскоп С. Zeiss Observer D1m, оснащенный программным комплексом Thixomet PRO. Для травления образцов труб из стали 3сп использовали 5 %-ый раствор азотистой кислоты в спирте, для выявления структуры стали 12Х18Н101 использовали 20 %-ый раствор соляной кислоты в воде. Определение величины размеров зерна проводилось методом измерения длины хорд согласно ГОСТ 5639 – 82.

Для определения механических свойств деформированной заготовки были проведены испытания на разрывной машине УТС 110М-50 согласно ГОСТ 1397 – 84. Из заготовки трубы 89×4 мм стали 3сп были вырезаны три образца. Один из прямого участка (эталон) и два других – с участка, подвергнутого деформации (раскатке) на внешней и внутренней сторонах трубы. Процесс резания осуществляли на фрезерном станке с применением охлаждающей жидкости для сохранения физикомеханических свойств экспериментальных образцов.

Анализ полученных данных

Из графиков, представленных на рис. 2, следует, что произошло повышение значений микротвердости у образцов труб, гнутых методом раскатывания. Среднее значение микротвердости для недеформированного участка образца стали 3сп составило 177,2 HV, тогда как у деформированных образцов среднее значение микротвердости 220,8 HV. Повышение твердости исследуемых образцов после гибки раскатыванием составило порядка 24 %. Согласно значениям, представленным на рис. 2, *б*, среднее значение микротвердости для недеформированного участка трубы из стали 12X18H10T составило 249,87 HV, тогда как у деформированных образцов – 301,62 HV. Повышение твердости исследуемых образцов после гибки раскатыванием составило порядка 20,1 %. Среди деформированных образцов прослеживается тенденция к повышению твердости по мере приближения к внутренней части образца.

Микроструктура образцов до деформации для стали 3сп представлена феррито-перлитной смесью, для стали 12X18H10T – аустенитным зерном. В результате деформации структура образцов из стали 12X18H10T трансформировалась в мартенсит с остаточным аустенитом, замер структурных составляющих которого не возможен из-за разрешающей способности исследовательского оборудования. На рис. 3 приведены структуры образцов до и после деформации раскатыванием. Заметно дробление структуры и уменьшение диаметральных размеров зерна.

Результаты испытаний образцов на разрывной машине и размеров структурных составляющих сведены в таблицу. Анализ результатов механических испытаний показывает рост значений пределов прочности на 21,5 % и пластичности на 16 % для стали 3сп. Для стали 12X18H10T пластичность возрасла на 60 %, а прочность снизилась на 3,5 %. Коэффициент удлинения образцов из стали обеих марок снизился на 58,5 и 77,25 % соответственно.



Рис. 2. Значения микротвердости кольцевых образцов трубы стали 3сп (*a*) и 12Х18Н10Т (*б*): ◆, □ и ▲ – внешний, средний и внутренний участки образца; ● – участок без деформации

Fig. 2. Values of microhardness of annular pipe samples of 3sp (*a*) and of 12Kh18N10T (δ) steels: \blacklozenge , \Box and \blacktriangle - outer, middle and inner sections of the sample; \bigcirc – area without deformation

Размер структурных составляющих и механические свойства образцов

Параметр	Образец стали Зсп			Образец стали 12Х18Н10Т		
Место взятия образца	Эталон	С внутренней стенки изогнутой трубы	С наружной стенки изогнутой трубы	Эталон	С внутренней стенки изогнутой трубы	С наружной стенки изогнутой трубы
Балл зерна	9,44	10,80	10,05	8,51	*	*
σ _{0,2} МПа	378,64	460,91	459,77	348,40	518,73	591,20
σ _в , МПа	468,04	534,93	580,10	973,00	923,00	955,60
δ, %	31,97	18,20	9,00	32,00	5,00	9,50

Size of structural components and mechanical properties of the samples

* – используемая методика не позволяет определять размер структурных составляющих мартенситной структуры.



