

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

### ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 64 Номер 7 2021

#### ◦ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

**Перспективы использования бора в металлургии. Сообщение 1**

#### ◦ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

**Термодинамическое моделирование восстановления железа и цинка из расплава  $B_2O_3-CaO-Fe_2O_3-ZnO$  смесями  $CO-CO_2$  и  $H_2-H_2O$**

#### ◦ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

**Влияние длительного высокотемпературного воздействия на ударную вязкость основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К**

#### ◦ ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

**Применение методов математической статистики к измерению температуры стали в сталеразливочном и промежуточном ковшах при непрерывной разливке стали**



ISSN 0368-0797 (Print)  
ISSN 2410-2091 (Online)

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

*Том 64, Номер 7, 2021*

Научно-технический журнал  
Издается с января 1958 г. ежемесячно

# IZVESTIYA

## FERROUS METALLURGY

*Volume 64, Number 7, 2021*

Scientific and Technical Journal  
Published since January 1958. Issued monthly

Москва / Moscow, 2021

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

### Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия  
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

### Учредители:



Национальный исследовательский  
технологический университет «МИСиС» (НИТУ МИСиС)



Сибирский государственный индустриальный университет

### Главный редактор:

**Леопольд Игоревич Леонтьев**, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН, г. Москва

### Заместитель главного редактора:

**Евгений Валентинович Протопопов**, д.т.н., профессор, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

### Адреса редакций:

Россия, 119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4  
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Тел.: +7 (495) 638-44-11  
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru

Россия, 654007, Новокузнецк,  
Кемеровская обл. – Кузбасс, ул. Кирова, зд. 42  
Сибирский государственный индустриальный университет,  
Тел.: +7 (3843) 74-86-28  
E-mail: redjizvz@sibsiiu.ru

### Редакционная коллегия:

**Алешин Н.П.**, д.т.н., профессор, академик РАН, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

**Астахов М.В.**, д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Ашихмин Г.В.**, д.т.н., профессор, ОАО «Ин-т Цветметобработка», г. Москва

**Байсанов С.О.**, д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан

**Белов В.Д.**, д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Бродов А.А.**, к.экон.н., ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва

**Волынкина Е.П.**, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

**Глезер А.М.**, д.ф.-м.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Горбатов С.М.**, д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Григорович К.В.**, академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

**Громов В.Е.**, д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

**Дмитриев А.Н.**, д.т.н., академик, профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

**Дуб А.В.**, д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва

**Жучков В.И.**, д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

**Зингер Р.Ф.**, д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия

**Зиниград М.**, д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль

**Золотухин В.И.**, д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула

**Колмаков А.Г.**, д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

**Колокольцев В.М.**, д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск

**Костина М.В.**, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

**Косырев К.Л.**, д.т.н., профессор, АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва

**Курганова Ю.А.**, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва

**Курносов В.В.**, к.ф.-м.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Линн Х.**, ООО «Линн Хай Терм», Германия

**Лысак В.И.**, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград

**Мешалкин В.П.**, д.т.н., профессор, академик РАН, РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва

**Мулюков Р.Р.**, д.ф.м.-н., профессор, чл.-корр. ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа

**Мышляев Л.П.**, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

**Никулин С.А.**, д.т.н., профессор, чл.-корр. РАЕН, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Нурумалиев А.Х.**, д.т.н., профессор, КГИУ, г. Караганда, Республика Казахстан

**Островский О.И.**, д.т.н., профессор, Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия

**Пиетрелли Лорис**, д.т.н., Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия

**Подгородецкий Г.С.**, к.т.н., доцент, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Пышминцев И.Ю.**, д.т.н., РосНИТИ, г. Челябинск

**Рудской А.И.**, д.т.н., профессор, СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург

**Сивак Б.А.**, к.т.н., профессор, АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва

**Симомян Л.М.**, д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Смирнов Л.А.**, д.т.н., профессор, академик, РАН ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург

**Солодов С.В.**, к.т.н., НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Спирин Н.А.**, д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург

**Танг Гуоци**, Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай

**Темлянец М.В.**, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк

**Филонов М.Р.**, д.т.н., профессор, НИТУ «МИСиС», г. Москва

**Чуманов И.В.**, д.т.н., профессор, ЮУрГУ, г. Челябинск

**Шеуцков О.Ю.**, д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург

**Шпайдель М.О.**, д.ест.н., профессор, Швейцарская академия материаловедения, Швейцария

**Юрьев А.Б.**, д.т.н., доцент, СибГИУ, г. Новокузнецк

**Юсупов В.С.**, д.т.н., профессор, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

По решению ВАК журнал «Известия вузов. Черная металлургия» 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».

**Индексирование:** Scopus, Russian Science Citation Index на платформе Web of Science, Research Bible, OCLC и Google Scholar

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456.



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

# IZVESTIYA

## FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

ISSN 0368-0797 (Print) ISSN 2410-2091 (Online)

### Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya  
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

### Founders:



National University of Science  
and Technology "MISIS"



Siberian State Industrial University

### Editor-in-Chief:

**Leopold I. Leont'ev**, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., National University of Science and Technology "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow

### Deputy Editor-in-Chief:

**Evgenii V. Protopopov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

### Editorial Addresses:

4 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation  
National University of Science and Technology "MISIS"  
Tel.: +7 (495) 638-44-11  
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sis.ru

42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass  
654007, Russian Federation  
Siberian State Industrial University  
Tel.: +7 (3843) 74-86-28  
E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

### Editorial Board:

**Nikolai P. Aleshin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, Bauman STU, Moscow  
**German V. Ashikhmin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow

**Mikhail V. Astakhov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Sailaubai O. Baisanov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan

**Vladimir D. Belov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Anatolii A. Brodov**, Cand. Sci. (Econ.), Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow

**Ilya V. Chumanov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk

**Andrei N. Dmitriev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

**Aleksei V. Dub**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Science and Innovations", Moscow

**Mikhail R. Filonov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Aleksandr M. Glezer**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Sergei M. Gorbatyuk**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Konstantin V. Grigorovich**, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

**Victor E. Gromov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

**Aleksei G. Kolmakov**, Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

**Valerii M. Kolokol'tsev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk

**Mariya V. Kostina**, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

**Konstantin L. Kosyrev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow

**Yuliya A. Kurganova**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow

**Vladimir V. Kurnosov**, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Linn Horst**, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany

**Vladimir I. Lysak**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd

**Valerii P. Meshalkin**, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleev Russian Chemical-Technological University, Moscow

**Radik R. Mulyukov**, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

**Leonid P. Myshlyayev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

**Sergei A. Nikulin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RANS, NUST "MISIS", Moscow

**Asylbek Kh. Nurumgaliev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan

**Oleg I. Ostrovski**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sidney, Australia

**Loris Pietrelli**, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy

**Gennadii S. Podgorodetskii**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Igor' Yu. Pyshmintsev**, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk

**Andrei I. Rudskoi**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg

**Oleg Yu. Sheshukov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

**Laura M. Simonyan**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

**Robert F. Singer**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany

**Boris A. Sivak**, Cand. Sci. (Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow

**Leonid A. Smirnov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg

**Sergei V. Solodov**, Cand. Sci. (Eng.), NUST "MISIS", Moscow

**Speidel Marcus**, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland

**Nikolai A. Spirin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

**Tang Guoi**, Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China

**Mikhail V. Temlyantsev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

**Ekaterina P. Volynkina**, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

**Aleksei B. Yur'ev**, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

**Vladimir S. Yusupov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

**Vladimir I. Zhuchkov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg

**Michael Zinigrad**, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Prof., Rector, Ariel University, Israel

**Vladimir I. Zolotukhin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Tula State University, Tula

*Journal "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.*

**Indexed:** Scopus, Russian Science Citation Index (Web of Science), Research Bible, OCLC and Google Scholar

Registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456.**



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

К 90-летию Владимира Ивановича Жучкова ..... 469

To the 90<sup>th</sup> Anniversary of Vladimir Ivanovich Zhuchkov ..... 469

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Жучков В.И., Заякин О.В., Акбердин А.А. Перспективы использования бора в металлургии. Сообщение 1 ..... 471

Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Akberdin A.A. Prospects for using boron in metallurgy. Report 1 ..... 471

Снитко С.А., Яковченко А.В., Горбатьюк С.М. Метод учета остаточных технологических напряжений при моделировании напряженно-деформированного состояния диска железнодорожного колеса. Сообщение 2 ..... 477

Snitko S.A., Yakovchenko A.V., Gorbatyuk S.M. Accounting method for residual technological stresses in modeling the stress-deformed state of a railway wheel disk. Report 2 ..... 477

Григорьев А.М., Григорович К.В., Ем А.Ю., Морозов А.О. Взаимодействие расплава рельсовой стали с огнеупорной футеровкой ..... 484

Grigor'ev A.M., Grigorovich K.V., Em A.Yu., Morozov A.O. Interaction of rail steel melt with refractory lining ..... 484

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ  
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

PHYSICO-CHEMICAL BASICS  
OF METALLURGICAL PROCESSES

Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Селиванов Е.Н. Термодинамическое моделирование восстановления железа и цинка из расплава  $B_2O_3-CaO-Fe_2O_3-ZnO$  смесями  $CO-CO_2$  и  $H_2-H_2O$  .... 488

Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Selivanov E.N. Thermodynamic modeling of iron and zinc reduction from  $B_2O_3-CaO-Fe_2O_3-ZnO$  melt by  $CO-CO_2$  and  $H_2-H_2O$  mixtures ..... 488

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

MATERIAL SCIENCE

Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Комиссаров А.А., Туриллина В.Ю., Шплис Н.В., Николаев Ю.А. Влияние длительного высокотемпературного воздействия на ударную вязкость основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К ..... 498

Nikulina S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Komissarov A.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V., Nikolaev Yu.A. Influence of long-term high-temperature action on impact toughness of base metal and weld metal of 22K steel welded joint ..... 498

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ  
И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

INFORMATION TECHNOLOGIES  
AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Вильданов С.К., Подгородецкий Г.С. Применение методов математической статистики к измерению температуры стали в сталеразливочном и промежуточном ковшах при непрерывной разливке стали ..... 510

Vil'danov S.K., Podgorodetskii G.S. Mathematical statistics for measurement of steel temperature in steel-pouring ladle and tundish at steel continuous casting ..... 510

Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Шманев Д.Е., Кокорин И.Д. Управление охлаждением стальной полосы при гибком производстве оцинкованного листового проката ..... 519

Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Shmanev D.E., Kokorin I.D. Strip cooling control for flexible production of galvanized flat steel ..... 519

В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

IN THE ORDER OF DISCUSSION

Чуманов И.В., Алексеев И.А., Сергеев Д.В. Моделирование поведения электромагнитных сил постоянного тока, действующих на каплю жидкого металла в процессе электршлакового переплава ..... 530

Chumanov I.V., Alekseev I.A., Sergeev D.V. Modeling the behavior of direct current electromagnetic forces acting on a drop of liquid metal during electros slag remelting ..... 530

Памяти Геннадия Николаевича Еланского ..... 536

In memory of Gennadii Nikolaevich Elanskii ..... 536



## К 90-летию Владимира Ивановича Жучкова



3 июля 2021 года исполняется 90 лет доктору технических наук, профессору, академику Международной инженерной академии, главному научному сотруднику Института металлургии Уральского отделения Российской академии наук Владимиру Ивановичу Жучкову.

В.И. Жучков закончил Уральский политехнический институт им. С.М. Кирова в 1953 г. по специальности «Металлургия черных металлов». Свой трудовой стаж начал с мастера литейного цеха завода Уралхиммаш в 1954 г. В 1955 г. поступил на работу в Институт металлургии Уральского филиала АН СССР в качестве младшего научного сотрудника. В 1965 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук. В 1976 г. В.И. Жучков был назначен заведующим лабораторией стали и ферросплавов Института металлургии и работал на этой должности по 2003 г. В 1984 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук.

Научная деятельность крупного специалиста в области технологии черных металлов В.И. Жучкова посвящена разработке физико-химических и технологических основ создания новых рациональных композиций и процессов получения ферросплавов для легирования и модифицирования стали, внедрению разработок в промышленное производство. Им создана оригинальная

схема определения рационального состава ферросплавов, разработаны сплавы систем Fe–Si–Al–Ca–Ba, Fe–V–Si, Fe–Nb–Si–Al, Fe–Cr–Si, Fe–B–Si, изучены их свойства.

На Челябинском электрометаллургическом комбинате (ЧЭМК), Ключевском заводе ферросплавов испытаны и внедрены новые прогрессивные процессы производства ферросплавов. Разработаны и предложены новые методы увеличения электросопротивления ванн рудовосстановительных электропечей для выплавки ферросплавов (ЧЭМК, Кузнецкий завод ферросплавов). Экспериментально обоснованы и предложены способы промышленного использования отечественного бедного рудного сырья для производства ванадиевых и ниобиевых ферросплавов (Серовский завод ферросплавов, ЧЭМК).

Созданы теоретические основы и новая технология брикетирования и суспензионной разливки кремниевых ферросплавов (Ермаковский завод ферросплавов, Казахстан).

Созданы и освоены на Нижнетагильском, Магнитогорском металлургических комбинатах и ряде других предприятий (более 10 заводов) комплексы нового инжекционного оборудования и технологии, обеспечивающие значительное повышение эффективности сталеплавильного производства. В.И. Жучковым проведены совместные работы с предприятиями Китая и Германии по разработке инжекционных технологий в металлургии, исследования с учеными Казахстана, Украины и Грузии по изучению свойств и созданию новых технологий получения марганецсодержащих ферросплавов.

В течение последних пяти лет под руководством В.И. Жучкова проведены работы по использованию бедных российских хромовых руд в производстве ферросплавов с внедрением новой технологии на Серовском заводе ферросплавов. В результате в производство вовлечены бедные отечественные руды Сарановского месторождения при выплавке высокоуглеродистого феррохрома взамен более дорогих руд из Турции и Казахстана. Разработаны научные основы и прогрессивная технология получения ферросиликобора и освоен процесс микролегирования бором трубной стали на ПАО «Северский трубный завод».

В настоящее время В.И. Жучков ведет исследования по развитию научных основ процесса восстановления бора из борсодержащего сырья совместно двумя восстановителями (кремнием и алюминием) и разработ-

ке технологии получения нового комплексного сплава ферросиликоалюмобора.

Проводятся теоретические и экспериментальные работы по созданию технологии получения ниобиевых ферросплавов, применяемых при микролегировании стали для труб, хладостойких изделий, с использованием отечественного рудного ниобийсодержащего сырья новых российских месторождений.

В.И. Жучков ведет большую работу по воспитанию научных и инженерных кадров. С 1985 по 2020 г. являлся профессором кафедры металлургии железа и сплавов Уральского федерального университета (УрФУ). Член диссертационных советов при ИМЕТ УрО РАН и УрФУ. Владимир Иванович руководит курсовыми и дипломными проектами студентов, работами аспирантов. Под его руководством защищены 3 докторские и 15 кандидатских диссертаций, опубликовано более 700 научных трудов, в том числе 15 монографий, 128 авторских свидетельств на изобретения и патенты.

В.И. Жучков избран почетным доктором Национальной металлургической академии Украины, почетным профессором Химико-металлургического института Казахстана.

Владимир Иванович Жучков удостоен почетного звания «Заслуженный деятель науки РФ» (1998 г.) и «Заслуженный изобретатель РФ» (1992 г.), является лауреатом премий Правительства Российской Федерации за научные исследования и технологические разработки новых процессов получения ферросплавов (1998 г.), создание и освоение комплекса нового инжекционного оборудования и технологий, обеспечивающих значительное повышение эффективности сталеплавильного производства (2009 г.), лауреатом премии УрО РАН имени Грум-Гржимайло (2003 г.) и премии Президиума РАН имени И.П. Бардина (2010 г.), награжден орденами «Знак почета», «Дружбы» и медалями.

Поздравляем Владимира Ивановича с юбилеем, желаем ему крепкого здоровья, дальнейших успехов в реализации творческих планов в научной деятельности.

*Институт металлургии УрО РАН*

*Редакционная коллегия и редакция журнала присоединяются к поздравлениям и желают Владимиру Ивановичу отличного здоровья и больших творческих успехов.*



Оригинальная статья

УДК 669.1:669.781

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-471-476



## ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БОРА В МЕТАЛЛУРГИИ. СООБЩЕНИЕ 1

В. И. Жучков<sup>1</sup>, О. В. Заякин<sup>1</sup>, А. А. Акбердин<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт металлургии УрО РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

<sup>2</sup> Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева (Республика Казахстан, 100009, Караганда, ул. Ермакова, 63)

**Аннотация.** В серии статей, состоящей из двух сообщений, на основании литературных и собственных данных изучено влияние бора на характеристики процессов всех стадий металлургического передела: от агломерации, выплавки чугуна и ферросплавов, до производства стали, а также воздействие бора на свойства получаемого шлака и металла. Для интенсификации процесса упрочнения окатышей на стадии жидкофазного спекания и улучшения металлургических свойств достаточно наличия в них 0,20 – 0,35 % оксида бора. По данным лабораторных исследований, наличие в окатышах оксида бора повышает их прочность на сжатие в 1,5 – 1,7 раза, горячую прочность – в 3 – 4 раза. При изучении механизма и кинетики удаления серы показано, что присутствие борного ангидрида значительно ускоряет процессы десульфурации окатышей и смещает их интенсивное протекание в область более низких температур (1050 – 1100 °С). Для повышения прочностных характеристик агломерата возможна добавка в шихту B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Исследования показали, что ввод 0,44 % B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> приводит к снижению содержания мелочи (0 – 5 мм) в 1,5 раза по сравнению с базовым образцом и не влияет на истираемость агломерата. Использование борсодержащих окатышей в доменной плавке позволило без технологических осложнений увеличить основность конечного шлака с 1,10 до 1,16, в связи с чем коэффициент распределения серы возрос с 48 до 74. Благодаря этому произошло снижение содержания серы в чугуне на 0,005 %. На основании приведенных теоретических, лабораторно-экспериментальных и промышленных данных показана возможность за счет использования бора и его соединений в процессах подготовки и металлургической переработки рудных материалов повысить технико-экономические показатели производства и качество окатышей, агломератов и чугуна.

**Ключевые слова:** металлургия, боратовая руда, борный ангидрид, бор, низкотемпературная эвтектика, десульфурация, физико-химические свойства, механические характеристики

**Финансирование:** Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН в рамках Программы фундаментальных исследований государственных академий.

**Для цитирования:** Жучков В.И., Заякин О.В., Акбердин А.А. Перспективы использования бора в металлургии. Сообщение 1 // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 471–476. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-471-476>

Original article

## PROSPECTS FOR USING BORON IN METALLURGY. REPORT 1

V. I. Zhuchkov<sup>1</sup>, O. V. Zayakin<sup>1</sup>, A. A. Akberdin<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

<sup>2</sup> Abishev Chemical-Metallurgical Institute (63 Ermekova Str., Karaganda 100009, Republic of Kazakhstan)

**Abstract.** On the basis of literature and our own data, the effect of boron on characteristics of all stages of metallurgical processes (from sintering, smelting of cast iron and ferroalloys, to steel production) and on the properties of the resulting slag and metal was studied. To intensify the pellets hardening at the stage of liquid-phase sintering and to improve their metallurgical properties, it is sufficient to have 0.20 – 0.35 % of boron oxide in them. According to the laboratory studies, the presence of boron oxide in pellets increases their compressive strength by 1.5 – 1.7 times and hot strength by 3 – 4 times. While studying the mechanism and kinetics of sulfur removal, it was shown that the presence of boric anhydride significantly intensifies processes of pellets desulfurization. Their intensive progress goes to the zones of lower temperatures of 1050 – 1100 °C. To increase the sinter strength characteristics, it is possible to add B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> to the charge. The introduction of 0.44 % of B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> does not affect the sinter abrasion. The content of fines (0 – 5 mm) in comparison with the base sample is reduced by 1.5 times. The use of boron pellets in blast-furnace smelting makes it possible to increase the basicity of the final slag from 1.10 to 1.16. In this regard, the sulfur distribution coefficient increases from 48 to 74. The sulfur content in cast iron decreases by 0.005 %. The possibility of using boron and its compounds to improve the technical and economic indicators of production and the quality of pellets, sinter and cast iron is shown on the base of the presented theoretical, laboratory-experimental and industrial data.

**Keywords:** metallurgy, borate ore, boric anhydride, boron, low-temperature eutectic, desulfurization, physicochemical properties, mechanical characteristics

**Funding:** The work was performed in accordance with the State Order of the IMET UB RAS within the framework of the Program of Fundamental Research of State Academies.

**For citation:** Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Akberdin A.A. Prospects for using boron in metallurgy. Report 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 471–476. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-471-476>

## ВВЕДЕНИЕ

Бор обладает высоким сродством к кислороду и фтору, в связи с чем в свободном виде в природе не встречается, а находится в основном в виде кислородных соединений, реже во фтористых.

Общее содержание бора в земной коре оценивается в  $3 \cdot 10^{-4}$  %. Для бора характерно многообразие форм борных соединений и минералов, стремление к обособлению в природных процессах, созданию самостоятельных минералов. Несмотря на малую распространенность, вследствие способности к обособлению бор образует крупные промышленные месторождения [1, 2]. Можно полагать, что в мире общие запасы борного сырья оцениваются величиной более 1 млрд т (в пересчете на борный ангидрид).

Основная масса борного сырья (~53 %) используется в стекольной и керамической промышленности для производства фарфора, эмали, глазури, кислото- и огнеупорных материалов, стекловолокна, оптического стекла и др. Приблизительно 15 % соединений бора применяется для получения мыла, стиральных порошков, отбеливающих средств, 14 % этого сырья используется в сельском хозяйстве для получения микроудобрений. Кроме того, соединения бора (~18 %) применяются в металлургии, медицине (антисептики), в резиновой, кожевенной, лакокрасочной и парфюмерной промышленности.

Несмотря на то, что доля использования бора в металлургии сравнительно невелика, его роль в современных процессах получения металлических изделий значительна. Это обусловлено в основном тем, что:

– бор используется как в виде элементарного бора для ввода в сталь и чугуны, так и в виде оксидов в шлаке [3 – 6];

– бор многофункционален, положительно воздействует на пластические свойства обрабатываемого металла (прокаливаемость, прочностные, пластические свойства, антикоррозионность) [7 – 9];

– бор применяется во многих видах металлопродукции – от углеродистой рядовой до легированной (трубной, нержавеющей) стали и чугуна [10 – 13];

– бор способен улучшать свойства металла и шлака в сверхмалых концентрациях (0,001 – 0,010 % бора в металле, т. е. в 10 – 100 раз меньше, чем других легирующих элементов [14 – 16], и 0,1 – 4,0 %  $B_2O_3$  в шлаках [17 – 20]).

Оценивая состояние сырьевой базы производства борных соединений, можно констатировать наличие больших запасов борсодержащего сырья как в России, так и за рубежом, обеспечивающих развитие всех отраслей промышленности на 100 и более лет даже при наблюдающихся в последние годы высоких темпах

роста производства и потребления борных соединений. Особенностью отечественной сырьевой базы является относительно низкое содержание борного ангидрида в разведанных источниках сырья, обусловленное отсутствием месторождений вулканогенно-осадочного типа [2]. Это выдвигает ряд проблем, для решения которых следует прежде всего активизировать поиски месторождений легко перерабатываемых руд, аналогичных зарубежным, что позволит сократить затраты на разработку технологии их обогащения и производства борных соединений.

Бор в элементарном состоянии и в виде соединений применяется практически на всех стадиях передела в черной и цветной металлургии.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

Оксиды бора были использованы для окускования рудного сырья. Для решения проблемы повышения качества офлюсованных окатышей выполнен комплекс теоретических и экспериментальных исследований по оценке эффективности использования борного ангидрида и его природных соединений. Целесообразность применения  $B_2O_3$  для этих целей обусловлена его свойствами:

– аномально низкими температурой плавления ( $450^\circ C$ ) и поверхностным натяжением (95 МН/м против 310, 307, 314 и 690 МН/м соответственно для CaO,  $SiO_2$ , MgO и  $Al_2O_3$ );

– большей стеклующей способностью и малой вязкостью содержащих его силикатных расплавов;

– способностью предотвращать силикатный распад высокоосновных агломератов, окатышей, шлаков и при переходе в металл в оптимальных количествах придавать ему высокие эксплуатационные характеристики.

Одним из важнейших свойств борного ангидрида является способность при охлаждении из расплава образовывать стекла самостоятельно или в совокупности с целым рядом оксидов. Данная способность борного ангидрида может широко применяться в процессах подготовки железорудного сырья для предотвращения кристаллизации нежелательных (малопрочных) в связке фаз с целью получения высокопрочных окатышей и агломератов.

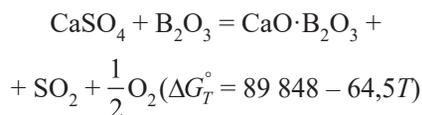
Большинство борсодержащих фаз являются легкоплавкими. Так, с гематитом борный ангидрид образует два низкотемпературных конгруэнтно плавящихся соединения:  $Fe_2O_3 \cdot B_2O_3$  ( $1125^\circ C$ ) и  $Fe_2O_3 \cdot 3B_2O_3$  ( $1280^\circ C$ ). В бинарной системе  $Fe_2O_3 - B_2O_3$  имеются также две низкотемпературные эвтектики, плавящиеся соответственно при температурах  $975$  и  $1165^\circ C$ . Из образующихся в системе  $CaO - SiO_2 - Fe_2O_3 - B_2O_3$  фаз, бораты

кальция также являются самыми низкотемпературными. Это, во-первых, указывает на возможность ведения процесса на более низком температурном уровне с целью экономии топлива. Во-вторых, раннее образование «длинной» по своим вязкостным характеристикам жидкой фазы будет способствовать ассимиляции тугоплавких составляющих шихты с получением однородной, хорошо противостоящей термическим нагрузкам связки. Таким образом, присадка в шихту борного ангидрида изменяет направление фазообразования в их связке в сторону появления более устойчивых и прочных фаз, а также должна ускорять формирование конечной структуры окатышей за счет более интенсивной ассимиляции составляющих шихты легкоплавким и хорошо подвижным боратовым расплавом.

По данным лабораторных исследований, наличие в окатышах, содержащих, %: 61,0 – 62,7 Fe; 0,26 – 0,32 FeO; 3,9 – 4,4 CaO; 3,9 – 4,2 SiO<sub>2</sub>, оксида бора в количестве 0,3 – 0,5 % повышает их прочность на сжатие в 1,5 – 1,7 раза, одновременно снижая уровень оптимальных температур обжига на 30 – 50 °С (см. рисунок). Это дает возможность сократить потери окатышей от измельчения при транспортировке и уменьшить энергозатраты при их производстве.

Результаты исследований механизма и кинетики удаления серы показывают, что присутствие борного ангидрида значительно интенсифицирует процессы десульфурации окатышей. Если по обычной технологии сера удаляется при 1050 – 1100 °С, то по опытной уже при 300 – 400 °С начинается процесс десульфурации, а наиболее интенсивно сера переходит в газовую фазу

при 950 – 1000 °С. Это обусловлено активным взаимодействием борного ангидрида с сульфатом кальция по реакции



с образованием легкоплавкого бората кальция (1100 °С). Температура начала этой реакции составляет 1119 °С. В отсутствие борного ангидрида взаимодействие сульфата кальция с кремнеземом начинается при T = 1265 °С с образованием волластонита, плавящегося при 1450 °С.

Исследования на установке Линдера, выполненные по ГОСТ 19375 – 84, показали, что присутствие B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> увеличивает прочность окатышей при восстановлении, оцениваемую по выходу фракции класса >10 мм после испытаний (см. таблицу). Если данный показатель для обычных окатышей составляет 14 – 20 %, то для борсодержащих 39,5 – 91,4 %, т. е. горячая прочность возрастает в 3 – 4 раза. Это должно оказать положительное влияние на интенсификацию доменной плавки, увеличивая расход дутья вследствие снижения газодинамического сопротивления шихты, чему также способствует значительное уменьшение истираемости (<0,5 мм) окатышей.

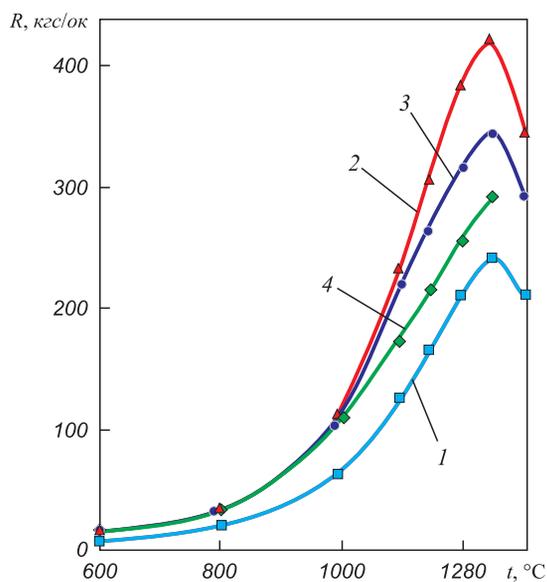
Для интенсификации процесса упрочнения окатышей на стадии жидкофазного спекания и улучшения металлургических свойств достаточно наличия в них 0,20 – 0,35 % оксида бора.

Актуальной современной проблемой является производство высокопрочных агломератов. Производимый в настоящее время агломерат с высокой основностью обладает низкой прочностью [21, 22]. По мнению большинства исследователей, причиной низкой прочности офлюсованных агломератов является наличие в их структуре двухкальциевого силиката (2CaO·SiO<sub>2</sub>), полиморфное превращение которого с изменением объема на 10 – 12 % при охлаждении приводит к разрушению агломерата.

При спекании основных (CaO/SiO<sub>2</sub> = 1,25) агломератов в связке, наряду с ферритом кальция, присутствует

**Показатели прочности восстановленных окатышей с основностью (CaO/SiO<sub>2</sub>) = 1,2**

**Strength index of reduced pellets with basicity (CaO/SiO<sub>2</sub>) of 1.2**



Влияние B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на прочность обожженных окатышей:  
 1 – базовые окатыши (не содержащие бор); 2 – 4 – окатыши, содержащие 0,3; 0,5; 2,0 % B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> соответственно

Influence of B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on the strength of roasted pellets:  
 1 – basic pellets (boron-free); 2 – 4 – 0.3; 0.5; 2.0 % of B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, respectively

Массовая доля B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> в шихте, %	Выход фракций после восстановления, %		
	>10 мм	5,0 – 0,5 мм	<0,5 мм
0,3	39,5	3,2	4,5
0,5	70,8	1,1	3,8
2,0	91,4	0,3	0,1

двухкальциевый силикат, который при хранении такого материала на складе постепенно распадается вследствие полиморфного превращения  $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ . В нем обнаруживается распавшаяся  $\gamma$ -форма  $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$  ( $\text{C}_2\text{S}$ ).

В случае присадки в шихту боратовой руды и постепенного увеличения ее количества концентрация  $\text{C}_2\text{S}$  уменьшается вследствие преимущественного взаимодействия  $\text{CaO}$  с  $\text{B}_2\text{O}_3$ . За счет образующихся при этом боратов количество стекла в связке растет, а имеющийся в базовом агломерате оливин  $\text{CaO}\cdot\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$  при взаимодействии с высвобождающимся кремнеземом образует пироксеновую фазу геденбергитового состава ( $\text{CaO}\cdot\text{FeO}\cdot 2\text{SiO}_2$ ), хорошо диагностируемую под микроскопом. Оставшийся двухкальциевый силикат стабилизирован в  $\beta$ -форме борным ангидридом и поэтому агломерат выдерживает длительное хранение без заметных признаков разрушения.

Испытание агломерата с добавкой 0,44 %  $\text{B}_2\text{O}_3$  в промышленных условиях показало, что его истираемость не изменялась, а содержание мелочи (0 – 5 мм) по сравнению с базовым агломератом уменьшилось в 1,5 раза (с 8,3 до 5,5 %).

Одной из проблем доменного производства является удаление из чугуна серы.

Доменная десульфурация напрямую связана с составом и физико-химическими характеристиками образующихся шлаков. Снижение содержания в чугуне серы за счет роста основности шлака сдерживается ухудшением физико-химических характеристик последнего (вязкости, температур плавления). Регулирование оптимального состава, основности шлака производится за счет различных добавок (флюсов) [23]. В технологии плавки железорудного сырья широкое распространение получили магнийсодержащие добавки (доломит, сидерит, дунит).

По данным работы [24] промышленные опыты по введению магниезальных добавок в доменную шихту (4,1 – 6,5 %) не улучшают показателей плавки, что обусловлено дополнительными затратами тепла на разложение карбонатов, гидратов и формирование шлака, а также ухудшением однородности шихты.

Применение с целью снижения вязкости доменных шлаков  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{Na}_2\text{O}$ ,  $\text{NaCl}$  не получило широкого распространения вследствие образования вредных веществ при их разложении.

В качестве флюса для доменных шлаков целесообразно применять  $\text{B}_2\text{O}_3$  в виде различных боратов как менее экологически опасных материалов, способных в малых концентрациях воздействовать на свойства шлаков.

Борный ангидрид ( $\text{B}_2\text{O}_3$ ) по влиянию на вязкость существенно превосходит  $\text{MgO}$  и не уступает экологически опасному  $\text{CaF}_2$ . При наличии в шлаках  $\text{B}_2\text{O}_3$  значительно сокращаются поля высоковязких шлаков области кристаллизации геленита.

Результаты исследований показывают, что путем

ввода бора в шихту можно в значительной мере устранить один из главных недостатков доменной плавки титаномагнетитов – большие потери чугуна со шлаком. Причем для этого достаточно содержание в шлаке не более 0,2 %  $\text{B}_2\text{O}_3$ , что обеспечит наличие в гренали (чугун с повышенным содержанием титана и кремния) 0,0015 – 0,0017 % бора [25]. При больших концентрациях бора помимо указанного эффекта можно ожидать уменьшения расхода кокса, содержания серы в чугуне за счет увеличения подвижности шлака и роста производительности печи вследствие более высокой прочности агломератов и окатышей.

Имеется определенный опыт работы доменных печей уральских заводов с использованием борсодержащих шлаков. На доменной печи объемом 1719 м<sup>3</sup> при выплавке ванадиевого чугуна использовался опытный агломерат, содержащий 53,8 % Fe и 0,44 %  $\text{B}_2\text{O}_3$ . В опытный период концентрация  $\text{B}_2\text{O}_3$  в шлаке в среднем составляла 0,08 %, а бора в чугуне 0,001 %. Распределение бора при доменной плавке составило: 10,5 % в металл, 86,1 % в шлак, 3,4 % в пыль. Улучшение условий шлакообразования при работе на борсодержащем сырье позволило повысить коэффициент извлечения ванадия в металл, а снижение работы адгезии вызвало уменьшение потерь чугуна со шлаком на 30 % (отн.).

В доменном цехе Магнитогорского металлургического комбината (ММК) были проведены опытно-промышленные плавки чугуна с использованием борсодержащих окатышей Соколовско-Сарбайского горно-обогатительного комбината (ССГОК) [25]. Загрузка окатышей позволила без технологических осложнений поднять основность конечного шлака с 1,10 до 1,16, в связи с чем коэффициент распределения серы возрос с 48 до 74. Благодаря этому произошло снижение содержания серы в чугуне на 0,005 %. Высокая прочность окатышей как на сжатие, так и при восстановлении, а также хорошая жидкоподвижность шлака, содержащего в среднем 0,25 %  $\text{B}_2\text{O}_3$ , позволили форсировать работу печи. Интенсивность плавки по руде возросла на 17,4 %, что позволило улучшить КИПО в целом по цеху с 0,579 до 0,489. Удельный расход кокса по фактическим показателям снизился на 14 кг/т чугуна, находясь по абсолютной величине в пределах 432 – 442 кг/т чугуна. Средняя концентрация бора в чугуне составила 0,007 %.

## Выводы

Теоретическими, лабораторно-экспериментальными и промышленными испытаниями показана возможность за счет использования бора и его соединений в процессах подготовки и металлургической переработки рудных материалов повысить технико-экономические показатели производства и качество окатышей, агломератов и чугуна. Технология доменной плавки на борсодержащих шлаках может успешно применяться в промышленных условиях.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

## REFERENCES

1. Еремин Н.И. Неметаллические полезные ископаемые. М.: Издательство Московского Университета, 2004. 444 с.
2. Романюк Т.В., Ткачев А.В. Геодинамический сценарий формирования крупнейших мировых миоцен-четвертичных борлитиеносных провинций. М.: Светоч-Плюс, 2010. 304 с.
3. Flethcer J.G., Glasser F.P. Phase relations in system CaO–B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub> // *Journal of Materials Science*. 1993. Vol. 28. No. 10. P. 2677–2686. <https://doi.org/10.1007/BF00356203>
4. Ghose A., Chopra S., Young J.F. Microstructural characterization of doped dicalcium silicate polymorphs // *Journal of Materials Science*. 1983. Vol. 18. No. 10. P. 2905–2914. <https://doi.org/10.1007/BF00700771>
5. Zayakin O.V., Kel' I.N. Promising directions for the stabilization of ferroalloy production slags // *Materials Science Forum*. 2019. No. 946. P. 401–405. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.401>
6. Заякин О.В., Статных Р.Н., Жучков В.И. Изучение возможности получения неразлагающегося шлака при производстве низкоуглеродистого феррохрома // *Металлург*. 2018. № 9. С. 25–29.
7. Murari F.D., da Costa e Silva A.L.V., de Avillez R.R. Cold-rolled multiphase boron steels: microstructure and mechanical properties // *Journal of Materials Research and Technology*. 2015. Vol. 4. No. 2. P. 191–196. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.12.001>
8. Mejia I., Bedolla-Jacuinde A., Maldonado C., Cabrera J.M. Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron // *Materials Science and Engineering: A*. 2011. Vol. 528. No. 13–14. P. 4468–4474. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.040>
9. Chown L.H., Cornish L.A. Investigation of hot ductility in Al-killed boron steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 494. No. 1–2. P. 263–275. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.026>
10. Asahi H. Overview of development and commercialization of X120 ultra-high strength UOE linepipe // *Int. Symp. on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry*. Japan, 2007. P. 281–293.
11. Upadhyay N., Pujar M.G., Sakthivel T., Mallika C., Laha K., Mudali U.K. Effect of addition of boron and nitrogen on the corrosion resistance of modified 9Cr-1Mo ferritic steel // *Procedia Engineering*. 2014. Vol. 86. P. 606–614. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.11.086>
12. Fujishiro T., Hara T., Terada E. etc. Application of B-added low carbon bainitic steels to heavy wall X80 UOE line pipe ultralow temperature use // *Dzairo to Prosesu CAMP ISIJ*. 2009. No. 22. P. 640.
13. Asahi H. Development of high grade OCTG and linepipe by utilizing boron addition // *Dzairo to Prosesu CAMP ISIJ*. 2009. No. 22. P. 639.
14. Ким А.С., Заякин О.В., Акбердин А.А., Концевой Ю.В. Получение и применение новых комплексных борсодержащих ферросплавов // *Электрометаллургия*. 2009. № 12. С. 21–24.
15. Жучков В.И., Акбердин А.А., Ватолин Н.А., Леонтьев Л.И., Заякин О.В., Ким А.С., Конуров У.К. Применение борсодержащих материалов в металлургии // *Электрометаллургия*. 2011. № 3. С. 25–29.
16. Naderi M., Ketabchi M., Abbasi M., Bleck W. Analysis of microstructure and mechanical properties of different hot stamped B-bearing steels // *Steel Research International*. 2010. Vol. 81. No. 3. P. 216–223. <https://doi.org/10.1002/srin.200900125>
17. Fletcher J.G., Glasser F.P. Phase relations in the system CaO–B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub> // *Journal of Material Science*. 1993. Vol. 28. No. 10. P. 2677–2686. <https://doi.org/10.1007/BF00356203>
18. Durinck D., Arnout S., Mertens G., Boydens E., Jones P.T., Elsen J., Blanpain B., Wollants P. Borate distribution in stabilized stainless-steel slag // *Journal of American Ceramic Society*. 2008. Vol. 91. No. 2. P. 548–554. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.02147.x>
1. Eremin N.I. *Non-Metallic Mineral Products*. Moscow: izd. Moskovskogo Universiteta, 2004, 444 p. (In Russ.).
2. Romanyuk T.V., Tkachev A.V. *Geodynamic Case of Formation of the World's Largest Miocene-Quaternary Boron-Lithium-Bearing Provinces*. Moscow: Svetoch-Plyus, 2010, 304 p. (In Russ.).
3. Flethcer J.G., Glasser F.P. Phase relations in system CaO–B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub>. *Journal of Materials Science*. 1993, vol. 28, no. 10, pp. 2677–2686. <https://doi.org/10.1007/BF00356203>
4. Ghose A., Chopra S., Young J.F. Microstructural characterization of doped dicalcium silicate polymorphs. *Journal of Materials Science*. 1983, vol. 18, no. 10, pp. 2905–2914. <https://doi.org/10.1007/BF00700771>
5. Zayakin O.V., Kel' I.N. Promising directions for the stabilization of ferroalloy production slags. *Materials Science Forum*. 2019, no. 946, pp. 401–405. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.401>
6. Zayakin O.V., Statnykh R.N., Zhuchkov V.I. Study of the possibility of obtaining non-decomposing slag during low-carbon ferrochrome production. *Metallurgist*. 2019, vol. 62, no. 9–10, pp. 875–881. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00744-8>
7. Murari F.D., da Costa e Silva A.L.V., de Avillez R.R. Cold-rolled multiphase boron steels: microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Research and Technology*. 2015, vol. 4, no. 2, pp. 191–196. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.12.001>
8. Mejia I., Bedolla-Jacuinde A., Maldonado C., Cabrera J.M. Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron. *Materials Science and Engineering: A*. 2011, vol. 528, no. 13–14, pp. 4468–4474. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.040>
9. Chown L.H., Cornish L.A. Investigation of hot ductility in Al-killed boron steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, vol. 494, no. 1–2, pp. 263–275. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.026>
10. Asahi H. Overview of development and commercialization of X120 ultra-high strength UOE linepipe. In: *Int. Symp. on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry*. Japan, 2007, pp. 281–293.
11. Upadhyay N., Pujar M.G., Sakthivel T., Mallika C., Laha K., Mudali U.K. Effect of addition of boron and nitrogen on the corrosion resistance of modified 9Cr-1Mo ferritic steel. *Procedia Engineering*. 2014, vol. 86, pp. 606–614. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.11.086>
12. Fujishiro T., Hara T., Terada E., etc. Application of B-added low carbon bainitic steels to heavy wall X80 UOE line pipe ultralow temperature use. *Dzairo to Prosesu CAMP ISIJ*. 2009, no. 22, p. 640.
13. Asahi H. Development of high grade OCTG and linepipe by utilizing boron addition. *Dzairo to Prosesu CAMP ISIJ*. 2009, no. 22, p. 639.
14. Kim A.S., Zayakin O.V., Akberdin A.A., Kontsevoi Yu.V. Production and application of new complex boron-containing ferroalloys. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2010, no. 12, pp. 1148–1150. <https://doi.org/10.1134/S0036029510120165>
15. Zhuchkov V.I., Akberdin A.A., Vatin N.A., Leont'ev L.I., Zayakin O.V., Kim A.S., Konurov U.K. Application of boron-containing materials in metallurgy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2011, no. 12, pp. 1134–1137. (In Russ.). <https://doi.org/10.1134/S003602951112024X>
16. Naderi M., Ketabchi M., Abbasi M., Bleck W. Analysis of microstructure and mechanical properties of different hot stamped B-bearing steels. *Steel Research International*. 2010, vol. 81, no. 3, pp. 216–223. <https://doi.org/10.1002/srin.200900125>
17. Fletcher J.G., Glasser F.P. Phase relations in the system CaO–B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–SiO<sub>2</sub>. *Journal of Materials Science*. 1993, vol. 28, no. 10, pp. 2677–2686. <https://doi.org/10.1007/BF00356203>
18. Durinck D., Arnout S., Mertens G., Boydens E., Jones P.T., Elsen J., Blanpain B., Wollants P. Borate distribution in stabilized stainless-steel slag. *Journal of the American Ceramic Society*. 2008, vol. 91, no. 2, pp. 548–554. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.02147.x>

19. Seki A., Aso Y., Okubo M., Sudo F., Ishizaka K. Development of dusting prevention stabilizer for stainless steel slag // *Kawasaki Steel Technical Report*. 1986. Vol. 15. P. 16–21.
20. Pontikes Y., Jones P.T., Geysen D., Blanpain B. Options to prevent dicalcium silicate-driven disintegration of stainless steel slags // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2010. Vol. 55. No. 4. P. 1169–1172. <https://doi.org/10.2478/v10172-010-0020-6>
21. Ефименко Г.Г., Ковалев Д.А. Состояние, проблемы и перспективы подготовки железорудного сырья для металлургического передела // Труды Международной конференции «Теория и практика производства чугуна», 24 – 27 мая 2004 г., Кривой Рог. Кривой Рог: Издательство КГГМК «Криворожсталь», 2004. С. 27–37.
22. Утков В.А. Высокоосновной агломерат. М.: Металлургия, 1977. 156 с.
23. Есенжулов А.Б., Островский Я.И., Афанасьев В.И., Заякин О.В., Жучков В.И. Использование российского хромородного сырья при выплавке высокоуглеродистого феррохрома в ОАО «СЗФ» // *Сталь*. 2008. № 4. С. 32–36.
24. Тлегабулов Б.С. Влияние магнийсодержащих добавок на технико-экономические показатели аглодомного производства // Тезисы доклада Всесоюзной конференции «Интенсификация металлургических процессов и повышение качества металлов и сплавов», 19 – 27 марта 1990 г., Тула. Тула, 1990. С. 25–27.
25. Акбердин А.А., Ким А.С. Резервы доменного процесса для производства высококачественного стального проката // Труды Международной конференции «Научно-технический прогресс в металлургии», 29 – 30 сентября 2005 г., Темиртау. Темиртау, 2005. С. 148–156.
19. Seki A., Aso Y., Okubo M., Sudo F., Ishizaka K. Development of dusting prevention stabilizer for stainless steel slag. *Kawasaki Steel Technical Report*. 1986, vol. 15, pp. 16–21.
20. Pontikes Y., Jones P. T., Geysen D., Blanpain B. Options to prevent dicalcium silicate-driven disintegration of stainless steel slags. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2010, vol. 55, no. 4, pp. 1169–1172. <https://doi.org/10.2478/v10172-010-0020-6>
21. Efimenko G.G., Kovalev D.A. State, problems and prospects for the preparation of iron ore raw materials for metallurgical processing. In: *Proceedings of the Int. Conf. "Theory and Practice of Iron Production"*, May 24 – 27, 2004, Krivoi Rog. Krivoi Rog: KGGMK "Krivorozhstal", 2004, pp. 27–37. (In Russ).
22. Utkov V.A. *Highly Basic Sinter*. Moscow: Metallurgiya, 1977, 156 p. (In Russ).
23. Esenzhulov A.B, Ostrovskii Ya.I., Afanas'ev V.I., Zayakin O.V., Zhuchkov V.I. Russian chromium ore in smelting high-carbon ferrochrome at ОАО SZF. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 4, pp. 315–317. <https://doi.org/10.3103/S096709120804013X>
24. Tlegabulov B.S. Influence of magnesium-containing additives on technical and economic indicators of sinter-blast furnace production. In: *Theses of the All-Union Conf. "Intensification of Metallurgical Processes and Improving the Quality of Metals and Alloys"*, March 19 – 27, 1990, Tula. Tula, 1990, pp. 25–27. (In Russ).
25. Akberdin A.A., Kim A.S. Reserves of blast-furnace process for production of high-quality rolled steel. In: *Proceedings of the Int. Conf. "Scientific and Technical Progress in Metallurgy"*, September 29 – 30, 2005, Temirtau. Temirtau, 2005, pp. 148–156. (In Russ).

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

#### INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Владимир Иванович Жучков**, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН

**Олег Вадимович Заякин**, д.т.н., главный научный сотрудник, заведующий лабораторией стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН

**E-mail:** zferro@mail.ru

**Александр Абдулович Акбердин**, д.т.н., профессор, заведующий лабораторией «Бор», Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева

**E-mail:** akberdin\_38@mail.ru

**Vladimir I. Zhuchkov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science

**Oleg V. Zayakin**, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher, Head of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science

**E-mail:** zferro@mail.ru

**Aleksandr A. Akberdin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Laboratory "Boron", Abishev Chemical-Metallurgical Institute

**E-mail:** akberdin\_38@mail.ru

Поступила в редакцию 09.06.2021

После доработки 22.06.2021

Принята к публикации 26.06.2021

Received 09.06.2021

Revised 22.06.2021

Accepted 28.06.2021



Оригинальная статья

УДК 629.225.033

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-477-483



## МЕТОД УЧЕТА ОСТАТОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ДИСКА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО КОЛЕСА. СООБЩЕНИЕ 2

С. А. Снитко<sup>1</sup>, А. В. Яковченко<sup>1</sup>, С. М. Горбатюк<sup>2</sup><sup>1</sup> Донецкий национальный технический университет (Украина, 83001, Донецк, ул. Артема, 58)<sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

**Аннотация.** Актуальная задача повышения эксплуатационного ресурса штампованно-катаных железнодорожных колес является комплексной проблемой. Существенное влияние на напряженно-деформированное состояние колеса в целом и его диска в частности оказывают остаточные технологические напряжения, полностью устранить которые невозможно. На различных стадиях обработки черновых колес поле остаточных напряжений непрерывно меняется. Это затрудняет учет остаточных напряжений в прочностных расчетах колес. В сообщении 1 настоящей работы предложен метод учета остаточных технологических напряжений, сущность которого заключается в задании при моделировании величины натяга между ступицей и осью больше фактической. Такой подход позволил получить в колесе дополнительные напряжения, которые адекватно отражают влияние остаточных технологических напряжений. В данной части работы выполнена практическая реализация разработанного метода и оценка степени влияния остаточных технологических напряжений на напряженно-деформированное состояние диска колеса при действии эксплуатационных нагрузок. Применительно к конструкции колеса диаметром 957 мм с плоскоконическим диском (ГОСТ 10791 – 2011) выполнены расчеты напряженно-деформированного состояния диска при действии механических видов нагрузки. Реализованное при расчетах увеличение натяга между ступицей и осью на 60 % позволило установить, что наличие в колесе остаточных технологических напряжений вызывает повышение на 5 – 38 % максимальных эквивалентных напряжений в наиболее нагруженных при эксплуатации зонах диска. Таким образом, предлагаемый метод учета остаточных технологических напряжений позволяет получить верхнюю оценку прочностных характеристик колес, а, следовательно, более адекватно прогнозировать срок их эксплуатации.