Рис. 3. Микроструктура образцов стали марки 3сп до деформации (а) и после (б) и стали 12Х18Н10Т до деформации (в) и после (г)

Fig. 3. Microstructure of 3sp steel samples before (a) and after (δ) deformation and microstructure of 12Kh18N10T steel sample before (e) and after (z) deformation

Выводы

Представленный в работе метод деформации труб позволяет получить радиальный изгиб заготовки, не приводя к ее разрушению и не вызывая явных дефектов поверхности и микроструктуры. Процесс деформации труб методом раскатки приводит к повышению механических свойств испытуемых материалов. Повышение значений микротвердости, прочности и пластичности объясняется измельчением структуры за счет наклепа, что подтверждает и уменьшение балла зерна. В процессе деформации возможно изменение структуры материала. Анализ образцов стали 12Х18Н10Т показал, что в деформированных образцах произошло изменение структуры – аустенитная перешла в мартенситную с остаточным аустенитом. Следовательно, температура в области гиба в процессе деформации превышает температуру перекристаллизации для стали 12Х18Н10Т (1030-1040 °С). При термомеханическом способе деформации пластическое течение металла предполагает возможное изменение структуры стенок трубы в результате перекристаллизации и термической обработки материала области гиба, что требует более детального изучения и более глубокого анализа такой технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Тавастшерна Р.И. Изготовление и монтаж технологических трубопроводов. М.: Книга по требованию, 2012. 288 с.
- Mandal A., Syed B., Bhandari K. etc. Cold-bending of linepipe steel plate to pipe, detrimental or beneficial? // Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 746. No. 2. P. 58 – 72.
- Li J., Zhou C., Cui P., He X. Plastic limit loads for pipe bends under combined bending and torsion moment // International Journal of Mechanical Sciences. 2015. Vol. 92. No. 3. P. 133 – 145.
- Iwamoto T., Kanie S. Evaluation of bending behavior of flexible pipe using digital image processing // Procedia Engineering. 2017. Vol. 171. No. 12. P. 1272 – 1278.
- Гальперин А.И. Машины и оборудование для гибки труб. М.: Недра, 1983. – 203 с.
- Yuan L., Kyriakides S. Plastic bifurcation buckling of lined pipe under bending // European Journal of Mechanics. 2014. Vol. 47. No. 9. P. 288 – 297.
- Sasidharan S., Arunachalam V., Subramaniam S. Ramifications of structural deformations on collapse loads of critically cracked pipe bends under in-plane bending and internal pressure // Nuclear Engineering and Technology. 2017. Vol. 49. P. 254 – 266.
- Shim D., Kim K., Lee K. Double-stage forming using critical prebending radius in roll bending of pipe with rectangular cross-section // Journal of Materials Processing Technology. 2016. Vol. 236. No. 10. P. 189 – 203.
- А.с. 566649 СССР. Рогообразный сердечник для изготовления из трубных заготовок отводов с центральным углом не более 90 градусов / А.И. Киямов // Открытия. Изобретения. 1977. Бюл. № 28.

- Bae W., Chang K., Lee C. Progressive inelastic deformation of a girth-welded stainless steel pipe under internal pressure and cyclic bending // Ocean Engineering. 2016. Vol. 128. No. 12. P. 81 – 93
- Крикун В.Я. Трубогибочные работы на строительстве трубопроводов. – М.: Недра, 1978. – 208 с.
- 12. Kim Y., Lee K., Oh C. etc. Effect of bend angle on plastic loads of pipe bends under internal pressure and in-plane bending // International Journal of Mechanical Sciences. 2007. Vol. 49. No. 12. P. 1413 – 1424.
- А.с. 427759 СССР. Способ гибки труб с пропусканием тока высокой плотности / В.А. Бубнов, В.А. Овчинников // Открытия. Изобретения. 1974. Бюл. № 18.
- Hayashi A., Terada Y., Kanie S. Development of pipe-in-pipe filled with granular material for flexible and ductile bending performance // Procedia Engineering. 2014. Vol. 95. P. 232 – 240.
- 15. Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я, Юрьев А.Б. и др. Закономерности и механизмы формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств балочного профиля при ускоренном охлаждении двутавра // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 4. С. 16 – 19.
- 16. Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний при термомеханическом упрочнении // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 4. С. 24 27.
- Узлов И.Г., Сидоренко О.Г., Федорова И.П. и др. Новое в технологии управления процессом термического упрочнения арматурного проката // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2008. № 1. С. 89 91.