**Ключевые слова:** железнодорожное колесо, напряженно-деформированное состояние, эксплуатационные нагрузки, конечно-элементное моделирование, напряжения в диске, остаточные напряжения, натяг между ступицей и осью, диск колеса

**Для цитирования:** Снитко С.А., Яковченко А.В., Горбатюк С.М. Метод учета остаточных технологических напряжений при моделировании напряженно-деформированного состояния диска железнодорожного колеса. Сообщение 2 // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 477–483. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-477-483>

Original article

## ACCOUNTING METHOD FOR RESIDUAL TECHNOLOGICAL STRESSES IN MODELING THE STRESS-DEFORMED STATE OF A RAILWAY WHEEL DISK. REPORT 2

S. A. Snitko<sup>1</sup>, A. V. Yakovchenko<sup>1</sup>, S. M. Gorbatyuk<sup>2</sup><sup>1</sup> Donetsk National Technical University (58 Artema Str., Donetsk 83001, Ukraine)<sup>2</sup> National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

**Abstract.** The actual problem of increasing the service life of stamped-rolled railway wheels is a complex problem. Residual technological stresses, which cannot be completely eliminated, have a significant effect on the stress-strain state of the wheel as a whole and its disk in particular. At different stages of roughing wheels machining, the residual stress field is continuously changing. This makes it difficult to take into account the residual stresses in the wheels strength calculations. In Report 1 of this work, an accounting method for residual technological stresses was proposed, the essence of which is to set the value of interference between hub and axle when modeling is greater than the actual one. This approach made it possible to obtain additional stresses in the wheel, which adequately reflect the effect of residual technological stresses. In this part of the work, the authors have carried out practical implementation of the developed method and assessment of the degree of residual technological stresses influence on stress-strain state of the wheel disk under the action of operational loads. With regard to the design of a 957 mm diameter wheel with a flat-conical disk (GOST 10791 – 2011), calculations of stress-strain state of the disk under the action of mechanical types of load have been performed. The 60 % increase in the interference between hub and axle realized in the calculations made it possible to establish that the presence of residual technological stresses in the wheel causes an increase of 5 – 38 % in maximum equivalent stresses in the disk zones most loaded during operation. Thus, the proposed method for residual

technological stresses accounting allows obtaining an upper estimate of the wheels strength characteristics, and, therefore, more adequately predicting their service life.

**Keywords:** railway wheel, stress-strain state, operational loads, finite element modeling, stresses in disk, residual stresses, interference between hub and axle, wheel disk

**For citation:** Snitko S.A., Yakovchenko A.V., Gorbatyuk S.M. Accounting method for residual technological stresses in modeling the stress-deformed state of a railway wheel disk. Report 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 477–483. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-477-483>

## ВВЕДЕНИЕ

Актуальная задача повышения эксплуатационного ресурса штампованно-катаных железнодорожных колес является комплексной проблемой [1 – 13]. Ее успешное решение требует учета параметров, определяющих условия эксплуатации колес [2, 4, 5, 11], характеристики конструкций [14 – 26], а также технологию производства [24, 25, 27 – 32].

Известно, что форма и размеры дисков колес во многом определяют их жесткость в осевом и радиальном направлении, массу, а также показатели напряженно-деформированного состояния (НДС) при действии эксплуатационных нагрузок [14 – 26].

Также известно, что существенное влияние на НДС колеса в целом и его диска в частности оказывают остаточные технологические напряжения [12, 13, 21, 24, 25]. Данные напряжения, во-первых, всегда имеют место в чистовых колесах [31, 32]. Во-вторых, на различных стадиях обработки черновых колес поле остаточных напряжений также непрерывно меняется. Это в значительной степени затрудняет учет остаточных напряжений в прочностных расчетах колес и оценку их эксплуатационного ресурса, так как многостадийное моделирование поля остаточных напряжений требует учета очень широкого набора математических моделей и параметров [21, 24, 28 – 30]. Они, в свою очередь, определяют свойства материала, окружающей среды и режимы обработки чернового колеса в процессе его остывания после пресспрокатной линии и при последующих отделочных операциях. Поэтому такой подход не получил широкого распространения ни в соответствующей нормативной документации, ни в инженерной практике прочностных расчетов колес.

В сообщении 1 настоящей работы предложен метод учета остаточных технологических напряжений, сущность которого заключается в задании при расчете величины натяга между ступицей и осью больше фактической. Данная часть работы посвящена практической реализации разработанного метода и оценке степени влияния остаточных технологических напряжений на НДС диска колеса при действии эксплуатационных нагрузок.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для анализа выбрана конструкция колеса диаметром 957 мм с плоскоконическим диском [33], которое

до сих пор широко используется на железных дорогах стран СНГ и наиболее хорошо изучено.

Анализ НДС колеса проведен путем конечно-элементного моделирования в системе DEFORM 3D. Выполнено решение объемной задачи для 1/2 части колеса. Размер ребер конечных элементов находился в диапазоне 1,5 – 4,5 мм, что позволило адекватно описать геометрию колеса и неравномерность его НДС. В качестве материала из библиотеки DEFORM 3D выбрана высокоуглеродистая сталь: модуль Юнга – 210 ГПа; коэффициент Пуассона – 0,3. Тип объекта – упругий.

Известно, что колеса с плоскоконическим диском предназначены для эксплуатации при осевой нагрузке до 23,5 тс [33]. Вместе с тем, при эксплуатации такие колеса часто подвергаются перегрузкам, соответствующим нагрузке на ось до 30 тс [20]. В связи с этим используемые при моделировании величины сил, найденные по методике [34], соответствовали осевым нагрузкам до 25 тс.

Расчеты выполнены для трех основных схем нагружения [34].

Схема 1 предусматривает одновременное действие и вертикальной, и горизонтальной сил, действующих в зоне гребня с наружной стороны колеса. Данная схема характеризует наиболее неблагоприятный вид эксплуатационной нагрузки, который наблюдается при движении колесной пары по кривой.

Схема 2 предусматривает действие вертикальной нагрузки, приложенной в круге катания, что соответствует движению колесной пары по прямому участку пути.

Схема 3 предусматривает действие вертикальной нагрузки на внешнюю (полевую) часть поверхности катания обода. Эта схема соответствует влиянию колесной пары или ее движению по кривой.

Расчетные значения вертикальной и горизонтальной нагрузок составили соответственно 249,2 и 76,7 кН.

Расчеты выполнены с учетом максимально возможной переточки обода до диаметра по кругу катания, равного 860 мм (другие размеры колеса соответствовали номинальным). Диаметр отверстия ступицы в расчетах был равен 190 мм.

Учет при моделировании остаточных технологических напряжений выполнен путем увеличения величины натяга между ступицей и осью на 60 % (с 0,25 до 0,4 мм на диаметр). Как было показано в сообщении 1 настоящей работы, это позволяет создать в модели ко-

леса дополнительные напряжения, адекватно отражающие влияние остаточных технологических напряжений на НДС диска. Так, для колеса диаметром 957 мм с плоскоконическим диском относительные отклонения расчетных значений радиальных напряжений от экспериментальных [16] не превысили 14 %.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты моделирования НДС колеса без учета влияния остаточных технологических напряжений (натяг между ступицей и осью 0,25 мм) представлены в табл. 1. Результаты моделирования НДС колеса с уче-

том влияния остаточных технологических напряжений (за счет увеличения натяга до 0,4 мм) представлены табл. 2.

В табл. 1, 2 в скобках дополнительно указаны значения радиусов, характеризующие местоположения точек на диске, в которых действуют максимальные эквивалентные напряжения по Мизесу.

Как показывает сравнительный анализ данных, расчет НДС колеса без учета влияния остаточных технологических напряжений (табл. 1, 2) дает заниженные на 5 – 38 % величины максимальных эквивалентных напряжений в зонах дуг под ободом и над ступицей с внутренней стороны колеса (см. рисунок).

Таблица 1

#### Максимальные эквивалентные напряжения в диске колеса при действии механических эксплуатационных нагрузок без учета влияния остаточных технологических напряжений

Table 1. Maximum equivalent stresses in the wheel disk under the action of mechanical operating loads without taking into account the effect of residual technological stresses

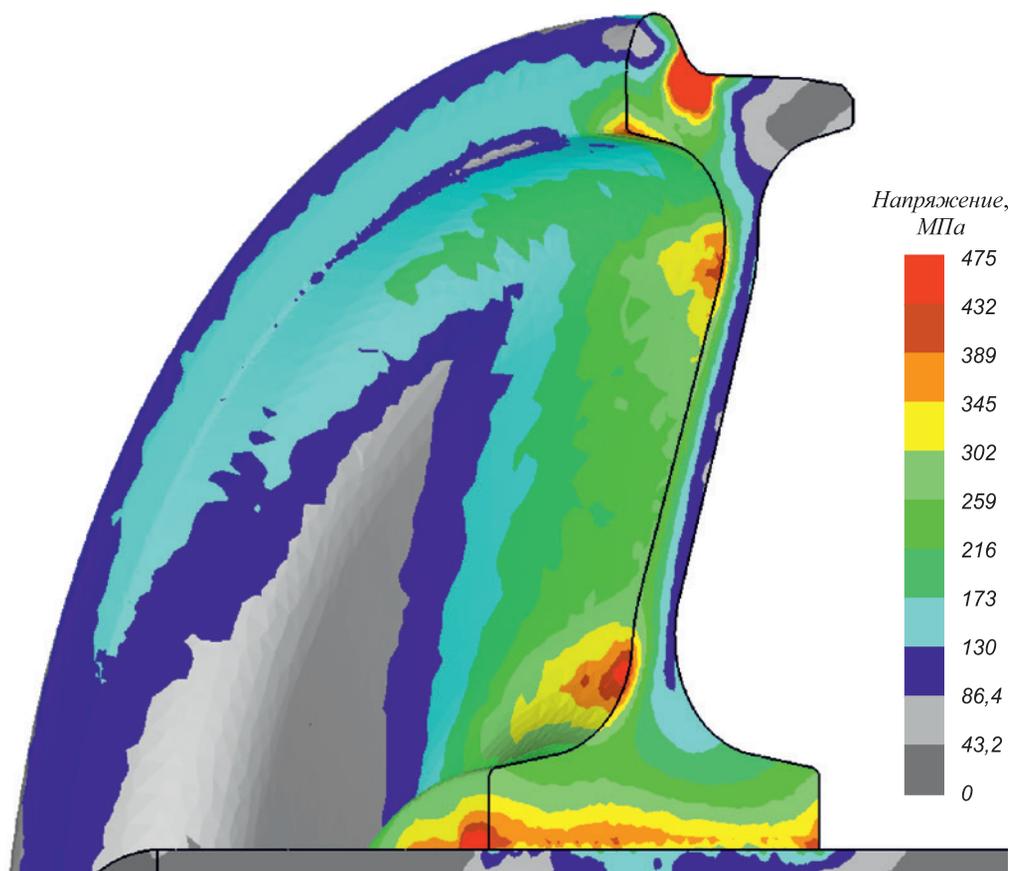
Сторона колеса	Область диска	
	в зоне дуги над ступицей, МПа	в зоне дуги под ободом, МПа
Нагрузка по схеме 1		
Наружная	152 (R171 мм)	149 (R343 мм)
Внутрняя	437 (R172 мм)	399 (R350 мм)
Нагрузка по схеме 2		
Наружная	198 (R189 мм)	111 (R376 мм)
Внутрняя	114 (R186 мм)	148 (R350 мм)
Нагрузка по схеме 3		
Наружная	202 (R189 мм)	257 (R402 мм)
Внутрняя	132 (R146мм)	85 (R346 мм)

Таблица 2

#### Максимальные эквивалентные напряжения в диске колеса при действии механических эксплуатационных нагрузок с учетом влияния остаточных технологических напряжений

Table 2. Maximum equivalent stresses in the wheel disk under the action of mechanical operating loads taking into account the influence of residual technological stresses

Сторона колеса	Область диска	
	в зоне дуги над ступицей, МПа	в зоне дуги под ободом, МПа
Нагрузка по схеме 1		
Наружная	152 (R171 мм)	155 (R343 мм)
Внутрняя	457 (R172 мм)	417 (R350 мм)
Нагрузка по схеме 2		
Наружная	260 (R189 мм)	107 (R376 мм)
Внутрняя	158 (R183 мм)	162 (R350 мм)
Нагрузка по схеме 3		
Наружная	265 (R184 мм)	239 (R394 мм)
Внутрняя	167 (R183мм)	98 (R345 мм)



Результаты расчета эквивалентных напряжений в диске, полученные при нагружении колеса по схеме 1 с учетом влияния остаточных технологических напряжений

Results of calculating the equivalent stresses in the disk, obtained when the wheel is loaded according to scheme 1 taking into account the influence of residual technological stresses

Следует обратить внимание, что данный факт имеет место в наиболее опасных зонах диска, в которых при эксплуатации в первую очередь зарождаются усталостные трещины. Это, очевидно, не способствует повышению точности прогноза прочностных характеристик колес.

## Выводы

Выполнена практическая реализация разработанного метода учета остаточных технологических напряжений при расчетах напряженно-деформированного состояния диска железнодорожного колеса.

Применительно к конструкции колеса диаметром 957 мм с плоскоконическим диском (ГОСТ 10791 – 2011)

выполнены расчеты напряженно-деформированного состояния диска при действии механических видов эксплуатационной нагрузки. Реализованное при расчетах увеличение натяга между ступицей и осью на 60 % позволило установить, что наличие в колесе остаточных технологических напряжений вызывает повышение на 5 – 38 % максимальных эквивалентных напряжений в наиболее нагруженных при эксплуатации зонах диска.

Таким образом, предлагаемый метод учета остаточных технологических напряжений позволяет получить верхнюю оценку прочностных характеристик колес, а, следовательно, более адекватно прогнозировать срок их эксплуатации.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

## REFERENCES

1. Liu Yo., Stratman B., Mahadevan S. Fatigue crack initiation life prediction of railroad wheels // *International Journal of Fatigue*. 2006. Vol. 28. No. 7. P. 747–756. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.09.007>
2. Oliver J., Lonsdale C. North American railways combat split wheel rims // *International Railway Journal*. 2014. Vol. 54. No. 5. P. 31–34.
3. Haidaria A., Tehrani P.-H. Thermal load effects on fatigue life of a cracked railway wheel // *Latin American Journal of Solids and*

1. Liu Yo., Stratman B., Mahadevan S. Fatigue crack initiation life prediction of railroad wheels. *International Journal of Fatigue*. 2006, vol. 28, no. 7, pp. 747–756. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.09.007>
2. Oliver J., Lonsdale C. North American railways combat split wheel rims. *International Railway Journal*. 2014, vol. 54, no. 5, pp. 31–34.
3. Haidaria A., Tehrani P.-H. Thermal load effects on fatigue life of a cracked railway wheel. *Latin American Journal of Solids and Struc-*

- Structures. 2015. Vol. 12. No. 6. P. 1144–1157.  
<https://doi.org/10.1590/1679-78251658>
4. Okagata Yo. Design technologies for railway wheels and future prospects // *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*. 2013. No. 105. P. 26–33.
  5. Bernasconi A., Filippini M., Foletti S., Vaudo D. Multiaxial fatigue of a railway wheel steel under non-proportional loading // *International Journal of Fatigue*. 2006. Vol. 28. No. 5–6. P. 663–672.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.07.045>
  6. Masoudi Nejad R., Farhangdoost K., Shariati M. Numerical study on fatigue crack growth in railway wheels under the influence of residual stresses // *Engineering Failure Analysis*. 2015. Vol. 52. P. 75–89. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.03.002>
  7. Arslan M.A., Kayabasi O. 3-D Rail–Wheel contact analysis using FEA // *Advances in Engineering Software*. 2012. Vol. 45. No. 1. P. 325–331. <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2011.10.009>
  8. Mohan P.M. Analysis of railway wheel to study thermal and structural behaviour // *International Journal of Scientific & Engineering Research*. 2012. Vol. 3. No. 11. P. 1–4.
  9. Makino T., Kato T., Hirakawa K. The effect of slip ratio on the rolling contact fatigue property of railway wheel steel // *International Journal of Fatigue*. 2012. Vol. 36. No. 1. P. 68–79.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.08.014>
  10. Zhang M.R., Gu H.C. Fracture toughness of nanostructured railway wheels // *Engineering Fracture Mechanics*. 2008. Vol. 75. No. 18. P. 5113–5121. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.07.007>
  11. Keropyan A., Gorbatyuk S., Gerasimova A. Tribotechnical aspects of wheel-rail system interaction // *Procedia Engineering*. 2017. Vol. 206. P. 564–569. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.517>
  12. Кононов Д.П., Шадрин Н.Ю. Повышение безопасности движения железнодорожного транспорта за счет увеличения усталостной прочности цельнокатаных колес // *Бюллетень результатов научных исследований*. 2014. Вып. 1(10). С. 6–10.
  13. Якушев А.В., Кононов Д.П., Комиченко С.О. Результаты определения остаточных технологических напряжений в дисковой части цельнокатаных колес грузовых и пассажирских вагонов методом тензометрии // *Транспорт Российской Федерации*. 2015. № 3(58). С. 66–68.
  14. Seo J.W., Kwon S.J., Jun H.K., Lee D.H. Effects of residual stress and shape of web plate on the fatigue life of railway wheels // *Engineering Failure Analysis*. 2009. Vol. 16. No. 7. P. 2493–2507.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2009.04.013>
  15. Sitarz M., Śladowski A., Bizon K., Chruzik K. Designing of railway wheels. Part 1: Finite element method // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*. 2005. Vol. 219. No. 2. P. 91–110.  
<https://doi.org/10.1243/095440905X8826>
  16. Sitarz M., Śladowski A., Bizon K., Chruzik K. Designing of railway wheels. Part 2: Comparison of numerical analysis and experimental research // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part F: Journal of rail and rapid transit*. 2005. Vol. 219. No. 2. P. 111–120. <https://doi.org/10.1243/095440905X8817>
  17. Kiriya K., Okagata Y., Kato T. A study on the fatigue properties of the plate area of Japanese railway wheels // *16<sup>th</sup> Int. Wheelset Congress*. 2010. 12 p.
  18. Atai A.A., Azarlu E. Multi-objective optimization of web profile of rail-way wheel using Bi-directional evolutionary structural optimization // *Journal of Computational Applied Mechanics*. 2017. Vol. 48. No. 2. P. 307–318.  
<https://doi.org/10.22059/JCAMECH.2017.237353.160>
  19. Яковченко А.В., Снитко С.А. Анализ и совершенствование конструкций колес, удовлетворяющих ГОСТ 10791–2011 // *Сталь*. 2015. № 12. С. 32–38.
  20. Пашолок И.Л., Цюренко В.Н., Разумов А.С. Разработка критериев работоспособности дисков цельнокатаных колес для грузовых вагонов нового поколения // *Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта*. 2002. № 3. С. 19–23.
  4. Okagata Yo. Design technologies for railway wheels and future prospects. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*. 2013, no. 105, pp. 26–33.
  5. Bernasconi A., Filippini M., Foletti S., Vaudo D. Multiaxial fatigue of a railway wheel steel under non-proportional loading. *International Journal of Fatigue*. 2006, vol. 28, no. 5–6, pp. 663–672.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.07.045>
  6. Masoudi Nejad R., Farhangdoost K., Shariati M. Numerical study on fatigue crack growth in railway wheels under the influence of residual stresses. *Engineering Failure Analysis*. 2015, vol. 52, pp. 75–89. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.03.002>
  7. Arslan M.A., Kayabasi O. 3-D Rail–Wheel contact analysis using FEA. *Advances in Engineering Software*. 2012, vol. 45, no. 1, pp. 325–331. <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2011.10.009>
  8. Mohan P.M. Analysis of railway wheel to study thermal and structural behavior. *International Journal of Scientific & Engineering Research*. 2012, vol. 3, no. 11, pp. 1–4.
  9. Makino T., Kato T., Hirakawa K. The effect of slip ratio on the rolling contact fatigue property of railway wheel steel. *International Journal of Fatigue*. 2012, vol. 36, no. 1, pp. 68–79.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.08.014>
  10. Zhang M.R., Gu H.C. Fracture toughness of nanostructured railway wheels. *Engineering Fracture Mechanics*. 2008, vol. 75, no. 18, pp. 5113–5121. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.07.007>
  11. Keropyan A., Gorbatyuk S., Gerasimova A. Tribotechnical aspects of wheel-rail system interaction. *Procedia Engineering*. 2017, vol. 206, pp. 564–569. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.517>
  12. Kononov D.P., Shadrina N.Yu. Improving the safety of railway transport by increasing the fatigue strength of solid-rolled wheels. *Byulleten' rezul'tatov nauchnykh issledovaniy*. 2014, no. 1(10), pp. 6–10. (In Russ.).
  13. Yakushev A.V., Kononov D.P., Komichenko S.O. Determination of residual technological stresses in the disk part of solid-rolled wheels of freight and passenger cars by tensometric method. *Transport Rossiiskoi Federatsii*. 2015, no. 3(58), pp. 66–68. (In Russ.).
  14. Seo J.W., Kwon S.J., Jun H.K., Lee D.H. Effects of residual stress and shape of web plate on the fatigue life of railway wheels. *Engineering Failure Analysis*. 2009, vol. 16, no. 7, pp. 2493–2507.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2009.04.013>
  15. Sitarz M., Śladowski A., Bizon K., Chruzik K. Designing of railway wheels. Part 1: Finite element method. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*. 2005, vol. 219, no. 2, pp. 91–110.  
<https://doi.org/10.1243/095440905X8826>
  16. Sitarz M., Śladowski A., Bizon K., Chruzik K. Designing of railway wheels. Part 2: Comparison of numerical analysis and experimental research. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part F: Journal of rail and rapid transit*. 2005, vol. 219, no. 2, pp. 111–120. <https://doi.org/10.1243/095440905X8817>
  17. Kiriya K., Okagata Y., Kato T. A study on the fatigue properties of the plate area of Japanese railway wheels. *16<sup>th</sup> Int. Wheelset Congress*. 2010, 12 p.
  18. Atai A.A., Azarlu E. Multi-objective optimization of web profile of rail-way wheel using Bi-directional evolutionary structural optimization. *Journal of Computational Applied Mechanics*. 2017, vol. 48, no. 2, pp. 307–318.  
<https://doi.org/10.22059/JCAMECH.2017.237353.160>
  19. Yakovchenko A.V., Snitko S.A. Railroad wheels satisfying state standard GOST 10791–2011. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 12, pp. 967–974. <https://doi.org/10.3103/S0967091215120153>
  20. Pasholok I.L., Tsyurenko V.N., Razumov A.S. Development of performance criteria of solid-rolled wheels for new generation freight cars. *Vestnik VNIIZhT*. 2002, no. 3, pp. 19–23. (In Russ.).

21. Керенцев Д.Е., Пономарев Ю.К. Влияние остаточных технологических напряжений и тепловых эксплуатационных нагрузок на прочность железнодорожных колес // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2015. Т. 14. № 3. Ч. 2. С. 336–344.
22. Сухов А.В., Разумов А.С., Базанов Ю.А., Шиткин С.Л., Гриншпон А.С., Яндимиров А.А. Исследование напряжений в цельнокатаных вагонных колесах повышенной твердости с различной геометрией диска // Металлург. 2007. № 12. С. 56–60.
23. Цвик Л.Б., Запольский Д.В., Зеньков Е.В., Еремеев В.К. Сравнительный анализ деформирования дисковой части цельнокатаных железнодорожных колес различного конструктивного оформления // Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта. 2013. № 4. С. 29–6.
24. Волохов Г.М., Керенцев Д.Е. Развитие методов оценки прочности конструкций цельнокатаных железнодорожных колес и критериев их допуска к эксплуатации // Вестник Всероссийского научно-исследовательского и проектно-конструкторского института электровозостроения. 2013. Т. 2(66). С. 138–154.
25. Керенцев Д.Е. Расчетно-экспериментальная оценка остаточных технологических напряжений в цельнокатаных колесах // Компьютерное моделирование в железнодорожном транспорте: динамика, прочность, износ: Сборник тезисов III научно-технического семинара, 6–7 апреля 2016 г., Брянск. Брянск: БГТУ, 2016. С. 32–34.
26. Huang X., Wang X., Shen X., Xiao F. Effect of the shape of railway wheel plate on its stresses and fatigue evaluation // Engineering Failure Analysis. 2019. Vol. 97. P. 718–726. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.01.063>
27. Срок службы железнодорожных колес // Железные дороги мира. 2003. № 7. С. 48–58.
28. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Копцева Н.В., Чукин Д.М., Барышников М.П. Структурно-фазовые превращения при непрерывном охлаждении сталей для цельнокатаных железнодорожных колес / Сталь. 2014. № 4. С. 78–83.
29. Lingamanaik S.N., Chen B.K. Thermo-mechanical modelling of residual stresses induced by martensitic phase transformation and cooling during quenching of railway wheels // Journal of Materials Processing Technology. 2011. Vol. 211. No. 9. P. 1547–1552. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.04.007>
30. Максимов Е.А., Шаталов Р.Л. Исследование параметров горячей правки толстых стальных листов на роликовой правильной машине // Металлург. 2018. № 2. С. 42–45.
31. А. с. 1497242 СССР. Способ изготовления цельнокатаных железнодорожных колес / И.Г. Узлов, А.Ф. Гринева, Н.Г. Мирошниченко и др.; заявл. 11.12.1987; опубл. 30.07.89. Бюл. № 28.
32. Керенцев Д.Е. Повышение конструкционной прочности железнодорожных колес подвижного состава: Дисс. ... канд. техн. наук. Самара, 2016. 173 с.
33. ГОСТ 10791 – 2011. Колеса цельнокатаные. Технические условия.
34. ГОСТ 33783 – 2016. Колесные пары железнодорожного подвижного состава. Методы определения показателей прочности.
21. Kerentsev D.E., Ponomarev Yu.K. Influence of residual technological stresses and thermal operating loads on the strength of railway wheels. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta*. 2015, vol. 14, no. 3, part 2, pp. 336–344. (In Russ.).
22. Sukhov A.V., Razumov A.S., Bazanov Yu.A., Shitkin S.L., Grinshpon A.S., Yandimirov A.A. Study of stresses in hard rolled railcar wheels with a web of different geometry. *Metallurgist*. 2007, vol. 51, no. 11–12, pp. 670–676. <https://doi.org/10.1007/s11015-007-0121-2>
23. Tsvik L.B., Zapol'skii D.V., Zen'kov E.V., Eremeev V.K. Comparative analysis of deformation of disk part of solid-rolled railway wheels with various designs. *Vestnik VNIIZhT*. 2013, no. 4, pp. 29–36. (In Russ.).
24. Volokhov G.M., Kerentsev D.E. Development of methods for assessing the strength of structures of solid-rolled railway wheels and criteria for their admission to operation. *Vestnik VEINII*. 2013, vol. 2(66), pp. 138–154. (In Russ.).
25. Kerentsev D.E. Calculated and experimental assessment of residual technological stresses in solid-rolled wheels. In: *Computer Modeling in Railway Transport: Dynamics, Strength, Wear: Coll. of Theses of III Sci. and Tech. Seminar on April 6–7, 2016, Bryansk*. Bryansk: BSTU, 2016, pp. 32–34. (In Russ.).
26. Huang X., Wang X., Shen X., Xiao F. Effect of the shape of railway wheel plate on its stresses and fatigue evaluation. *Engineering Failure Analysis*. 2019, vol. 97, pp. 718–726. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.01.063>
27. Service life of railway wheels. *Zheleznye dorogi mira*. 2003, no. 7, pp. 48–58. (In Russ.).
28. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Koptseva N.V., Chukin D.M., Baryshnikov M.P. Structural and phase transformations in the continuous cooling of steel for one-piece railroad wheels. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 4, pp. 306–311. <https://doi.org/10.3103/S0967091214040123>
29. Lingamanaik S.N., Chen B.K. Thermo-mechanical modelling of residual stresses induced by martensitic phase transformation and cooling during quenching of railway wheels. *Journal of Materials Processing Technology*. 2011, vol. 211, no. 9, pp. 1547–1552. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.04.007>
30. Maksimov E.A., Shatalov R.L. A study of the parameters for hot straightening of thick steel plates on a roller straightening machine. *Metallurgist*. 2018, vol. 62, no. 1–2, pp. 132–137. <https://doi.org/10.1007/s11015-018-0635-9>
31. Uzlov I.G., Grinev A.F., Miroschnichenko N.G., etc. *Method of production of solid-rolled railway wheels*. Certificate of authorship USSR no. 1497242. MPK C21 D 9/34. *Bulleten' izobretenii*. 1989, no. 28. (In Russ.).
32. Kerentsev D.E. *Increasing the structural strength of railway rolling stock wheels: Cand. Tech. Sci. Diss.* Samara: 2016, 173 p. (In Russ.).
33. *GOST 10791 – 2011. Solid-rolled wheels. Technical requirements.* (In Russ.).
34. *GOST 33783 – 2016. Wheelsets of railway rolling stock. Methods for determining strength indicators.* (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Сергей Александрович Снитко, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Обработка металлов давлением», Донецкий национальный технический университет  
 ORCID: 0000-0002-1099-5801  
 E-mail: snitko\_sa@mail.ru

Sergei A. Snitko, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair "Metal Forming", Donetsk National Technical University  
 ORCID: 0000-0002-1099-5801  
 E-mail: snitko\_sa@mail.ru

**Александр Васильевич Яковченко**, д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением», Донецкий национальный технический университет

**ORCID:** 0000-0002-1099-5801

**E-mail:** mond1991@mail.ru

**Сергей Михайлович Горбатюк**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Инжиниринг технологического оборудования», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

**ORCID:** 0000-0002-4368-5965

**E-mail:** sgor02@mail.ru

**Aleksandr V. Yakovchenko**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Metal Forming”, Donetsk National Technical University

**ORCID:** 0000-0002-1099-5801

**E-mail:** mond1991@mail.ru

**Sergei M. Gorbatyuk**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair “Engineering of Technological Equipment”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)

**ORCID:** 0000-0002-4368-5965

**E-mail:** sgor02@mail.ru

---

Поступила в редакцию 03.03.2021

После доработки 17.05.2021

Принята к публикации 28.06.2021

---

Received 03.03.2021

Revised 17.05.2021

Accepted 28.06.2021

---



Краткое сообщение

УДК 669.18:621.3.036.53:620.192

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-484-487



## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ С ОГНЕУПОРНОЙ ФУТЕРОВКОЙ

А. М. Григорьев<sup>1</sup>, К. В. Григорович<sup>1,2</sup>, А. Ю. Ем<sup>1,2</sup>, А. О. Морозов<sup>1,2</sup><sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)<sup>2</sup> Институт металлургии и материаловедения им А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр. 49)

**Аннотация.** Известно, что на свойства рельсового металла отрицательно влияют недеформируемые неметаллические включения, содержащие оксиды алюминия. Поэтому в рельсовых марках стали содержание алюминия ограничено величиной 0,004 % (по массе). Алюминий может попадать в металл из шихтовых материалов и огнеупорной футеровки. В данной работе произведен анализ влияния химического состава огнеупорных материалов, применяемых при производстве рельсовой стали на одном из отечественных предприятий, на качество стали. Для определения основных типов неметаллических включений, образующихся в рельсовых сталях марки Э76Ф, был произведен фракционный газовый анализ проб, отобранных на технологических этапах производства. Установлено, что состав шлака после вакуумирования меняется незначительно, при этом большую часть неметаллических включений, находящихся в рельсовом металле, представляют алуминаты.

**Ключевые слова:** производство стали, рельсовая сталь, футеровка, неметаллические включения

**Для цитирования:** Григорьев А.М., Григорович К.В., Ем А.Ю., Морозов А.О. Взаимодействие расплава рельсовой стали с огнеупорной футеровкой // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 484–487. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-484-487>

Short report

## INTERACTION OF RAIL STEEL MELT WITH REFRACTORY LINING

A. M. Grigor'ev<sup>1</sup>, K. V. Grigorovich<sup>1,2</sup>, A. Yu. Em<sup>1,2</sup>, A. O. Morozov<sup>1,2</sup><sup>1</sup> National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS) (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)<sup>2</sup> Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

**Abstract.** The rail steel properties are adversely affected by rigid non-metallic inclusions, containing aluminum oxides. Therefore, aluminum content is limited to 0.004 % wt. in rail steel grades. Aluminum can get into steel from charge materials and refractory lining. In this work, we've analyzed how the chemical composition of refractories used in rail steel making influence steel quality on example of one domestic enterprise. To determine the main types of non-metallic inclusions created in E76F rail steels, we have performed fractional gas analysis of the samples taken in various process steps. It was found that the slag composition after degassing changes insignificantly, while the most part of non-metallic inclusions in rail steel is represented by aluminates.

**Keywords:** steel production, rail steel, refractory lining, non-metallic inclusions

**For citation:** Grigor'ev A.M., Grigorovich K.V., Em A.Yu., Morozov A.O. Interaction of rail steel melt with refractory lining. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 482–487. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-484-487>

Анализируя научную литературу [1 – 8], можно сделать вывод, что на свойства рельсового металла отрицательно влияют недеформируемые неметаллические включения (НВ), содержащие оксиды алюминия. Наибольшее влияние на образование контактно-усталостных дефектов оказывают недеформируемые НВ  $Al_2O_3$  и сложные оксиды на этой основе. Следовательно, необходимо максимально исключить возможные пути образования данных типов включений при производстве рельсового металла.

Требованиями ГОСТ Р51685-2013 верхний максимальный предел по содержанию алюминия в рельсовой стали ограничен величиной 0,004 %. Алюминий в металл может попадать из шихтовых и огнеупорных материалов, используемых при производстве рельсовой стали. Требования к шихтовым материалам, как правило, регламентируются технической документацией на производство стали. В то же время вопрос влияния состава огнеупорной футеровки на содержание алюминия в металле при выплавке рельсовой стали остается весьма актуальным.

В данной работе была исследована технология производства рельсовой стали марки Э76Ф на отечественном металлургическом предприятии с целью определения возможного увеличения содержания неметаллических включений  $Al_2O_3$  при взаимодействии металлического расплава с огнеупорной футеровкой.

Технологическая схема производства рельсовой стали марки Э76Ф состоит из следующих этапов:

- выплавка полупродукта в дуговой сталеплавильной печи;
- обработка стали на установке циркуляционного вакуумирования стали (УЦВС);
- обработка стали на установке ковш-печь (УКП);
- разливка на машине непрерывного литья заготовок.

Анализ огнеупорных материалов, применяемых на данном предприятии при производстве рельсовой стали, показал, что огнеупорная футеровка внешней рабочей поверхности патрубков циркуляционного вакууматора, контактирующей с жидким металлом, имеет в своем составе порядка 88 – 90 %  $Al_2O_3$  (см. таблицу).

Термодинамически возможно протекание реакции восстановления оксидов алюминия, входящих в состав огнеупорной футеровки углеродом с переходом алюминия в металлический расплав. Следовательно, можно оценить возможное остаточное содержание растворенного алюминия в расплаве рельсовой стали при использовании футеровки, имеющей в своем составе  $Al_2O_3$ .

Реакцию восстановления  $Al_2O_3$  из огнеупорной футеровки патрубков вакууматора углеродом можно получить в результате суммирования следующих уравнений:

$$Al_2O_3(тв) = 2[Al] + 3[O],$$

$$\Delta G_1^0 = 1\,474\,880 - 538,6T, \text{ Дж/моль}; \quad (1)$$

$$[C] + [O] = CO(г),$$

$$\Delta G_2^0 = -14\,713 - 42,86T, \text{ Дж/моль}; \quad (2)$$

$$Al_2O_3(тв) + 3[C] = 2[Al] + 3CO(г),$$

$$\Delta G_3^0 = \Delta G_1^0 + 3\Delta G_2^0; \quad (3)$$

$$K_3 = \frac{P_{CO}^3 a_{Al}^2}{a_{Al_2O_3} a_C^3} = \frac{[Al]^2 f_{Al}^2}{[C]^3 f_C^3} \Rightarrow [Al] = \frac{\sqrt{K_3 [C]^3 f_C^3}}{f_{Al}}. \quad (4)$$

Расчеты показывают, что взаимодействие растворенного в металлическом расплаве углерода с футеровкой при его концентрации 0,78 % (по массе) приведет к переходу в металл алюминия до 0,0025 % (по массе).

#### Химический состав огнеупоров

#### Chemical composition of the refractories

Патрубки внешняя часть	Бетон корундовый	MgO	2 – 6 %
		$Al_2O_3$	88 – 90 %
		CaO	1 – 2 %

С целью определения возможного прироста алюминия из  $Al_2O_3$ -футеровки патрубков вакууматора был произведен отбор проб металла и шлака по ходу внепечной обработки и разливки рельсовой стали марки Э76Ф на серии из четырех плавов.

Химический анализ шлака проводили методом рентгенофлуоресцентного анализа на рентгеновских спектрометрах. Результаты представлены на рис. 1 (среднеквадратичное отклонение составляет 1,853).

Исходя из проведенного химического анализа шлака следует, что прироста  $Al_2O_3$  из-за разрушения огнеупорной футеровки патрубков вакууматора в шлаке не наблюдается.

Для определения основных типов неметаллических включений, образующихся в рельсовых сталях марки Э76Ф во время внепечной обработки, был проведен фракционный газовый анализ (ФГА) [9]. Метод представляет собой модификацию метода восстановительного плавления в графитовом тигле в токе несущего газа при заданной линейной скорости нагрева образца. Из каждой пробы металла было вырезано по три образца массой 1,2 – 1,6 г с целью проведения параллельных определений. Исследование проводили на газоанализаторе LECO TC600.

Метод ФГА позволяет оперативно определить в образце:

- общее содержание кислорода и азота в металле;
- количество кислорода в различных типах оксидных НВ;
- рассчитать объемную долю различных типов оксидных НВ.

В ходе проведения ФГА проб металла рельсовой стали Э76Ф получены кривые выделения кислорода – эволюграммы. После обработки данных с помощью программы OxSeP Pro [10] установлено общее количество кислорода и азота в пробах и содержание основных типов оксидных неметаллических включений. На рис. 2 показан пример полученной эволюграммы

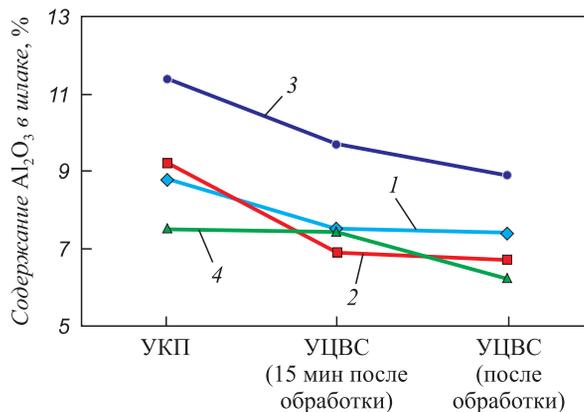


Рис. 1. Содержание  $Al_2O_3$  в шлаке:  
1 – плавка № 1; 2 – плавка № 2; 3 – плавка № 3; 4 – плавка № 4

Fig. 1. Content  $Al_2O_3$  in the slag:  
1 – heat no. 1; 2 – heat no. 2; 3 – heat no. 3; 4 – heat no. 4

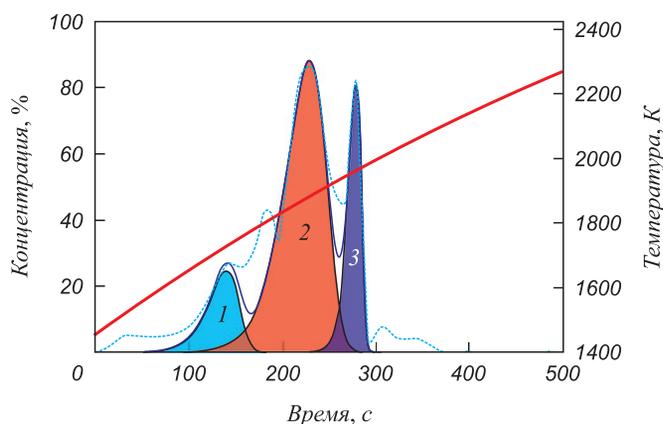
ФГА для пробы металла стали Э76Ф, отобранной от блюма.

Анализ кривых рис. 2 показывает, что пику 1 соответствуют включения силикатов, пику 2 соответствуют включения алюминатов, а к пику и 3 относится алюмомагнитная шпинель.

Общее содержание кислорода в неметаллических включениях составляло 21 ppm, причем содержание силикатов – 3 ppm, алюминатов – 14 ppm, магниево-шпинели – 4 ppm. Содержание кислорода во включениях пропорционально объемной доле включений данного вида в металле [10]. Таким образом показано, что повышенное содержание недеформируемых включений алюминатов в металле связано с взаимодействием глиноземистой футеровки патрубков вакууматора с углеродом металлического расплава.

### Выводы

Исходя из результатов фракционного газового анализа отобранных проб металла и данных термодинамического расчета следует, что в блюмовой непрерывнолитой заготовке рельсового металла марки Э76Ф присутствуют труднодеформируемые неметаллические включения алюминатов. Показано, что одной из возможных причин образования НВ алюминатов является



Номер	Кислород, %	$T_b$ , К	$T_m$ , К
1	0,00030	1612	1728
2	0,00146	1750	1884
3	0,00043	1911	1964

Рис 2. Результаты анализа пробы металла марки Э76Ф методом ФГА

Fig 2. Results of fractional gas analysis of E76F metal sample

взаимодействие расплава рельсовой стали с огнеупорной футеровкой патрубков вакууматора, содержащей в своем составе порядка 88 – 90 %  $Al_2O_3$ .

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

### REFERENCES

1. Козырев Н.А., Протопопов Е.В., Уманский А.А., Бойков Д.В. Совершенствование технологии раскисления и внепечной обработки рельсовой электростали с целью повышения качества рельсового проката // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 10. С. 721–727. <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-721-727>
2. Lind M. Mechanism and kinetics of transformation of alumina inclusions in steel by calcium treatment: Doctoral Thesis. Helsinki University of Technology Publications in Materials Science and Engineering. Helsinki, 2006. 89 p.
3. Смирнов Л.А., Дерябин А.А., Добужская А.Б. Повышение качества отечественных железнодорожных рельсов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2005. № 6. С. 43–49.
4. Корнева Л.В., Юнин Г.Н., Козырев Н.А., Атконова О.П., Полевой Е.В. Сравнительный анализ показателей качества рельсов ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» и зарубежных производителей // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 38–42.
5. Hu Y., Zhou L., Ding H.H., Lewis R., Liu Q.Y., Guo J., Wang W.J. Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading // Tribology International. 2021. Vol. 154. P. 1–12. <http://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106685>
6. Liu P., Quan Y., Wan J., Yu L. Experimental investigation on the wear and damage behaviors of machined wheel-rail materials under dry sliding conditions // Materials. 2021. Vol. 14. No. 3. Article 540. <http://doi.org/10.3390/ma14030540>
7. Wijk O., Brabie V. The purity of ferrosilicon and its influence on inclusion cleanliness of steel // ISIJ International. 1996. No. 36. P. 132–135. [https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.suppl\\_s132](https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.suppl_s132)
8. Zhao K.-W., Zeng J.-H., Wang X.-H. Nonmetallic inclusion control of 350 km/h high speed rail steel // Journal of Iron and Steel Research
1. Kozyrev N.A., Protopopov E.V., Umanskii A.A., Boikov D.V. Improved deoxidation technologies and secondary treatment of rail electric steel in order to improve the quality of railway rolling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 10, pp. 721–727. (In Russ.). <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-721-727>
2. Lind M. *Mechanism and kinetics of transformation of alumina inclusions in steel by calcium treatment: Doctoral Thesis*. Helsinki University of Technology Publications in Materials Science and Engineering, 2006, 89 p.
3. Smirnov L.A., Deryabin A.A., Dobuzhskaya A.B. Improving quality of domestic railway rails. *Chernaya metallurgiya. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2005, no. 6, pp. 43–49. (In Russ.).
4. Korneva L.V., Yunin G.N., Kozyrev N.A., Atkonova O.P., Polevoi E.V. Comparative analysis of rail product quality indexes of JSC “Novokuznetsk metallurgical plant” and foreign manufacturers. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 12, pp. 38–42. (In Russ.).
5. Hu Y., Zhou L., Ding H.H., Lewis R., Liu Q.Y., Guo J., Wang W.J. Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading. *Tribology International*. 2021, vol. 154, pp. 1–12. <http://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106685>
6. Liu P., Quan Y., Wan J., Yu L. Experimental investigation on the wear and damage behaviors of machined wheel-rail materials under dry sliding conditions. *Materials*. 2021, vol. 14, no. 3, article 540. <http://doi.org/10.3390/ma14030540>
7. Wijk O., Brabie V. The purity of ferrosilicon and its influence on inclusion cleanliness of steel. *ISIJ International*. 1996, no. 36, pp. 132–135. [https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.suppl\\_s132](https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.suppl_s132)
8. Zhao K.-W., Zeng J.-H., Wang X.-H. Nonmetallic inclusion control of 350 km/h high speed rail steel. *Journal of Iron and Steel Research*

International. 2009. Vol. 16. No. 3. P. 20–26.

[http://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60038-8](http://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60038-8)

9. Grigorovich K., Komolova O., Terebikina D. Analysis and optimization of ladle treatment technology of steels processing // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2015. Vol. 50. No. 6. P. 574–580.
10. Григорович К.В., Красовский П.В., Исаков С.А., Горохов А.А., Крылов А.С. Обработка и интерпретация результатов фракционного газового анализа // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2002. Т. 68. № 9. С. 3–9.

International. 2009, vol. 16, no. 3, pp. 20–26.

[http://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60038-8](http://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60038-8)

9. Grigorovich K., Komolova O., Terebikina D. Analysis and optimization of ladle treatment technology of steels processing. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2015, vol. 50, no. 6. pp. 574–580.
10. Grigorovich K.V., Krasovskij P.V., Isakov S.A., Gorokhov A.A., Krylov A.S. Data processing and interpretation of the results of fractional gas analysis. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2002, no. 9, pp. 3–9 (In Russ).

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

#### INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Антон Михайлович Григорьев**, аспирант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-9317-6491

E-mail: antonmgrigoryev@gmail.com

**Константин Всеволодович Григорович**, академик РАН, д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», заведующий лабораторией диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-5669-4262

**Антон Юрьевич Ем**, аспирант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», инженер-исследователь лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-9743-5996

E-mail: tony.yem1994@gmail.com

**Антон Олегович Морозов**, аспирант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», инженер-исследователь лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-0810-4088

E-mail: morozov-morozov.an@yandex.ru

**Anton M. Grigor'ev**, Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0001-9317-6491

E-mail: antonmgrigoryev@gmail.com

**Konstantin V. Grigorovich**, Academician, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS", Head of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-5669-4262

**Anton Yu. Em**, Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS", Research Engineer of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-9743-5996

E-mail: tony.yem1994@gmail.com

**Anton O. Morozov**, Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS", Research Engineer of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-0810-4088

E-mail: morozov-morozov.an@yandex.ru

#### ВКЛАД АВТОРОВ:

**А.М. Григорьев** – формирование основной концепции, цели и задачи исследования, проведение расчетов, подготовка текста, формирование выводов.

**К.В. Григорович** – научное руководство, анализ результатов исследований, доработка текста, корректировка выводов.

**А.Ю. Ем** – проведение исследования методом фракционного газового анализа.

**А.О. Морозов** – проведение исследования методом фракционного газового анализа.

Поступила в редакцию 14.04.2021

После доработки 18.04.2021

Принята к публикации 16.04.2021

Received 14.04.2021

Revised 18.04.2021

Accepted 16.04.2021



Оригинальная статья

УДК 541.124

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-488-497



## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И ЦИНКА ИЗ РАСПЛАВА $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$ СМЕСЯМИ $CO - CO_2$ И $H_2 - H_2O$

А. С. Вусихис<sup>1</sup>, Л. И. Леонтьев<sup>1,2,3</sup>, Е. Н. Селиванов<sup>1</sup><sup>1</sup> Институт металлургии УрО РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)<sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)<sup>3</sup> Президиум РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 32а)

**Аннотация.** В представленной статье приведены результаты термодинамического моделирования процессов восстановления цинка и железа из расплавов  $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$  смесями  $CO - CO_2$  и  $H_2 - H_2O$ , содержащими 0 – 60 %  $CO_2$  ( $H_2O$ ) в интервале температур 1273 – 1673 К. В работе использована методика, описывающая восстановление металлов из оксидного расплава газом в барботажных процессах в условиях, обеспечивающих приближение к реальным системам. Ее оригинальность состоит в том, что равновесие определяют для каждой единичной порции газа, вводимой в рабочее тело, а содержание оксидов восстанавливаемых металлов в каждом расчетном цикле принимают из предшествующих данных. В ходе расчетов проведена оценка изменения содержания оксидов цинка ( $C_{ZnO}$ ) и железа ( $C_{Fe_2O_3}$ ,  $C_{Fe_3O_4}$  и  $C_{FeO}$ ) в расплаве и степени их восстановления. Показано, что при восстановлении  $CO$  или  $H_2$  этот процесс протекает в три этапа. На первом этапе происходит восстановление  $Fe_2O_3$  до  $Fe_3O_4$  и  $FeO$ . Значения  $C_{Fe_2O_3}$  уменьшаются почти до нуля, одновременно увеличиваются  $C_{Fe_3O_4}$  и  $C_{FeO}$ . К концу этапа  $C_{Fe_3O_4}$  достигает максимального значения. На втором этапе имеет место переход  $Fe_3O_4 \rightarrow FeO$ , когда значения  $C_{FeO}$  достигают максимума. На этих этапах возникает небольшое увеличение  $C_{ZnO}$ . На третьем этапе значения  $C_{FeO}$  и  $C_{ZnO}$  уменьшаются, происходит восстановление железа и цинка. Рост температуры резко снижает расход газа на восстановление цинка в 2 – 3 раза, а замена  $CO$  на  $H_2$  уменьшает его менее, чем на 20 %. В присутствии окислителей ( $CO_2$  или  $H_2O$ ) восстанавливается только цинк. Процесс завершается, когда конечное содержание оксида цинка в расплаве соответствует равновесному с исходным составом газа. Чем выше температура, тем меньше  $C_{ZnO}$ . Полученные данные полезны для создания технологий селективного восстановления металлов.