- 18. Сарычев В.Д., Громов В.Е., Невский С.А. и др. Формирование нанослоев за счет развития гидродинамических неустойчивостей при внешних энергетических воздействиях // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 10. С. 679 – 687.
- Tang N. Plastic-deformation analysis in tube bending // International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2000. Vol. 77. No. 9. P. 751 – 759.
- Li H., Mackenzie D. Characterising plastic collapse of pipe bend structures // International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2006. Vol. 83. P. 85 – 95.
- Gavriilidis I., Karamanos S. Bending and buckling of internallypressurized steel lined pipes // Ocean Engineering. 2019. Vol. 171. No. 1. P. 540 – 553.
- Пат. 818707 РФ МКИ В 21D 9/14. Способ гибки труб / С.Г. Лакирев, Я.М. Хилькевич. Опубл. 07.04.81. Бюл. № 13.
- 23. Лакирев С.Г., Хилькевич Я.М., Козлов А.В., Бобылев А.В. Эффект снижения усилия при гибке труб, раскатываемых с большими натягами, и механизм его проявления. – В кн.: Прогрессивная технология чистовой и отделочной обработки. – Челябинск: изд. ЧГТУ, 1995. – 183 с.
- 24. Козлов А.В., Бобылев А.В. Технология и оборудование холодной гибки тонкостенных труб. – Челябинск: изд. ЮУрГУ, 2007. – 169 с.

Поступила в редакцию 27 юиня 2019 г. После доработки 15 августа 2019 г. Принята к публикации 22 августа 2019 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2019. Vol. 62. No. 10, pp. 816–821.

CHANGES IN PIPE GEOMETRY DURING SEQUENTIAL CREATION OF STRESSES ON THE INNER SURFACE UNDER EXTERNAL THERMOMECHANICAL EFFECTS

I.V. Chumanov, A.V. Kozlov, M.A. Matveeva

Zlatoust branch of the South Ural State University, Zlatoust, Chelyabinsk Region, Russia

- Abstract. In modern high-tech industry, flexible pipe technology is widely used. Pipe benders are an integral part of pipeline systems. The most widely used are methods of pipes cold bending, which are accompanied by a number of negative phenomena - such as reduction in the crackle of the wall on outer side of the bend, ovalization of the cross section and formation of bumps. The article presents a study of influence of deformation technology of pipe billets by rolling with high tension on the structure and properties of the billet's material. The method of pipe deformation by rolling with tension allows obtaining radial bending of the billet without its destruction and without causing obvious defects of the surface and microstructure. The tests were carried out on the samples from steel of 3sp and 12Kh18N10T grades. Research of the microstructure was performed in accordance with GOST 5639-82, of mechanical properties with GOST 1397 - 84, of microhardness - with GOST 9450 - 76. The article examines the effect of changes in geometry of the pipe billet on its structure and properties. The process of pipe deformation by rolling leads to changes in the mechanical properties of the tested materials. The values of microhardness and strength increase, while the grain points decrease. In the process of deformation, it is possible to change the microstructure of the material as a result of structural transformations (quenching). In the thermomechanical method of deformation, plastic flow of metal suggests possible change in structure of pipe walls as a result of recrystallization and heat treatment of material of the bend area. Therefore, it requires further study and more in-depth analysis of this technology.
- *Keywords*: pipe billet, rolling, pipe bender, deformation, microhardness, mechanical properties, microstructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-10-816-821