**Ключевые слова:** методика, термодинамическое моделирование, кинетика, восстановительный газ, барботаж, многокомпонентный оксидный расплав, цинк, железо

**Финансирование:** Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований по проекту №18-29-24093 мк.

**Для цитирования:** Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Селиванов Е.Н. Термодинамическое моделирование восстановления железа и цинка из расплава  $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$  смесями  $CO - CO_2$  и  $H_2 - H_2O$  // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 488–497. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-488-497>

Original article

## THERMODYNAMIC MODELING OF IRON AND ZINC REDUCTION FROM $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$ MELT BY $CO - CO_2$ AND $H_2 - H_2O$ MIXTURES

A. S. Vusikhis<sup>1</sup>, L. I. Leont'ev<sup>1,2,3</sup>, E. N. Selivanov<sup>1</sup><sup>1</sup> Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsen Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)<sup>2</sup> National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS) (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)<sup>3</sup> Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences) (32a Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

**Abstract.** The paper presents the thermodynamic modeling results of zinc and iron reduction from  $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$  melts by  $CO - CO_2$  and  $H_2 - H_2O$  mixtures containing 0 – 60 %  $CO_2$  ( $H_2O$ ) at 1273 – 1673 K using a technique describing the reduction of metals from an oxide melt by gas in bubbling processes, under conditions that provide an approximation to real systems. Its originality is equilibrium determination for each individual portion of gas supplied into the working fluid. The reducible metals oxides content in each calculation cycle is taken from the previous data. During the calculations, changes in the content of zinc ( $C_{ZnO}$ ) and iron ( $C_{Fe_2O_3}$ ,  $C_{Fe_3O_4}$  and  $C_{FeO}$ ) oxides in the melt and the degree of their reduction were estimated. When using  $CO$  or  $H_2$  as a reducing agent, this process proceeds in three stages. In the first stage,  $Fe_2O_3$  is reduced to  $Fe_3O_4$  and  $FeO$ .  $C_{Fe_2O_3}$  values decrease to almost zero, while  $C_{Fe_3O_4}$  and  $C_{FeO}$  increase simultaneously. By the end of the stage,  $C_{Fe_3O_4}$  reaches its maximum value. At the

second stage, the  $Fe_3O_4 \rightarrow FeO$  transition occurs, when  $C_{FeO}$  values reach its maximum. At these stages, there is a slight increase in the  $C_{ZnO}$ . At the third stage, the values  $C_{FeO}$  and  $C_{ZnO}$  decrease, and iron and zinc are reduced. An increase in temperature dramatically reduces the gas consumption for zinc reduction by 2–3 times, and the replacement of CO with  $H_2$  reduces it by less than 20 %. In the presence of oxidizing agents (CO or  $H_2O$ ), only zinc is reduced. The process ends when the final content of zinc oxide in the melt corresponds to the equilibrium with the initial gas composition. The higher the temperature, the less  $C_{ZnO}$  is. The obtained data are useful for the development of technologies for the selective recovery of metals.

**Keywords:** methodology, thermodynamic modeling, kinetics, reducing gases, bubbling processing, multicomponent oxide melts, zinc, iron

**Funding:** The work was supported by the Russian Foundation for Basic Research, project No. 18-29-24093 MK.

**For citation:** Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Selivanov E.N. Thermodynamic modeling of iron and zinc reduction from  $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$  melt by CO–CO<sub>2</sub> and  $H_2 - H_2O$  mixtures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 488–497. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-488-497>

Шлаки и пыли черной и цветной металлургии содержат большое количество цинка, поэтому их можно рассматривать как альтернативные источники сырья [1, 2], для переработки которых разработаны различные способы, такие как вельцевание, фьюмингование и электротермия [3–13]. Фьюмингование проводят в фьюминг-печах путем барботажа шлакового расплава газом-восстановителем, полученным в результате конверсии угля [6] или природного газа [14, 15].

Барботажные процессы широко распространены как в черной [16, 17], так и в цветной [18–22] металлургии. В связи с этим их изучению посвящено большое количество работ [23–26]. Однако в подавляющем большинстве исследований рассматривались процессы, протекающие в условиях, далеких от равновесия. В реальных условиях плавки ход процесса определяется временем нахождения отдельных пузырей газа-восстановителя в расплаве, которое зависит от высоты слоя расплава, его физико-химических свойств (вязкость, плотность и поверхностное натяжение) и размеров пузырей [27]. При значительной высоте слоя состав отходящих газов близок к равновесному [28]. В этом случае, независимо от того, в каком режиме (кинетическом, диффузионном или смешанном) протекает процесс, его ход определяется термодинамическими свойствами компонентов системы.

Методы термодинамического моделирования (ТДМ) широко применяют для предварительного анализа металлургических процессов. Предлагаемые методологии ТДМ [29, 30] предназначены для анализа равновесия в замкнутых системах, что не отвечает реальным процессам в пирометаллургических агрегатах.

Для ТДМ барботажных процессов разработана методика [31, 32], оригинальность которой состоит в том, что равновесие определяют для каждой единичной порции газа, вводимой в рабочее тело, а содержание оксидов восстанавливаемых металлов в каждом расчетном цикле принимают из предшествующих данных. В методологии приняты следующие допущения:

- расчет производится для системы «единичный объем газа – расплав»;
- при всплывании единичного объема газа (пузыря) в системе достигается равновесное состояние;
- в ходе взаимодействия с очередной порцией газа равновесное содержание оксидов распространяется

на весь объем расплава.

Предусмотрена следующая последовательность расчетов:

- введение исходных данных по составам и количеству оксидного расплава и газа;
- расчет равновесного состояния системы методами ТДМ;
- фиксация равновесных составов и количества компонентов в оксидном и металлическом расплавах, а также газе;
- проведение следующего цикла, когда за исходный принимается состав оксидного расплава, полученный в ходе предыдущего расчета, при этом восстановленный металл считается выведенным из системы и не учитывается, а вводимая порция газа по составу и количеству не меняется;
- циклы повторяют до тех пор, пока количество восстанавливаемых оксидов в расплаве не уменьшится до заданной величины.

Использование последовательных расчетов, в которых в рабочее тело вводятся единичные порции восстановителя и выводятся образованные газовая и металлическая фазы, применительно к действующим и разрабатываемым технологиям позволяет определять, в зависимости от количества введенного газа-восстановителя ( $V_g$ ), следующие величины:

- содержание оксидов ( $C_{MeO}$ ) в расплаве и металлов ( $C_{Me}$ ) в сплавах;
- коэффициенты перехода компонентов в элементное состояние ( $\varphi_{Me}$ ) и распределение элементов;
- оценивать влияние температуры и состава газа.

Этот подход дает возможность моделировать барботажные процессы и качественно оценить полноту протекания реакций в пирометаллургических агрегатах, использующих продувку расплава газом-восстановителем.

Основа большинства шлаков – оксид кремния. Однако температура плавления боратных систем на много ниже, поэтому для изучения кинетики барботажного восстановления они более удобны. В системе  $B_2O_3 - CaO$  эвтектика с соотношением  $B_2O_3 / CaO$ , равным 3, имеет наименьшую температуру плавления. Промышленные шлаки, кроме ZnO, содержат и оксиды железа, поэтому в систему  $B_2O_3 - CaO$  добавлено 20 %  $Fe_2O_3$  и 2 % ZnO. Используемый в качестве восстановителя конвертиро-

ванный газ в зависимости от значения коэффициента расхода воздуха может содержать водород, монооксид углерода, углекислый газ и водяной пар. Представляет интерес анализ влияния состава газа на ход процесса.

В данной работе приведены результаты моделирования процесса совместного восстановления цинка и железа в системе  $B_2O_3-CaO-Fe_2O_3-ZnO$ , химический состав которой указан выше, смесями  $CO-CO_2$  ( $H_2-H_2O$ ) в интервале температур 1273–1673 К при давлении 0,1 МПа. Единичная порция газа составляет  $7,2 \text{ дм}^3/\text{кг}$ . Для расчетов принято, что в рассматриваемом интервале температур цинк находится в газообразном состоянии и взаимно не растворяется с железом, а оксидная фаза является идеальным раствором.

Процессы взаимодействия оксидов цинка и железа системы  $B_2O_3-CaO-Fe_2O_3-ZnO$  с монооксидом углерода несколько отличаются от процесса, где в качестве газа-восстановителя использован водород. Однако по восстановлению железа в обоих случаях процесс можно разделить на три этапа (рис. 1, 2).

На первом этапе происходит снижение содержания в расплаве  $Fe_2O_3$  ( $C_{Fe_2O_3}$ ) и увеличение  $Fe_3O_4$  ( $C_{Fe_3O_4}$ ) и  $FeO$  ( $C_{FeO}$ ). На втором этапе продолжается увеличение содержания  $FeO$  и снижение  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ . Вследствие этого за счет уменьшения общей массы

расплава в ходе процесса несколько увеличивается доля в нем  $ZnO$  ( $C_{ZnO}$ ). На третьем этапе появляется металлическое железо и уменьшается содержание  $FeO$ . На первом этапе расходуется одинаковое количество  $CO$  и  $H_2$  ( $14,4 \text{ дм}^3/\text{кг}$ ) и, независимо от восстановителя, чем выше температура, тем больше  $C_{FeO}$  и  $C_{Fe_2O_3}$ , а  $C_{Fe_3O_4}$  меньше. При восстановлении водородом второй этап заканчивается при расходе газа  $36-43 \text{ дм}^3/\text{кг}$ , максимальное содержание  $FeO$  повышается от 18,37 (1273 К) до 18,56 (1673 К), а содержание  $Fe_2O_3$  и  $Fe_3O_4$ , независимо от температуры, уменьшается до 0,01 и 0,05  $\text{дм}^3/\text{кг}$  соответственно. Если в качестве восстановителя использован монооксид углерода, с ростом температуры повышается как максимальное содержание  $FeO$  (от 18,37 до 18,71 %), так и расход  $CO$ , при котором достигается максимум (от 43 до 86  $\text{дм}^3/\text{кг}$ ). Это хорошо видно на кривых зависимости степени металлизации железа от расхода газа-восстановителя (рис. 1, в и 2, в), так как металлическое железо начинает появляться на третьем этапе при достижении содержания  $FeO$  в оксидном расплаве максимального значения. Цинк восстанавливается практически с первых циклов расчета, но его количество до расхода  $30 \text{ дм}^3/\text{кг}$  очень мало (рис. 1, б и 2, б). Интенсивное восстановление цинка начинается при достижении содержания

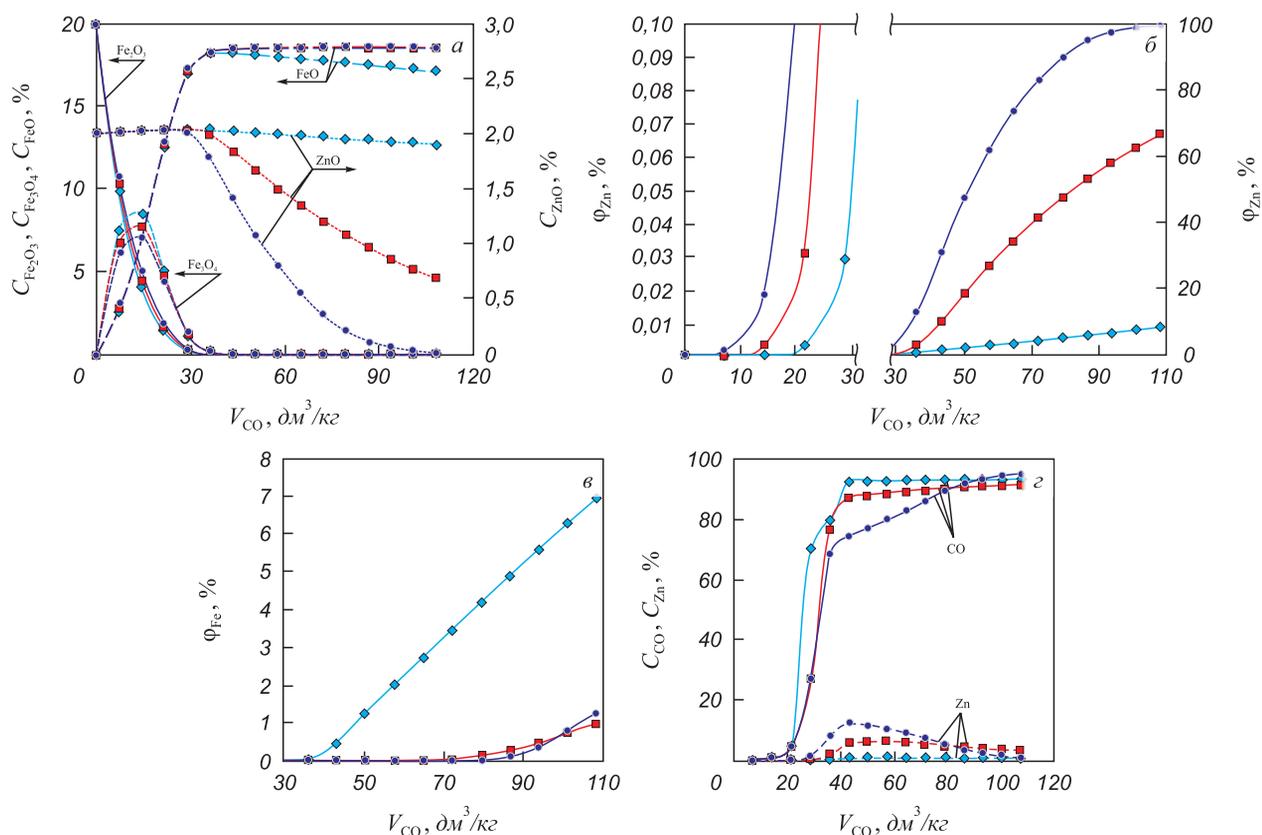


Рис. 1. Изменение содержания оксидов железа и цинка в расплаве (а), степени металлизации цинка (б) и железа (в), содержания  $CO$  и цинка в отходящем газе (з) в зависимости от количества  $CO$  при температурах 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) К

Fig. 1. Changes in the content of iron and zinc oxides (a) in the melt, metallization degree of zinc (б) and iron (в), content of  $CO$  and zinc in the exhaust gas (з) depending on the amount of  $CO$ , at temperatures: 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) K

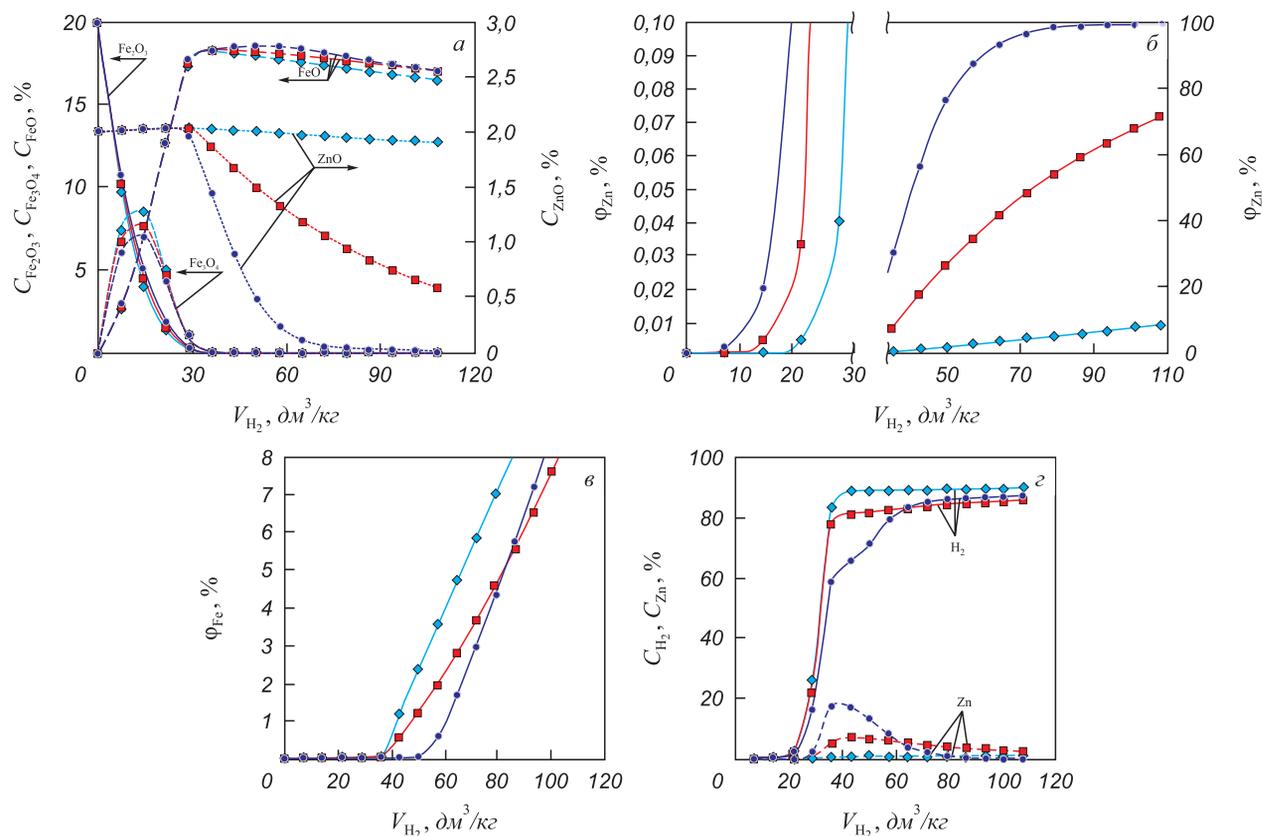


Рис. 2. Изменение содержания оксидов железа и цинка в расплаве (а), степени металлизации цинка (б) и железа (е), содержания  $H_2$  и цинка в отходящем газе (z) в зависимости от количества  $H_2$  при температурах 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) К

Fig. 2. Changes in the content of iron and zinc oxides (a) in the melt, metallization degree of zinc (б) and iron (е), content of  $H_2$  and zinc in the exhaust gas (z) depending on the amount of  $H_2$ , at temperatures: 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) К

ZnO максимального значения. При одинаковом конечном количестве использованного газа-восстановителя (табл. 1 и 2) переход в металлическую фазу как цинка, так и железа выше при восстановлении водородом.

Температурные зависимости  $\phi_{Zn}$  и  $\phi_{Fe}$  отличаются друг от друга. При одинаковом расходе газа  $\phi_{Zn}$  тем больше, чем выше температура. Переход в металлическое состояние железа зависит от количества восстановленного цинка. До расхода CO, равного 100  $dm^3/kg$ , и водорода 80  $dm^3/kg$ , когда  $\phi_{Zn}$  достигает величины 98 % (1673 К), чем выше температура, тем ниже  $\phi_{Fe}$ . При более высоких расходах газов при температуре 1673 К цинк практически полностью восстановлен, поэтому

почти весь газ расходуется на восстановление железа, что приводит к интенсификации процесса. Поэтому  $\phi_{Fe}$  растет быстрее, чем при других температурах.

Расчеты взаимодействия системы  $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$  с монооксидом углерода и водородом при его количестве в единичной порции, равном 7,2  $dm^3/kg$ , показали, что за 15 циклов (соответствует расходу 108  $dm^3/kg$ ) при 1273 К степень металлизации цинка составляет 8,40 и 8,86 %, а железа 7,00 и 8,68 % соответственно. Линейно экстраполируя зависимость степени металлизации цинка до расхода 360  $dm^3/kg$ , определили величину  $\phi_{Zn}$ , которая составляет около 40 %. Следовательно, для получения вышеуказанной степе-

Таблица 1

Параметры системы, отвечающие заключительному циклу расчетов (единичная порция CO – 7,2  $dm^3/kg$ )

Table 1. System parameters corresponding to the final calculation cycle (single portion of CO 7.2  $dm^3/kg$ )

$CO_{исх}, \%$	$T, K$	$V_g, dm^3/kg$	$C_{Fe_2O_3}, \%$ (по массе)	$C_{Fe_3O_4}, \%$ (по массе)	$C_{FeO}, \%$ (по массе)	$C_{ZnO}, \%$ (по массе)	$\phi_{Zn}, \%$	$\phi_{Fe}, \%$	$CO_{кон}, \%$
100	1273	108	0,0085	0,04	17,17	1,91	8,4	7,0	92,78
	1473	108	0,0080	0,03	18,43	0,69	66,7	1,0	91,61
	1673	108	0,0060	0,02	18,53	0,02	99,4	1,3	94,95

Параметры системы, отвечающие заключительному циклу расчетов (единичная порция  $H_2 - 7,2 \text{ дм}^3/\text{кг}$ )

Table 2. System parameters corresponding to the final calculation cycle (single portion of  $H_2 7.2 \text{ dm}^3/\text{kg}$ )

$H_{2 \text{ исх}}, \%$	$T, \text{ K}$	$V_g, \text{ дм}^3/\text{кг}$	$C_{\text{Fe}_2\text{O}_3}, \%$ (по массе)	$C_{\text{Fe}_3\text{O}_4}, \%$ (по массе)	$C_{\text{FeO}}, \%$ (по массе)	$C_{\text{ZnO}}, \%$ (по массе)	$\varphi_{\text{Zn}}, \%$	$\varphi_{\text{Fe}}, \%$	$H_{2 \text{ кон}}, \%$
100	1273	104,0	0,0080	0,04	16,57	1,910	8,40	10,90	89,16
		108,0	0,0075	0,04	16,50	1,910	8,86	11,50	89,22
	1473	100,0	0,0065	0,03	17,10	0,630	68,20	7,62	85,17
		108,0	0,0064	0,03	17,14	0,600	71,87	8,68	85,55
	1673	93,6	0,0050	0,02	17,50	0,010	99,54	7,22	86,74
		108,0	0,0046	0,01	16,99	0,003	99,88	10,13	87,29

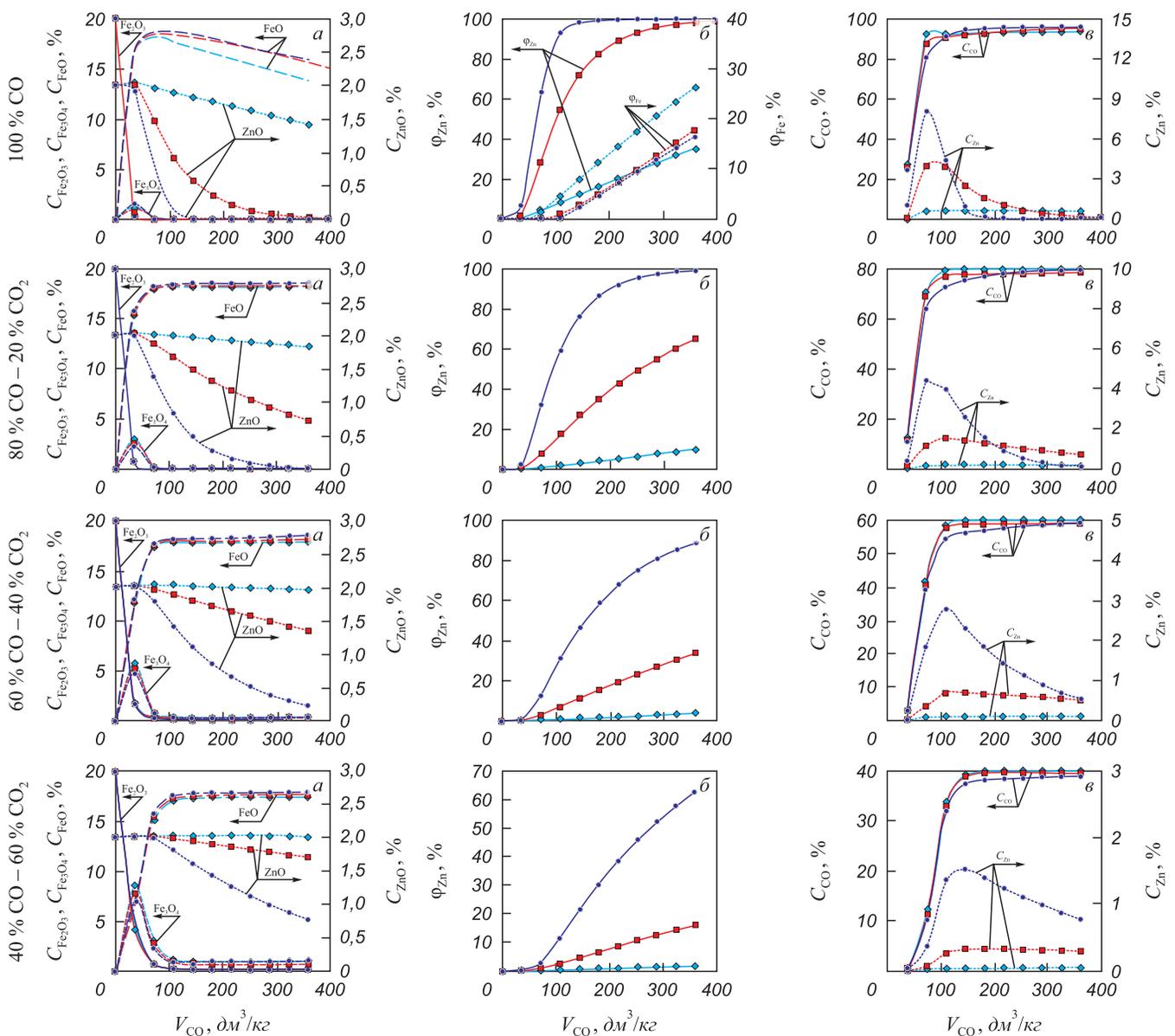


Рис. 3. Изменение содержания оксидов железа и цинка в расплаве (а), степени металлизации цинка и железа (б), содержания CO и цинка в отходящем газе (в) в зависимости от количества смеси CO–CO<sub>2</sub> при температурах 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) К

Fig. 3. Changes in the content of iron and zinc oxides (a) in the melt, metallization degree of zinc (б) and iron (в), content of CO and zinc in the exhaust gas (г) depending on the amount of CO–CO<sub>2</sub> mixture, at temperatures: 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) K

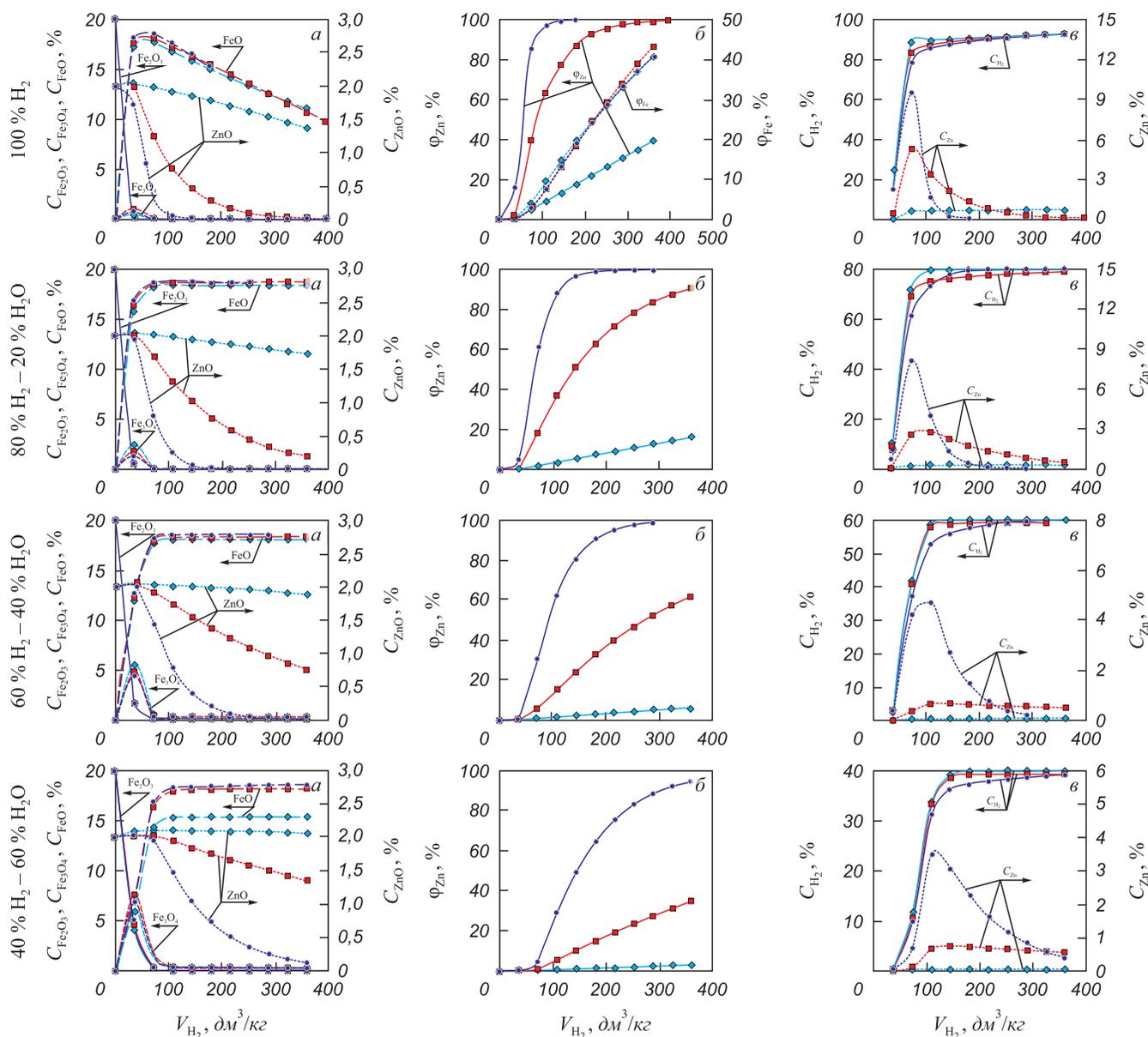


Рис. 4. Изменение содержания оксидов железа и цинка в расплаве (а), степени металлизации цинка и железа (б), содержания  $H_2$  и цинка в отходящем газе (г) в зависимости от количества смеси  $H_2-H_2O$  при температурах 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) К

Fig. 4. Changes in the content of iron and zinc oxides (a) in the melt, metalization degree of zinc (b) and iron (g), content of  $H_2$  and zinc in the exhaust gas (g) depending on the amount of  $H_2-H_2O$  mixture, at temperatures: 1273 (◆), 1473 (■), 1673 (●) K

ни металлизации цинка необходимо провести 50 циклов расчетов. Для достижения расхода газа, равного  $360 dm^3/kg$ , при уменьшении количества циклов до 10 провели расчеты, описывающие взаимодействие  $CO (H_2)$  с системой  $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$  при условии, что единичная порция газа содержит  $36 dm^3/kg$  газа.

Сравнительный анализ результатов расчетов, полученных при содержании в единичной порции газа  $7,2$  и  $36 dm^3/kg$   $CO (H_2)$  (рис. 1 – 4, табл. 1 – 4) подтвердил полученные ранее данные [32]. Качественно зависимости различных параметров от расхода газа не меняются. Однако, чем больше количество газа в единичной порции, тем больше его расход, при котором достигаются одинаковые результаты.

Расчеты, позволяющие оценить влияние кислородного потенциала газа-восстановителя на параметры системы  $B_2O_3 - CaO - Fe_2O_3 - ZnO$  проводили так же при содержании в единичной порции газа-восстановителя  $36 dm^3/kg$  смеси  $CO - CO_2 (H_2 - H_2O)$  различного соотношения (рис. 3, 4, табл. 3, 4). В этом случае можно говорить о сопоставимости полученных данных.

Расчеты показали следующее. При восстановлении чистым  $CO (H_2)$  в процессе присутствуют все этапы по железу. Максимальное содержание  $Fe_3O_4$  в оксидном расплаве достигается в конце первого этапа при расходе обоих газов  $36 dm^3/kg$ . Для  $CO$  оно составляет  $1,5 - 1,0 \%$ , а для водорода  $1,0 - 0,4 \%$  (меньшему значению  $C$  соответствует большая температура). Соот-

ветствующее ему  $C_{FeO}$  равно 18,2 – 18,6 (17,7 – 18,6) %, а  $C_{Fe_2O_3}$  – 0,30 – 0,32 (0,21 – 0,16) %. Второй этап заканчивается при расходе 72 дм<sup>3</sup>/кг газа. Максимальное значение  $C_{FeO}$  близко для обоих газов – 18,2 – 18,6 (17,7 – 18,6) % и незначительно увеличивается с ростом температуры. Во всех случаях  $C_{Fe_2O_3}$  около 0,01 %, а  $C_{Fe_3O_4}$  менее 0,06 %. Водород лучше восстанавливает железо, чем СО, поэтому к концу третьего этапа количество восстановленного им железа значительно выше при одинаковом расходе газа (табл. 3, 4). Влияние состава газа на восстановление цинка меньше. В основ-

ном оно зависит от температуры. Для достижения  $\varphi_{Zn}$ , равного 99,0 %, при температуре 1273 К необходимо более 800 дм<sup>3</sup>/кг газа, при 1473 – порядка 360 дм<sup>3</sup>/кг, а при 1673 К – 180 дм<sup>3</sup>/кг. При одинаковом расходе газа количество цинка, восстановленного водородом, на 5 – 10 % больше, чем при восстановлении монооксидом углерода.

Наличие окислителя – СО (Н<sub>2</sub>О) несколько меняет ход процесса. Первый этап, так же, как и для чистых восстановителей, заканчивается при 36 дм<sup>3</sup>/кг. Однако значения максимального содержания Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> выше. В за-

Таблица 3

**Параметры системы, отвечающие заключительному циклу расчетов (единичная порция СО – 36 дм<sup>3</sup>/кг)**

Table 3. System parameters corresponding to the final calculation cycle (single portion of CO 36 dm<sup>3</sup>/kg)

CO <sub>исх</sub> , %	T, К	V <sub>g</sub> , дм <sup>3</sup> /кг	C <sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub></sub> , % (по массе)	C <sub>Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub></sub> , % (по массе)	C <sub>FeO</sub> , % (по массе)	C <sub>ZnO</sub> , % (по массе)	φ <sub>Zn</sub> , %	φ <sub>Fe</sub> , %	CO <sub>кон</sub> , %
100	1273	360	0,004	0,018	13,84	1,4100	35,08	26,25	94,05
	1473	360	0,005	0,017	15,61	0,0290	98,65	17,84	95,09
	1673	180	0,005	0,011	17,96	0,0048	99,77	4,56	95,45
80	1273	360	0,034	0,180	18,25	1,8500	9,99	0	79,69
	1473	360	0,035	0,150	18,47	0,7300	64,96	0	78,73
	1673	360	0,032	0,110	18,64	0,0100	99,31	0	79,84
60	1273	360	0,087	0,460	17,92	1,9700	3,84	0	59,89
	1473	360	0,089	0,370	18,11	1,3600	33,72	0	59,19
	1673	360	0,086	0,290	18,55	0,2300	88,85	0	59,19
40	1273	360	0,185	0,950	17,38	2,0100	1,63	0	39,96
	1473	360	0,187	0,760	17,61	1,7100	16,11	0	39,60
	1673	360	0,183	0,610	17,92	0,7700	62,71	0	38,92

Таблица 4

**Параметры системы, отвечающие заключительному циклу расчетов (единичная порция Н<sub>2</sub> – 36 дм<sup>3</sup>/кг)**

Table 4. System parameters corresponding to the final calculation cycle (single portion of H<sub>2</sub> 36 dm<sup>3</sup>/kg)

H <sub>2</sub> <sub>исх</sub> , %	T, К	V <sub>g</sub> , дм <sup>3</sup> /кг	C <sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub></sub> , % (по массе)	C <sub>Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub></sub> , % (по массе)	C <sub>FeO</sub> , % (по массе)	C <sub>ZnO</sub> , % (по массе)	φ <sub>Zn</sub> , %	φ <sub>Fe</sub> , %	H <sub>2</sub> <sub>кон</sub> , %
100	1273	360	0,002	0,010	11,08	1,360	39,460	40,74	92,31
	1473	360	0,002	0,003	10,65	0,011	99,530	43,58	92,44
	1673	180	0,000	0,000	15,11	0,001	99,940	20,62	89,32
80	1273	360	0,021	0,113	18,34	1,720	16,000	0	79,53
	1473	360	0,014	0,062	18,66	0,190	90,950	0	79,17
	1673	288	0,001	0,033	18,73	0	99,980	0	79,99
60	1273	360	0,054	0,290	18,12	1,890	6,272	0	59,89
	1473	360	0,037	0,160	18,45	0,760	62,043	0	59,19
	1673	288	0,026	0,090	18,66	0,020	98,810	0	59,42
40	1273	360	0,116	0,610	17,76	1,990	2,680	0	39,94
	1473	360	0,081	0,340	18,15	1,350	34,710	0	39,39
	1673	360	0,058	0,200	18,52	0,120	94,310	0	39,22

висимости от температуры  $C_{Fe_3O_4}$  составляет соответственно 3,0–2,2 % (2,4–1,4 %), 5,7–4,8 % (5,5–4,5 %), 5,2 % (5 %), 8,5–7,1 % (8,5–7,1 %) при 20, 40, 60 %  $CO_2$  ( $H_2O$ ), т. е. при восстановлении смесью  $H_2-H_2O$  значения максимумов меньше. При этом, чем больше максимальное значение  $C_{Fe_3O_4}$ , тем больше соответствующее ему содержание  $Fe_2O_3$  и меньше  $FeO$ . Уже в присутствии 20 %  $CO_2$  ( $H_2O$ ) железо до металла не восстанавливается. Содержание в оксидном расплаве  $FeO$  увеличивается до конца процесса. Поэтому началом третьего этапа можно считать максимальное значение содержания в расплаве  $ZnO$ , равное 2,04 %, которое при 1273 К достигается при расходе газа 72  $dm^3/kg$ , несколько сдвигаясь в сторону меньших расходов с ростом температуры. В это время начинается восстановление цинка. Заканчивается этап, когда содержание  $CO$  ( $H_2$ ) и  $CO_2$  ( $H_2O$ ) в конечных порциях отходящего газа становится близким к исходному, отличаясь на величину содержащегося в них цинка. При этом, чем больше окислителя в исходной смеси, тем меньше конечная степень металлизации цинка.

Во всех системах с ростом температуры степень металлизации цинка увеличивается, а увеличение количества окислителя в исходной смеси его уменьшает. Резко возрастает расход газа, необходимый для восстановления. Если для металлизации 99,8 % цинка при содержании в газе 100 %  $CO$  ( $H_2$ ) расход его составляет 180  $dm^3/kg$ , то при наличии в смеси 20 %  $CO_2$  он увеличивается в два раза, а  $H_2O$  – в 1,6 раз. При этом следует отметить, что смеси  $H_2-H_2O$  восстанавливают цинк

лучше, чем  $CO-CO_2$ . Причем, чем больше окислителя, тем выше разница. Так, при восстановлении смесью  $H_2-H_2O$ , содержащей 60 %  $H_2O$ , величина  $\varphi_{Zn}$  составляет более 90 %, а при содержании в смеси  $CO-CO_2$  60 %  $CO_2$   $\varphi_{Zn}$  чуть больше 60 %.

## Выводы

При восстановлении чистыми восстановителями температура влияет на степень восстановления цинка гораздо больше, чем состав газа. Рост температуры резко уменьшает количество газа, необходимое для достижения одинаковых степеней восстановления цинка, разница может составлять 2–3 раза. При равных температурах расход водорода и  $CO$  отличается менее, чем на 20 %.

Влияние состава газа на восстановление железа иное. Водород гораздо лучше восстанавливает его, чем  $CO$ . Причем, чем ниже температура, тем больше  $\varphi_{Fe}$ . Особенно это заметно, когда содержание  $ZnO$  в оксидном расплаве снижается до долей процента.

При использовании смесей газов до металлического состояния восстанавливается только цинк. Процесс протекает до тех пор, пока состав конечного газа не будет близок к исходному. Конечная степень металлизации цинка зависит от температуры и содержания окислителя в смеси. При соответствующих температурах она тем меньше, чем больше окислителя в исходной смеси. Эффективность смеси  $H_2-H_2O$  гораздо выше, чем  $CO-CO_2$ , причем чем больше окислителя в смеси, тем она эффективнее.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

## REFERENCES

- Wang C., Li K., Yang H., Li C. Probing study on separating Pb, Zn, and Fe from lead slag by coal-based direct reduction // *ISIJ International*. 2017. Vol. 57. No. 6. P. 996–1003. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-683>
- Леонтьев Л.И., Дюбанов В.Г. Техногенные отходы черной и цветной металлургии и проблемы окружающей среды // *Экология и промышленность России*. 2011. № 4. С. 32–35.
- Якорнов С.А., Паньшин А.М., Козлов П.А., Ивакин Д.А. Разработка технологии и аппаратной схемы пирометаллургической переработки пылей черной металлургии // *Цветные металлы*. 2017. № 9. С. 39–44. <https://doi.org/10.17580/tsm.2017.09.06>
- Горлова О.Е., Тарасова А.Е., Ефремова О.Г. Изыскание путей комплексной переработки шламов доменного производства // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2005. № 4 (12). С. 4–6.
- Guezennec A.–G., Huber J.–C., Patisson F., Sessieq P., Birat J.–P., Ablitzer D. Dust formation in electric arc furnace: Birth of the particles // *Powder Technology*. 2005. Vol. 157. No. 1–3. P. 2–11. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2005.05.006>
- Окунев А.И., Костьяновский И.А., Донченко П.А. Фьюмингование шлаков. М.: Металлургия, 1966. 259 с.
- Тарасов А.В., Бессер А.Д., Мальцев В.И. Металлургическая переработка вторичного цинкового сырья. М.: ГИНЦВЕТМЕТ, 2004. 219 с.
- Козлов П.А. Освоение процессов рециклинга техногенных отходов металлургического производства // *Цветная металлургия*. 2014. № 2. С. 45–52.
- Wang C., Li K., Yang H., Li C. Probing study on separating Pb, Zn, and Fe from lead slag by coal-based direct reduction. *ISIJ International*. 2017, vol. 57, no. 6, pp. 996–1003. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-683>
- Leont'ev L.I., Dyubanov V.G. Technogenic waste of ferrous and non-ferrous metallurgy and environmental problems. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii*. 2011, no 4, pp. 32–35. (In Russ.).
- Yakornov S.A., Pan'shin A.M., Kozlov P.A., Ivakin D.A. Development of technology and instrumental scheme of pyrometallurgical processing of ferrous metallurgy dusts. *Tsvetnye metally*. 2017, no. 9, pp. 39–44. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/tsm.2017.09.06>
- Gorlova O.E., Tarasova A.E., Efremova O.G. Finding ways of complex processing of blast furnace sludge. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2005, no 4 (12), pp. 4–6. (In Russ.).
- Guezennec A.–G., Huber J.–C., Patisson F., Sessieq P., Birat J.–P., Ablitzer D. Dust formation in electric arc furnace: Birth of the particles. *Powder Technology*. 2005, vol. 157, no. 1–3, pp. 2–11. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2005.05.006>
- Okunev A.I., Kost'yanovskii I.A., Donchenko P.A. *Slag Fuming*. Moscow: Metallurgiya, 1966, 259 p. (In Russ.).
- Tarasov A.V., Besser A.D., Mal'tsev V.I. *Metallurgical Processing of Secondary Zinc Raw Materials*. Moscow: GINTSVETMET, 2004, 219 p. (In Russ.).
- Kozlov P.A. Development of recycling of metallurgical technogenic waste. *Tsvetnaya metallurgiya*. 2014, no. 2, pp. 45–52. (In Russ.).

9. Reddy R.G., Prabhu V.L., Mantha D. Zinc fuming from lead blast furnace slag // *High Temperature Materials and Processes*. 2003. Vol. 21, No. 6. P. 377–386.
10. Verscheure K., van Camp M., Blanpain B., Wollants P., Hayes P.C., Jak E. Zinc fuming processes for treatment of zinc containing residues // *Proceedings of Lead and Zinc, Osaka, 2005*. MMIJ, 2005. P. 943–960.
11. Morcali M.H., Yucel O., Aydin A., Derin B. Carbothermic reduction of electric arc furnace dust and calcination of waelz oxide by semi-pilot scale rotary furnace // *Journal of Mining and Metallurgy. Section B – Metallurgy*. 2012. Vol. 48, No. 2. P. 173–184. <http://doi.org/10.2298/JMMB111219031M>
12. Zhang H.N., Li J.L., Xu A.J., Yang Q.X., He D.F., Tian N.Y. Carbothermic reduction of zinc and iron oxides in electric arc furnace dust // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2014. Vol. 21, No. 4. P. 427–432. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(14\)60066-2](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60066-2)
13. Тюшняков С.Н., Селиванов Е.Н., Чумарев В.М. Оценка скорости отгонки цинка из шлака в печи постоянного тока // *Цветные металлы*. 2013. № 12 (852). С. 13–17.
14. Козырев В.В. Отгонка цинка из шлака при фьюминговании природным газом // *Цветные металлы*. 2009. № 2. С. 61–64.
15. Козырев В.В., Бессер А.Д., Парецкий В.М. К вопросу извлечения цинка из шлаков свинцовой плавки // *Электromеталлургия*. 2013. № 6. С. 31–35.
16. Romenets V.A. Romelt Process // *I&SM (Iron & Steelmaker)*. 1995. Vol. 22, No. 1. P. 37–41.
17. Дорофеев Г.А., Янговский П.Р., Смирнов К.Г., Степанов Я.М. Процесс ORIEN для выплавки высококачественных сталей из рудного и энергетического сырья на принципе самоэнергообеспечения // *Черные металлы*. 2017. № 5. С. 17–23.
18. Schlesinger M.E., King M.J., Sole K.C., Davenport W.G. *Extractive Metallurgy of Copper*. 5<sup>th</sup> ed. Elsevier, 2011. 481 p.
19. Vignes A. *Extractive Metallurgy 3: Processing Operations and Routes*. ISTE Ltd., John Wiley & Sons, Inc., 2011. 352 p.
20. Bakker M.L., Nikolic S., Burrows A.S., Alvear G.R.F. ISACONVERTTM — continuous converting of nickel/PGM mattes // *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2011. Vol. 111, No. 10. P. 285–294.
21. Errington B., Arthur P., Wang J., Dong Y. The ISA-YMG lead smelting process // *Proceedings of the Int. Symp. on Lead and Zinc Processing, Osaka, 2005*. P. 943–960.
22. Hughes S., Reuter M.A., Baxter R., Kaye A. AUSMELT technology for lead and zinc processing // *Proceedings of Lead and Zinc 2008, 25–29 February 2008, South African Institute of Mining and Metallurgy (SAIMM), South Africa*, P. 147–162.
23. Русаков М.Р. Обоedнение шлаковых расплавов продувкой восстановительными газами // *Цветные металлы*. 1985. № 3. С. 40–42.
24. Комков А.А., Баранова Н.В., Быстров В.П. Исследование восстановительного обоedнения высокоокисленных шлаков в условиях барботаж // *Цветные металлы*. 1994. № 12. С. 26–30.
25. Фомичев В.Б., Князев М.В., Рюмин А.А. и др. Исследование процесса обоedнения шлаков продувкой их газовыми смесями с различным парциальным давлением кислорода // *Цветные металлы*. 2002. № 9. С. 32–36.
26. Комков А.А., Камкин Р.И. Поведение меди и примесей при продувке медеплавильных шлаков газовой смесью CO–CO<sub>2</sub> // *Цветные металлы*. 2011. № 6. С. 26–31.
27. Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Ченцов В.П., Кудинов Д.З., Селиванов Е.Н. Формирование металлической фазы при барботаж газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 1. Теоретические основы процесса // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2016. № 9. С. 639–643. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-9-639-643>
28. Вусихис А.С., Дмитриев А.Н., Леонтьев Л.И., Шаврин С.В. Кинетика восстановления оксидов металлов из расплава газом-восстановителем в барботируемом слое // *Материаловедение*. 2002. №10. С. 30–34.
9. Reddy R.G., Prabhu V.L., Mantha D. Zinc fuming from lead blast furnace slag. *High Temperature Materials and Processes*. 2003, vol. 21, no. 6, pp 377–386.
10. Verscheure K., van Camp M., Blanpain B., Wollants P., Hayes P.C., Jak E. Zinc fuming processes for treatment of zinc containing residues. In: *Proceedings of Lead and Zinc, Osaka, 2005*. MMIJ, 2005, pp. 943–960.
11. Morcali M.H., Yucel O., Aydin A., Derin B. Carbothermic reduction of electric arc furnace dust and calcination of waelz oxide by semi-pilot scale rotary furnace. *Journal of Mining and Metallurgy. Section B – Metallurgy*. 2012, vol. 48, no. 2, pp. 173–184. <http://doi.org/10.2298/JMMB111219031M>
12. Zhang H.N., Li J.L., Xu A.J., Yang Q.X., He D.F., Tian N.Y. Carbothermic reduction of zinc and iron oxides in electric arc furnace dust. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2014, vol. 21, no. 4, pp 427–432. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(14\)60066-2](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60066-2)
13. Tyushnyakov S.N., Selivanov E.N., Chumarev V.M. Estimation of rate of zinc distillation from slag in direct-current ARC furnace. *Tsvetnye metally*. 2013, no. 12, pp. 13–17. (In Russ.).
14. Kozyrev V.V. Distillation of zinc from slag during fuming by natural gas. *Tsvetnye metally*. 2009, no 2, pp. 61–64. (In Russ.).
15. Kozyrev V.V., Besser A.D., Paretskii V.M. On zinc extraction from lead smelting slags. *Elektrometallurgiya*. 2013, no 6, pp. 31–35. (In Russ.).
16. Romenets V.A. Romelt Process. *I&SM (Iron & Steelmaker)*. 1995, vol. 22, no. 1, pp. 37–41.
17. Dorofeev G.A., Yantovskii P.R., Smirnov K.G., Stepanov Ya.M. The process “orien” for smelting of high-quality steels from ore and energy raw materials based on the principle of the energy self-supplying. *Chernye metally*. 2017, no. 5, pp 17–23. (In Russ.).
18. Schlesinger M.E., King M.J., Sole K.C., Davenport W.G. *Extractive Metallurgy of Copper*. 5<sup>th</sup> Edition, Elsevier, 2011, 481 p.
19. Vignes A. *Extractive Metallurgy 3: Processing Operations and Routes*. ISTE Ltd., John Wiley & Sons, Inc., 2011, 352 p.
20. Bakker M.L., Nikolic S., Burrows A.S., Alvear G.R.F. ISACONVERTTM – continuous converting of nickel/PGM mattes. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2011, vol. 111, no. 10, pp. 285–294.
21. Errington B., Arthur P., Wang J., Dong Y. The ISA-YMG lead smelting process. In: *Proceedings of the Int. Symp. on Lead and Zinc Processing, Osaka, 2005*, pp. 943–960.
22. Hughes S., Reuter M.A., Baxter R., Kaye A. AUSMELT technology for lead and zinc processing. In: *Proceedings of Lead and Zinc 2008, 25–29 February 2008, South African Institute of Mining and Metallurgy (SAIMM), South Africa*, pp. 147–162.
23. Rusakov M.R. Depletion of slag melts by purging with reducing gases. *Tsvetnye metally*. 1985, no 3, pp. 40–42. (In Russ.).
24. Komkov A.A., Baranova N.V., Bystrov V.P. Investigation of reducing depletion of highly oxidized slags under bubbling conditions. *Tsvetnye metally*. 1994, no 12, pp. 26–30. (In Russ.).
25. Fomichev V.B., Knyazev M.V., Ryumin A.A., etc. Investigation of slags depletion by purging them with gas mixtures at different partial pressure of oxygen. *Tsvetnye metally*. 2002, no. 9, pp. 32–36. (In Russ.).
26. Komkov A.A., Kamkin R.I. Behavior of copper and impurities when purging copper-smelting slags with CO–CO<sub>2</sub> gas mixture. *Tsvetnye metally*. 2011, no 6, pp. 26–31. (In Russ.).
27. Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Chentsov V.P., Kudinov D.Z., Selivanov E.N. Metallic phase forming in barbotage of multicomponent oxide melt by reduction gas. Report 1. Theoretical basis of the process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 9, pp. 639–643. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-9-639-643>
28. Vusikhis A.S., Dmitriev A.N., Leont'ev L.I., Shavrin S.V. Kinetics of metal oxides reduction from the melt by gas-reducing agent in bubbled layer. *Materialovedenie*, 2002, no. 10, pp. 30–34. (In Russ.).