REFERENCES

- Tavastsherna R.I. Izgotovlenie i montazh tekhnologicheskikh truboprovodov [Production and installation of technological pipelines]. Moscow: Kniga po trebovaniyu, 2012, 288 p. (In Russ.).
- 2. Mandal A., Syed B., Bhandari K., Bhattacharya B. etc. Cold-bending of linepipe steel plate to pipe, detrimental or beneficial? *Materials Science and Engineering*. 2019, vol. 746, no. 2, pp. 58–72.
- **3.** Li J., Zhou C., Cui P., He X. Plastic limit loads for pipe bends under combined bending and torsion moment. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2015, vol. 92, no. 3, pp. 133–145.
- 4. Iwamoto T., Kanie S. Evaluation of bending behavior of flexible pipe using digital image processing. *Procedia Engineering*. 2017, vol. 171, no. 12, pp. 1272–1278.
- **5.** Gal'perin A.I. *Mashiny i oborudovanie dlya gibki trub* [Machines and equipment for pipe bending]. Moscow: Nedra, 1983, 203 p. (In Russ.).
- 6. Yuan L., Kyriakides S. Plastic bifurcation buckling of lined pipe under bending. *European Journal of Mechanics*. 2014, vol. 47, no. 9, pp. 288–297.
- Sasidharan S., Arunachalam V., Subramaniam S. Ramifications of structural deformations on collapse loads of critically cracked pipe bends under in-plane bending and internal pressure. *Nuclear Engineering and Technology*. 2017, vol. 49, pp. 254–266.
- Shim D., Kim K., Lee K. Double-stage forming using critical prebending radius in roll bending of pipe with rectangular cross-section. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016, vol. 236, pp. 189–203.
- **9.** Kiyamov A.I. *Rogoobraznyi serdechnik dlya izgotovleniya iz trubnykh zagotovok otvodov s tsentral 'nym uglom ne bolee 90 gradusov* [Horn-shaped core for production of branches with a central angle

no more than 90 degrees from pipe billets]. Certificate of authorship USSR no. 566649. *Otkrytiya. Izobreteniya.* 1977, no. 28. (In Russ.).

- Bae W., Chang K., Lee C. Progressive inelastic deformation of a girth-welded stainless steel pipe under internal pressure and cyclic bending. *Ocean Engineering*. 2016, vol. 128, no. 12, pp. 81–93.
- Krikun V.Ya. *Trubogibochnye raboty na stroitel'stve truboprovodov* [Pipe bending works at pipeline building]. Moscow: Nedra, 1978, 208 p. (In Russ.).
- Kim Y., Lee K., Oh C. etc. Effect of bend angle on plastic loads of pipe bends under internal pressure and in-plane bending. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2007, vol. 49, no. 12, pp. 1413–1424.
- Bubnov V.A., Ovchinnikov V.A. Sposob gibki trub s propuskaniem toka vysokoi plotnosti [Method of pipes bending with transmission of high density current]. Certificate of authorship USSR no. 427759. Otkrytiya. Izobreteniya. 1974, no. 18. (In Russ.).
- Hayashi A., Terada Y., Kanie S. Development of pipe-in-pipe filled with granular material for flexible and ductile bending performance. *Procedia Engineering*. 2014, vol. 95, pp. 232–240.
- Efimov O.Yu., Chinokalov V.Ya, Yur'ev A.B. etc. Structure-phase states and mechanical properties formation regularities at accelerated cooling of parallel flange beam. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 4, pp. 16–19. (In Russ.).
- Kosterev V.B., Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F. etc. Formation regularities of gradient structure-phase states at strengthening by heat- and mechanical treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2011, no. 4, pp. 24–27. (In Russ.).
- Uzlov I.G., Sidorenko O.G., Fedorova I.P. etc. New tendencies in control technology of thermal hardening of reinforcing bars. *Me-tallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2008, no. 1, pp. 89–91. (In Russ.).
- Sarychev V.D., Gromov V.E., Nevskii S.A. etc. Nanolayers formation at hydrodynamic instability development under the external energy effects. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, no. 10, pp. 679–687. (In Russ.).
- Tang N. Plastic-deformation analysis in tube bending. *Interna*tional Journal of Pressure Vessels and Piping. 2000, vol. 77, no. 9, pp. 751–759.