29. Ватолин Н.А., Моисеев Г.К., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах. М.: Metallurgy, 1994. 352с.
30. Boronenkov V., Zinigrad M., Leontiev L., Pastukho V.E., Shalimov M., Shanchurov S. Phase Interaction in the Metal-Oxide Melts-Gas System. The Modeling of Structure, Properties and Processes. Heidelberg, Berlin: Springer-Verlag, 2012. 405 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-22377-8>
31. Dmitriev A.N., Vusikhis A.S., Sitnikov V.A., Leontiev L.I., Kudinov D.Z. Thermodynamic modeling of iron oxide reduction by hydrogen from the  $B_2O_3 - CaO - FeO$  melt in bubbled layer // Israel Journal of Chemistry. 2007. Vol. 47. No. 3–4. P. 299–302. <https://doi.org/10.1560/IJC.47.3-4.299>
32. Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Кудинов Д.З., Селиванов Е.Н. Термодинамическое моделирование восстановления никеля и железа из многокомпонентного силикатного расплава в процессе барботажа. Сообщение 1. Восстановитель – смесь  $CO - CO_2$  // Известия вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 9. С. 731–736. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-731-736>
29. Vatolin N.A., Moiseev G.K., Trusov B.G. *Thermodynamic Modeling in High-Temperature Inorganic Systems*. Moscow: Metallurgiya, 1994, 352 p. (In Russ.).
30. Boronenkov V., Zinigrad M., Leontiev L., Pastukho V.E., Shalimov M., Shanchurov S. *Phase Interaction in the Metal-Oxide Melts-Gas System. The Modeling of Structure, Properties and Processes*. Heidelberg, Berlin: Springer-Verlag, 2012, 405 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-22377-8>
31. Dmitriev A.N., Vusikhis A.S., Sitnikov V.A., Leontiev L.I., Kudinov D.Z. Thermodynamic modeling of iron oxide reduction by hydrogen from the  $B_2O_3 - CaO - FeO$  melt in bubbled layer. *Israel Journal of Chemistry*. 2007, vol. 47, no. 3–4, pp. 299–302. <https://doi.org/10.1560/IJC.47.3-4.299>
32. Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Kudinov D.Z., Selivanov E.N. Thermodynamic modeling of nickel and iron reduction from multi-component silicate melt in bubbling process. Report 1. Reducing agent – a mixture of  $CO - CO_2$ . *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no 9, pp. 731–736. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-731-736>

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

## INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Александр Семенович Вусихис**, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории пирометаллургии цветных металлов, Институт металлургии УрО РАН  
**ORCID:** 0000-0002-6395-0834  
**E-mail:** vas58@mail.ru

**Леопольд Игоревич Леонтьев**, академик, советник, Президиум РАН, д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН  
**ORCID:** 0000-0002-4343-914X

**Евгений Николаевич Селиванов**, д.т.н., заведующий лабораторией пирометаллургии цветных металлов, Институт металлургии УрО РАН

**Aleksandr S. Vusikhis**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Non-Ferrous Metals, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science  
**ORCID:** 0000-0002-6395-0834  
**E-mail:** vas58@mail.ru

**Leopol'd I. Leont'ev**, Academician, Adviser, Russian Academy of Sciences, Dr. Sci. (Eng.), Prof., National University of Science and Technology "MISIS", Chief Researcher, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science  
**ORCID:** 0000-0002-4343-914X

**Evgenii N. Selivanov**, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Pyrometallurgy of Non-Ferrous Metals, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science

Поступила в редакцию 21.02.2021  
 После доработки 23.02.2021  
 Принята к публикации 28.06.2021

Received 21.02.2021  
 Revised 23.02.2021  
 Accepted 28.06.2021



Оригинальная статья

УДК 669.14.018.29:620.172.251.2

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-498-509



## ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И МЕТАЛЛА ШВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 22К

С. А. Никулин<sup>1</sup>, С. О. Рогачев<sup>1</sup>, В. А. Белов<sup>1</sup>, А. А. Комиссаров<sup>1</sup>,  
В. Ю. Турилина<sup>1</sup>, Н. В. Шплис<sup>1</sup>, Ю. А. Николаев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

<sup>2</sup> ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт» (Россия, 191015, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49)

**Аннотация.** Одно из применений строительных низкоуглеродистых сталей типа 22К – в качестве материала корпуса устройства локализации расплава (УЛР) для атомных электростанций с водо-водяными энергетическими реакторами. При развитии тяжелой запроектной аварии корпус УЛР будет находиться в условиях длительных высокотемпературных воздействий, что может существенно изменить структурное состояние и привести к деградации механических свойств материала корпуса. Данные о влиянии таких воздействий на механические свойства и сопротивление разрушению сварных швов (свойства которых обычно отличаются от свойств основного металла) из низкоуглеродистых сталей очень ограничены в литературных источниках, что затрудняет гарантирование прогноза надежности и безопасности УЛР. Целью настоящей работы являлось проведение сравнительных испытаний на ударный изгиб образцов основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К до и после длительной высокотемпературной термической обработки, имитирующей термическое воздействие в условиях тяжелой аварии на материал корпуса АЭС. Сварные соединения листов из стали 22К между собой получали методом автоматической аргонодуговой сварки плавящимся электродом (применялась сварочная проволока СВ-08Г2С) в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89. По результатам испытаний строились сериальные кривые и проводился анализ изломов образцов. Изучено влияние структурных факторов на ударную вязкость KCV. Показано, что длительное высокотемпературное воздействие приводит к повышению температур начала и конца вязко-хрупкого перехода на 30 – 50 °С и расширению на 15 – 25 °С интервала температур вязко-хрупкого перехода как основного металла, так и металла шва сварного соединения.

**Ключевые слова:** низкоуглеродистая сталь, устройство локализации расплава, сварной шов, ударная вязкость, сериальные кривые, микроструктура, термическая обработка, разрушение

**Для цитирования:** Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Комиссаров А.А., Турилина В.Ю., Шплис Н.В., Николаев Ю.А. Влияние длительного высокотемпературного воздействия на ударную вязкость основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 498–509. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-498-509>

## Original article INFLUENCE OF LONG-TERM HIGH-TEMPERATURE ACTION ON IMPACT TOUGHNESS OF BASE METAL AND WELD METAL OF 22K STEEL WELDED JOINT

S. A. Nikulin<sup>1</sup>, S. O. Rogachev<sup>1</sup>, V. A. Belov<sup>1</sup>, A. A. Komissarov<sup>1</sup>,  
V. Yu. Turilina<sup>1</sup>, N. V. Shplis<sup>1</sup>, Yu. A. Nikolaev<sup>2</sup>

<sup>1</sup> National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

<sup>2</sup> Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute” (49 Shpalerная Str., St. Petersburg 191015, Russian Federation)

**Abstract.** One of the applications of construction low-carbon 22K steel (AISI 1022 type) is as a material for the vessel of a core catcher (CC) for nuclear power plants with VVER reactors. In the event of severe beyond design basis accident, the CC-vessel will be under conditions of prolonged high-temperature impacts, which can significantly change the structural state and lead to degradation of mechanical properties of the vessel material. Data on the effect of such actions on the mechanical properties and fracture resistance of welds (the properties of which usually differ from those of the base metal) from low-carbon steels are very limited in the literature. This makes it difficult to guarantee the reliability and safety prediction of CC. The purpose of this work was to carry out the comparative Charpy V-notch impact tests of the samples of base metal and weld metal of the 22K steel welded joint before and after long-term high-temperature heat treatment, simulating the thermal effect on the reactor vessel material of nuclear power plants during severe accidents. Welded joints of 22K steel sheets were obtained by the method of automatic argon-arc welding with a consumable electrode

(welding wire SV-08G2S was used) in accordance with PNAE G-7-009–89. Based on the test results, the ductile–brittle transition curves were plotted and analysis of fracture surfaces after tests was carried out. The influence of structural factors on the impact toughness has been studied. It is shown that prolonged high-temperature exposure leads to an increase in the temperatures of beginning and end of the ductile–brittle transition by 30 – 50 °C and to the expansion of range of the ductile–brittle transition temperature by 15 – 25 °C of both base metal and weld metal of the welded joint.

**Keywords:** low-carbon steel, core catcher, weld, impact toughness, ductile–brittle transition curves, microstructure, heat treatment, fracture

**For citation:** Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Komissarov A.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V., Nikolaev Yu.A. Influence of long-term high-temperature action on impact toughness of base metal and weld metal of 22K steel welded joint. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 498–509. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-498-509>

## ВВЕДЕНИЕ

Строительные низкоуглеродистые стали типа 22К обладают хорошей свариваемостью [1 – 5] и обычно применяются в качестве конструкционного материала для работы при средних механических нагрузках и температурах не выше 450 °C [6 – 8].

Свойства сварного шва как правило отличаются от свойств основного металла [1, 9, 10]. Температура нагрева в зоне сварного шва, значительно превышающая температуру аустенизации при термической обработке основного металла, и различия в условиях кристаллизации, обусловленные характером тепловых полей и малыми зонами расплавления, создают неравновесные условия для структурно-фазовых превращений в зоне сварного шва. При использовании в процессе сварки электродов, сварочной проволоки и других материалов возможно изменение химического состава в зоне шва относительно основного металла.

Изготавливаемые из низкоуглеродистых сталей конструкции ответственного назначения – элементы корпуса устройств локализации расплава (УЛР) в российских атомных реакторах ВВЭР нового поколения в аварийных ситуациях будут подвергаться длительным термическим нагрузкам при температурах до 1000 °C и выше [11 – 13]. В этих условиях материал корпуса реактора должен сохранить необходимый минимальный запас прочности и ударной вязкости [14]. Однако данные о влиянии таких воздействий на ударную вязкость сварных швов из низкоуглеродистых сталей очень ограничены как в отечественных, так и зарубежных источниках. Ряд работ посвящен анализу механических свойств низкоуглеродистых нелегированных и низколегированных сталей при экстремальных температурных воздействиях [15 – 18]. Показано негативное влияние

длительного термического воздействия в интервале отпускной хрупкости (медленное – в течение 7 суток охлаждение с температуры 650 °C) на характеристики ударной вязкости стали 22К [19]. В то же время подобного воздействия на характеристики ударной вязкости низкоуглеродистых сталей можно ожидать и после длительной выдержки при высоких температурах (в аустенитной области) с формированием крупнозернистой структуры.

Цель настоящей работы – проведение сравнительных испытаний на ударный изгиб образцов основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К в различных структурных состояниях после длительного высокотемпературного воздействия с медленным охлаждением и оценка степени охрупчивания материала.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследований использовали горячекатаные листы толщиной 60 мм из стали 22К в состоянии поставки (после нормализации).

Сварные соединения листов из стали 22К между собой получали методом автоматической аргодуговой сварки плавящимся электродом (применяли сварочную проволоку СВ-08Г2С) без предварительного подогрева соединяемых материалов в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89. Химический состав основного металла и металла шва сварного соединения, определенный оптико-эмиссионным методом, приведен в табл. 1.

Испытания на ударную вязкость образцов проводили в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия по режиму, имитирующему условия процесса захолаживания кориума в УЛР при тяжелых авариях на АЭС:

Таблица 1

### Химический состав сварных соединений из стали 22К

Table 1. Chemical composition of 22K steel welded joints

Материал	Массовая доля химического элемента, %									
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Co
Основной металл	Основа	0,23	0,25	0,74	0,013	0,001	0,04	0,03	0,02	0,01
Металл шва	Основа	0,11	0,61	1,39	0,013	0,006	0,06	0,08	0,12	0,02

- нагрев до 1000 °С со скоростью 225 °С/ч;
- охлаждение до 900 °С со скоростью 6 °С/ч, охлаждение до 840 °С со скоростью 1 °С/ч;
- выдержка при 840 °С в течение 39,2 ч;
- охлаждение до 750 °С со скоростью 2 °С/ч;
- охлаждение до 700 °С со скоростью 2 °С/ч;
- охлаждение с печью до комнатной температуры.

Продолжительность термического воздействия составила 7 суток. Процесс осуществляли в печи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме  $6,5 \cdot 10^{-3}$  Па с автоматической цифровой записью сигналов с контрольных термомпар. Такой температурный режим был получен по результатам компьютерного моделирования процесса охлаждения материала корпуса при тяжелой аварии<sup>1</sup>.

Испытания на ударную вязкость проводили на образцах размером  $10 \times 10 \times 55$  мм с *V*-образным надрезом (типа 11 по ГОСТ 9454-78) при температурах от 150 до –80 °С на маятниковом копре INSTRON SI-1M с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движения маятника в момент удара  $5 \pm 0,5$  м/с. Нанесение надрезов на образцы осуществляли электроэрозионным методом. Ударные образцы из металла шва сварного соединения изготавливали так, чтобы надрез располагался по центру сварного шва. Контроль геометрии образцов с надрезом осуществляли на оптическом микроскопе. Нагрев ударных образцов до температуры испытаний проводили в электропечи, а охлаждение – в климатической камере LAUDA Proline RP890. Нагрев/охлаждение образцов осуществляли за 15 мин, после чего в течение 5 с их переносили на маятниковый копер и подвергали испытанию. Для построения сериальных кривых испытывали по 18 образцов каждого состояния. Интервал температур вязко-хрупкого перехода определяли от температуры начала появления хрупкой составляющей в изломе до температуры формирования полностью хрупкого излома по крайней мере для одного образца, испытанного при данной температуре.

Изломы изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi TM-1000 при увеличениях 100 – 1500. Долю хрупкой составляющей (*X*) в изломе образцов определяли по фотографиям поверхности излома при малом увеличении ( $\times 10$ ) и рассчитывали, как отношение площади «хрупкого квадрата» излома, занимаемой хрупкой составляющей, ко всей площади излома.

Электронно-микроскопические исследования выполняли на тонких фольгах, вырезанных из исследуемых образцов. Микрофотографии были получены при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEM 2100 (JEOL) в светлопольном режиме.

<sup>1</sup> Согласно отчету НИЦ «Курчатовский институт» на тему «Разработка программы термообработки и механических испытаний для экспериментальной оценки степени деградации механических свойств сварных соединений материала корпуса УЛР и направляющей плиты» № RPR.0131.10UJA.JKM.BN.DD0001, инв. № 110.10-49/1-138-118, 2018.

Исследование изломов образцов методом электронной оже-спектроскопии проводили на установке РНІ-680 фирмы «Physical Electronics» при следующих условиях:

- энергия первичного пучка  $E = 10$  кэВ;
- ток первичного пучка  $j = 10$  нА;
- диаметр первичного пучка 40 нм;
- глубина анализа  $t = 5 - 50$  Å;
- давление остаточных газов в исследовательской камере  $P = 2 \cdot 10^{-9}$  Торр;
- чувствительность к элементам – все элементы, кроме водорода и гелия;
- предел чувствительности по элементам – 0,3 – 1,5 % (ат.).

Использовали цилиндрические образцы  $3 \times 15$  мм с конусообразным утонением до 1 мм посередине образца. Изломы получали после разрушения образцов в вакуумной камере установки. Расчет концентраций элементов проводили путем анализа возбуждаемых электронным пучком оже-линий элементов. Энергетическое разрешение спектрометра  $\Delta E/E$  составляло 0,5 %. Запись оже-спектров велась с шагом 1 эВ при времени накопления 20 мс/эВ в режиме счета импульсов  $E \times N(E)$ . Определение положения пиков элементов на установке электронной оже-спектроскопии «РНІ-680» фирмы «Physical Electronics» было выполнено с неопределенностью измерения энергий 0,03 в интервале 0 – 2500 эВ.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

**Ударная вязкость основного металла.** Согласно результатам испытаний (табл. 2, рис. 1, *а*) в интервале температур от 200 до 50 °С ударная вязкость KCV стали 22К в состоянии поставки составляет в среднем 190 – 207 Дж/см<sup>2</sup> при полностью вязких изломах, что подтверждает полученные ранее результаты [19].

После длительного высокотемпературного воздействия ударная вязкость стали при испытании в интервале температур от 200 до 100 °С заметно не изменяется и составляет в среднем 181 – 205 Дж/см<sup>2</sup> (табл. 2, рис. 1, *б*). Однако при снижении температуры испытания до 75 °С в изломах появляется хрупкая составляющая в количестве 15 – 40 %, в то время как в изломах стали в состоянии поставки хрупкая составляющая появляется только при снижении температуры испытания до комнатной (рис. 2, *а, б*).

Полностью хрупкий излом в образцах стали в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия формируется при температурах испытания минус 20 °С и комнатной, соответственно при этом ударная вязкость снижается в среднем до 54 и 78 Дж/см<sup>2</sup>.

Таким образом, длительное высокотемпературное воздействие на основной металл стали 22К приводит к расширению на 15 – 20 °С и смещению интервала температур вязко-хрупкого перехода в сторону более

**Результаты испытаний на ударный изгиб образцов из основного металла стали 22К в состоянии поставки и после высокотемпературного воздействия**

*Table 2. Results of impact bending tests of the samples of 22K steel base metal in as-received state and after high-temperature exposure*

Температура, °С	K, Дж		KCV, Дж/см <sup>2</sup>		X, %	
	до	после	до	после	до	после
200	151,3 ± 11,9	147,3 ± 5,4	192 ± 17	181 ± 8	0	0
150	149,2 ± 6,1	–	190 ± 8	–	0	–
125	161,9 ± 4,9	153,2 ± 3,1	205 ± 6	192 ± 4	0	0
100	161,9 ± 1,0	165,5 ± 8,8	204 ± 2	205 ± 11	0	0
75	–	137,1 ± 19,1	–	169 ± 23	–	15 – 40
50	163,7 ± 1,3	100,8 ± 9,0	207 ± 1	125 ± 12	0	95
23	139,5 ± 5,2	62,5 ± 13,1	177 ± 4	78 ± 16	15 – 30	95 – 100
0	110,9 ± 11,9	27,0 ± 4,2	141 ± 14	33 ± 5	80	100
–20	42,2 ± 4,2	15,7 ± 1,5	54 ± 5	19 ± 2	100	100
–30	13,9 ± 1,8	9,8 ± 2,2	17 ± 2	12 ± 3	100	100
–50	11,4 ± 0,1	–	14 ± 1	–	100	–

высоких температур – температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода повышаются на 40 – 50 °С.

**Ударная вязкость металла сварного шва.** Согласно результатам испытаний (табл. 3, рис. 3, а), в интервале температур от 125 до 50 °С ударная вязкость KCV металла шва сварного соединения стали 22К в состоянии поставки немного ниже ударной вязкости основного металла и составляет в среднем 168 – 188 Дж/см<sup>2</sup> при полностью вязких изломах.

После длительного термического воздействия ударная вязкость стали при испытании в интервале температур от 125 до 75 °С составляет в среднем 194 – 217 Дж/см<sup>2</sup> (табл. 3, рис. 3, б). Небольшое повы-

шение значений ударной вязкости металла сварного шва после длительного термического воздействия по сравнению с состоянием поставки может быть связано с уменьшением термических напряжений от сварки и повышением однородности деформации металла [20]. Однако в изломах образцов при температуре испытания 75 °С появляется хрупкая составляющая в количестве 50 %, в то время как в изломах образцов в состоянии поставки хрупкая составляющая появляется только при снижении температуры испытания до комнатной (рис. 2, в, г).

Таким образом, длительное термическое воздействие на сварное соединение стали 22К так же, как

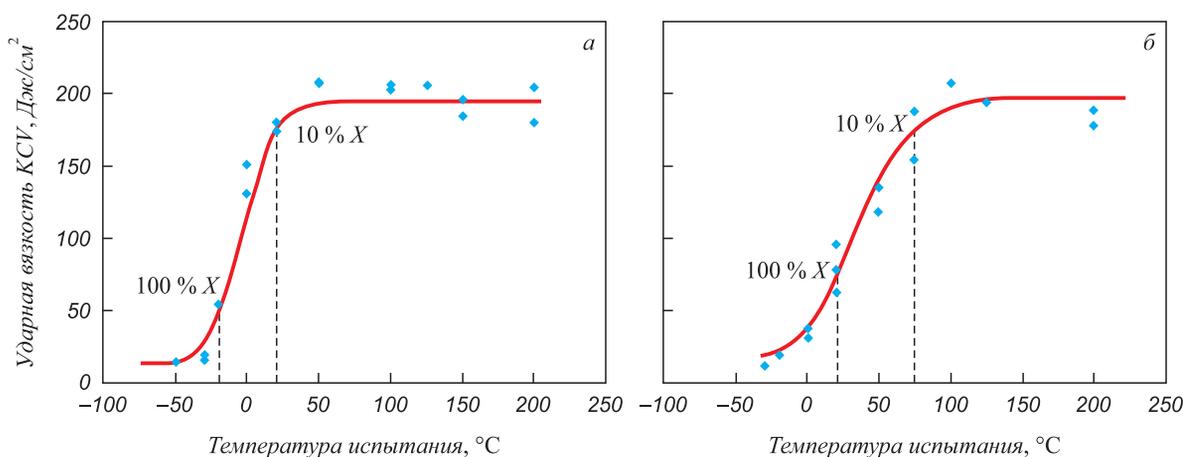


Рис 1. Серийные кривые ударной вязкости образцов из основного металла стали 22К в состоянии поставки (а) и после высокотемпературного воздействия (б) (% X – доля хрупкой составляющей в изломе)

Fig. 1. Serial impact curves of the samples of 22K steel base metal in as-received state (a) and after high-temperature exposure (b) (% X is the fraction of brittle component in the fracture)

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов из сварного шва стали 22К в состоянии поставки и после высокотемпературного воздействия

Table 3. Results of impact bending tests of the samples of 22K steel weld metal in in the as-received state and after high-temperature exposure

Температура, °С	K, Дж		KCV, Дж/см <sup>2</sup>		X, %	
	до	после	до	после	до	после
150	–	158,5 ± 12,0	–	195 ± 15	–	0
125	133,7 ± 7,6	169,5 ± 9,8	168 ± 9	209 ± 12	0	0
100	135,5 ± 3,5	156,1 ± 16,2	168 ± 4	194 ± 20	0	0
75	141,5 ± 5,1	174,6 ± 4,0	176 ± 4	217 ± 5	0	50
50	152,0 ± 9,8	132,0 ± 6,1	188 ± 12	163 ± 8	0	85
23	134,8 ± 7,1	89,1 ± 0,2	166 ± 9	110 ± 1	0 – 15	95
0	115,4 ± 0,7	67,9 ± 1,2	142 ± 1	84 ± 1	65 – 80	100
–20	84,0 ± 1,8	47,7 ± 3,9	103 ± 2	59 ± 5	95	100
–30	98,3 ± 27,4	42,2 ± 8,3	121 ± 32	52 ± 10	100	100
–50	55,8 ± 38,5	23,1 ± 8,4	65 ± 47	28 ± 10	100	100
–80	26,4 ± 12,6	4,7 ± 0,9	33 ± 15	5,8 ± 1	100	100