- Li H., Mackenzie D. Characterizing plastic collapse of pipe bend structures. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2006, vol. 83, pp. 85–95.
- Gavriilidis I., Karamanos S. Bending and buckling of internallypressurized steel lined pipes. *Ocean Engineering*. 2019, vol. 171, no. 1, pp. 540–553.
- 22. Lakirev S.G., Khil'kevich Ya.M. Sposob gibki trub [Method of pipes bending]. Patent no. 818707 RF MKI V 21D 9/14. Bulleten' izobretenii. 1981, no. 13. (In Russ.).
- **23.** Lakirev S.G., Khil'kevich Ya.M., Kozlov A.V., Bobylev A.V. Effect of effort reduction at bending of pipes rolled with high tension and mechanism of its manifestation. In: *Progressivnaya tekhnologiya chistovoi i otdelochnoi obrabotki* [Advanced technology of emerizing and finishing treatment]. Chelyabinsk: izd. ChGTU, 1995, 183 p. (In Russ.).
- Kozlov A.V., Bobylev A.V. *Tekhnologiya i oborudovanie kholodnoi gibki tonkostennykh trub: monografiya* [Technology and equipment of cold bending of thin-walled pipes: Monograph]. Chelyabinsk: Izd-vo YuUrGU, 2007, 169 p. (In Russ.).
- *Acknowledgements*. The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project No. 11.9658.2017/8.9).

Information about the authors:

I.V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Technique and Technology of Materials Production" (chumanoviv@susu.ru)

A.V. Kozlov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Engineering Technology and Machine Tools (kozlovav@susu.ru) *M.A. Matveeva*, Assistant of the Chair "Technique and Technology of

M.A. Marveeu, Assistant of the Chair Technique and Technology of Materials Production" (matveevama@susu.ru)

Received June 27, 2019 Revised August 15, 2019 Accepted August 22, 2019

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

Запольская Е.М., ведущий редактор

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.10.2019. Формат 60×90 ¼, Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10. Заказ 10174. 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

NUMERICAL MODELLING OF METAL FILLING IN CCM MOLD COMPLETED WITH DEFLECTOR

METAL FORMING DURING PIPES REDUCTION ON A THREE-HIGH ROLLING MILL

PRODUCTION OF THREE-LAYER STEEL BIMETALLIC STRIPS IN THE UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION. REPORT 2

Physical properties of slags of CaO-SiO₂-B₂O₃ system containing 15 % of Al₂O₃ and 8 % of MgO

MINERAL COMPOSITION OF DUMP BLAST FURNACE SLAG

INFLUENCE OF ELECTROLYTIC PLASMA CARBONITRIDING ON STRUCTURAL PHASE STATE OF FERRITIC-PEARLITIC STEELS

COMPUTATIONAL METHOD FOR DETERMINING TEMPERATURE DEPENDENCIES OF LINEAR EXPANSION COEFFICIENT OF CARBON ALLOYS

CHANGES IN FATIGUE RESISTANCE OF STRUCTURAL STEELS AT DIFFERENT LOADING SPECTRA

THERMAL WORK OF CHAMBER FURNACE FOR HEATING FOR HARDENING OF THIN STEEL SHEET

PROSPECTS FOR USE OF THE RESERVE FORCES OF FRICTION ON CONTACT SURFACE IN DEFORMATION ZONE AT ROLLING TO INCREASE PROCESS EFFICIENCY

CHANGES IN PIPE GEOMETRY DURING SEQUENTIAL CREATION OF STRESSES ON THE INNER SURFACE UNDER EXTERNAL THERMOMECHANICAL EFFECTS