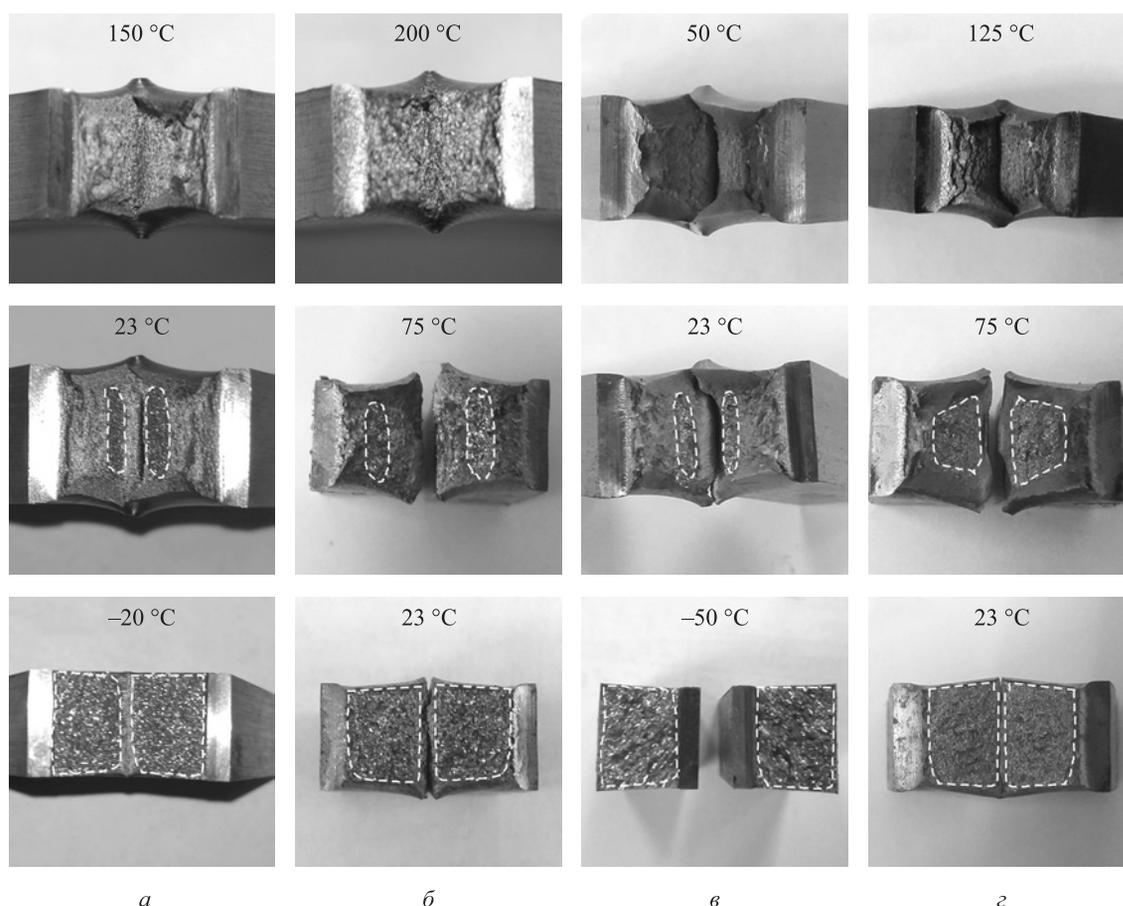


Рис. 2. Макростроение изломов образцов после испытания на ударный изгиб из основного металла (а, б) и металла сварного шва (в, г) стали 22К в состоянии поставки (а, в) и после высокотемпературного воздействия (б, г): пунктирной линией показан «хрупкий квадрат» (оптическая микроскопия)

Fig. 2. Macrostructure of the sample fractures after impact bending test for base metal (a, б) and weld metal (в, г) of 22K steel in as-received state (a, в) and after high-temperature exposure (б, г): dotted line shows “brittle square” (optical microscopy)

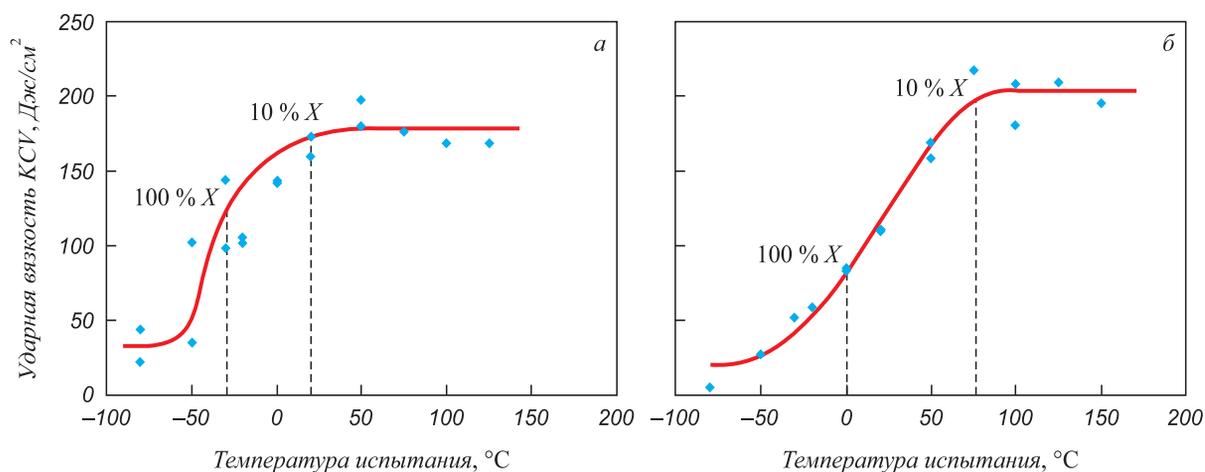


Рис. 3. Сериальные кривые ударной вязкости образцов из металла сварного шва стали 22К в состоянии поставки (а) и после высокотемпературного воздействия (б) (% X – доля хрупкой составляющей в изломе)

Fig. 3. Serial impact curves of the samples of 22K steel weld metal in as-received state (a) and after high-temperature exposure (b) (% X is the fraction of brittle component in the fracture)

и в случае с основным металлом, приводит к расширению на 20 – 25 °С и к смещению интервала температур вязко-хрупкого перехода металла шва в сторону более высоких температур – температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода повышаются на 50 и 30 °С соответственно. Таким образом, температуры начала вязко-хрупкого перехода основного металла и металла шва стали 22К после одинаковой обработки (нормализация или длительное высокотемпературное воздействие) практически совпадают, а температуры конца вязко-хрупкого перехода отличаются не более, чем на 10 – 20 °С.

**Микроструктура основного металла и металла сварного шва.** Структура основного металла и металла сварного шва стали 22К в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия изучена ранее [15]. В структуре металла сварного шва в состоянии поставки размер зерна феррита значительно меньше по сравнению с основным металлом. После длительного высокотемпературного воздействия в металле сварного шва сохраняется более мелкое зерно феррита, чем в основном металле. Зерно аустенита в структуре сварного шва менее склонно к росту при высокотемпературном нагреве по сравнению с основным металлом.

Особенности структурного состояния стали 22К после длительного высокотемпературного воздействия выявлены при исследовании микроструктуры методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и изломов методом оже-спектроскопии. На рис. 4 показаны изображения микроструктуры основного металла и металла сварного шва в различных структурных состояниях, полученные методом ПЭМ.

Видно, что структура основного металла стали 22К в состоянии поставки содержит многочисленные выделения частиц карбидов квадратной формы размером

50 – 250 нм (рис. 4, а). Карбиды расположены преимущественно в теле зерна феррита и не охрупчивают сталь, поэтому образцы характеризуются высокими значениями ударной вязкости.

Длительное высокотемпературное воздействие приводит к двукратному росту зерна [15], а также к растворению частиц карбидов (рис. 4, б) и, следовательно, к обогащению твердого раствора углеродом. Эти факторы повышают склонность стали к хрупкому разрушению.

В структуре металла сварного шва присутствуют многочисленные частицы сульфида марганца овальной формы размером 50 – 500 нм (рис. 4, в). Эти частицы расположены как в теле зерна феррита, так и на границах. Также выявлены отдельные частицы карбидов размером около 50 нм (рис. 4, г). Частицы сульфида марганца, с одной стороны, отрицательно влияют на ударную вязкость, ослабляя прочность границ зерен, а с другой сдерживают рост зерен при высокотемпературном нагреве, обеспечивая, тем самым, более мелкозернистую структуру сварного шва по сравнению с основным металлом.

Анализ поверхностей изломов образцов стали 22К после длительного высокотемпературного воздействия в зоне крупных фасеток скола методом оже-спектроскопии не выявил наличия сегрегаций химических элементов (рис. 5). На полученных спектрограммах для стали 22К достоверно присутствует только железо. В то же время в изломах основного металла выявлены немногочисленные неметаллические включения, обогащенные кальцием, кислородом, серой и азотом, образовавшиеся на этапе раскисления, а в изломах металла сварного шва – включения, обогащенные азотом и хлором.

**Микростроение изломов.** При температурах испытания выше интервала вязко-хрупкого перехода изломы

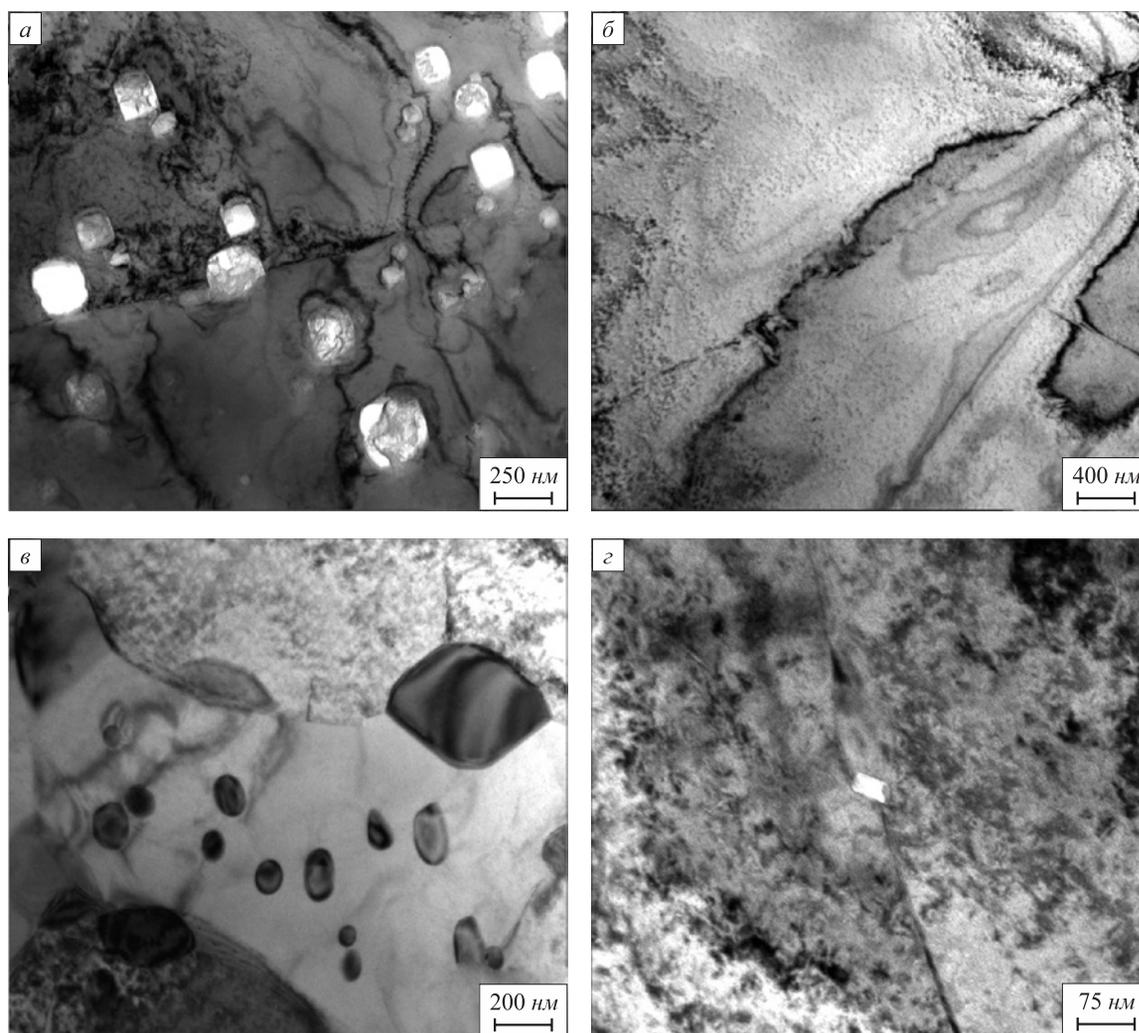


Рис. 4. Микроструктура основного металла (*а, б*) и металла сварного шва (*в, з*) стали 22К: *а, в, з* – в состоянии поставки; *б* – после высокотемпературного воздействия (ПЭМ, светлопольные изображения)

Fig. 4. Microstructure of base metal (*a, b*) and weld metal (*v, z*) of 22K steel: *a, v, z* – as-received, *b* – after high-temperature exposure (TEM, bright-field images)

всех образцов стали 22К характеризуются вязким ямочным строением. При понижении температуры испытания до начала вязко-хрупкого перехода в изломах образцов наблюдается смешанное вязко-хрупкое разрушение. При этом в зоне под надрезом для образцов основного металла в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия наблюдается вязкое ямочное разрушение, чередующееся с областями квазискола (рис. 6, *а, б*). Для образцов металла сварного шва в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия в зоне под надрезом также наблюдается вязкий мелкоямочный микромеханизм разрушения (рис. 7, *а, б*). В центральной зоне излома всех образцов присутствуют крупные фасетки скола с поперечным размером до 150 мкм для образцов основного металла после длительного высокотемпературного воздействия и до 50 мкм для остальных образцов с перемичками вязкого ямочного разрушения по границам фасеток (рис. 6, *в, з*, рис. 7, *в, з*). В изломах металла

сварного шва выявлены отдельные области вторичного растрескивания по границам зерен (рис. 7, *з*).

При температурах конца вязко-хрупкого перехода и ниже все образцы разрушаются хрупко в основном по механизму транскристаллитного скола с наличием отдельных областей вторичного растрескивания по границам зерен (рис. 6, *д, е*, рис. 7, *д, е*). Небольшая доля вязкой составляющей (менее 5 %) в изломе представлена мелкими ямками.

## Выводы

Длительное высокотемпературное воздействие (выдержка при температуре 1000 °С и охлаждение по сложному режиму в течение 7 суток) на образцы как основного металла, так и металла шва сварного соединения (аргонодуговая сварка плавящимся электродом) стали 22К приводит к расширению интервала температур вязко-хрупкого перехода на 15 – 25 °С

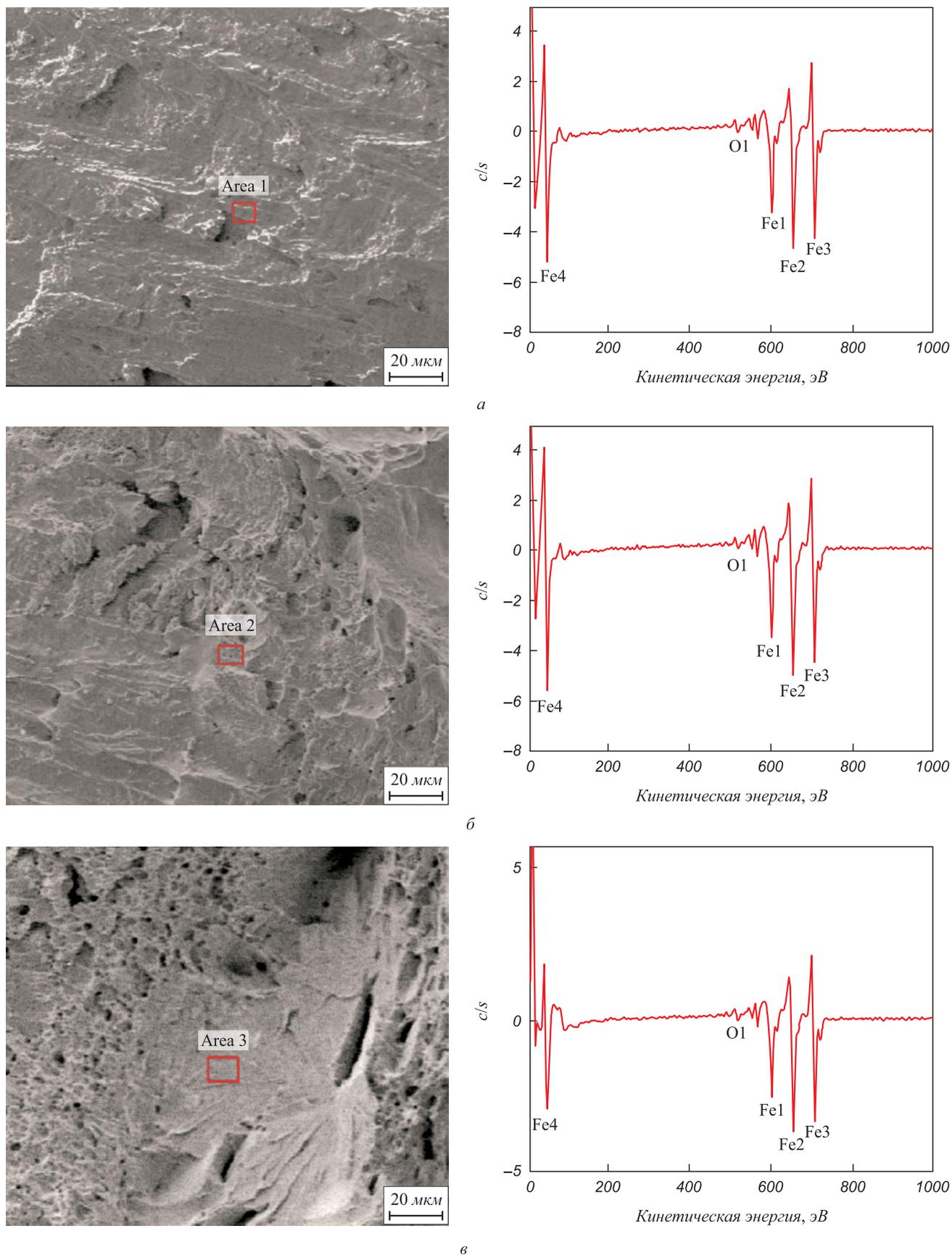


Рис. 5. Поверхности изломов и оже-спектрограммы основного металла (а, б) и металла сварного шва (в) стали 22К: а, в – в состоянии поставки; б – после высокотемпературного воздействия

Fig. 5. Surfaces of fractures and Auger spectrograms of (а, б) base metal and (в) weld metal of 22K steel: а, в – as-received, б – after high-temperature exposure

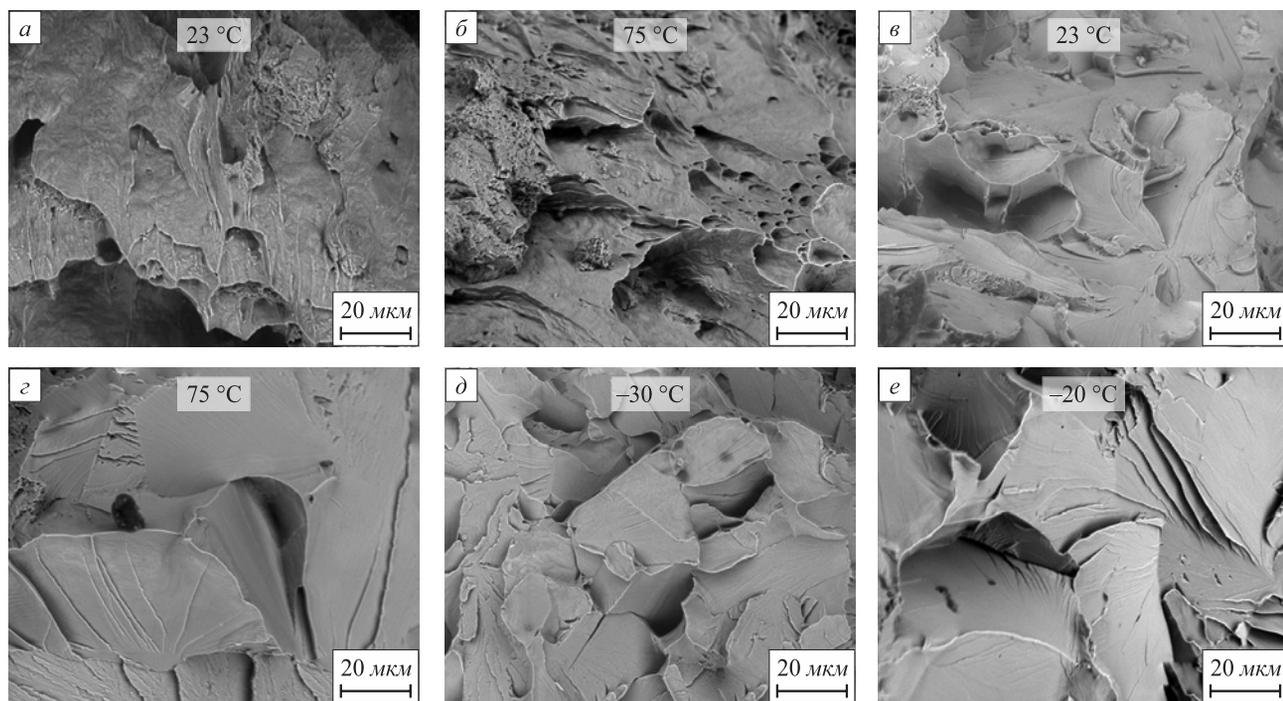


Рис. 6. Микростроение изломов образцов после испытания на ударный изгиб из основного металла стали 22К в состоянии поставки (*a, в, д*) и после высокотемпературного воздействия (*б, з, е*): *a, б, д, e* – область под надрезом; *в, з* – область макрохрупкого квадрата (СЭМ)

Fig. 6. Microstructure of the samples fracture surfaces after impact bending test from the 22K steel base metal in as-received state (*a, в, д*) and after high-temperature exposure (*б, з, e*): *a, б, д, e* – in the area under the notch; *в, з* – in the area of “brittle square” (SEM)

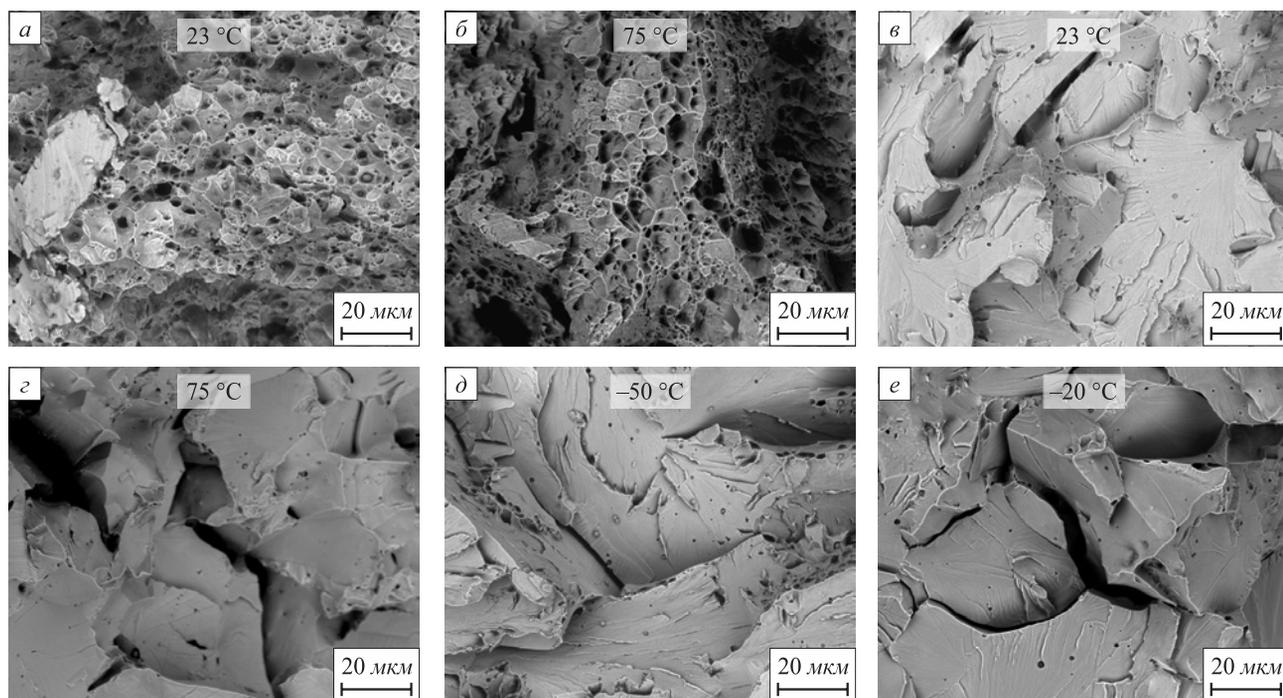


Рис. 7. Микростроение изломов образцов после испытания на ударный изгиб из сварного шва стали 22К в состоянии поставки (*a, в, д*) и после высокотемпературного воздействия (*б, з, e*): *a, б, д, e* – область под надрезом; *в, з* – область макрохрупкого квадрата (СЭМ)

Fig. 7. Microstructure of the samples fracture surfaces after impact bending test from the 22K steel base metal in as-received state (*a, в, д*) and after high-temperature exposure (*б, з, e*): *a, б, д, e* – in the area under the notch; *в, з* – in the area of “brittle square” (SEM)

и повышению температур начала и конца вязко-хрупкого перехода на 30 – 50 °С.

Температуры начала вязко-хрупкого перехода основного металла и металла шва сварного соединения после одинаковой обработки (нормализация или длительное высокотемпературное воздействие) одинаковые, а температуры конца вязко-хрупкого перехода отличаются не более, чем на 10 – 20 °С.

При понижении температуры испытаний в интервале вязко-хрупкого перехода происходит смена

механизмов разрушения основного металла и металла шва с вязкого ямочного (при температурах выше температуры начала перехода) на смешанное. Разрушение происходит по механизмам скола, квазискола (с наличием областей вторичного растрескивания по границам зерен), и вязкого ямочного разрушения (при температурах ниже температуры начала перехода) до полностью хрупкого разрушения сколом при температурах конца вязко-хрупкого перехода и ниже.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

## REFERENCES

1. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.
2. Фетисов Г.П., Карпман М.Г., Матюнин В.М. Материаловедение и технология металлов. М.: Оникс, 2009. 624 с.
3. Budynas R.G., Nisbett J.K. *Shigley's Mechanical Engineering Design*. New York: McGraw-Hill, 2019. 1120 p.
4. Поletaev Ю.В., Поletaev В.Ю., Хубиев А.Э. Однопроходная электродуговая сварка под тонким слоем шлака толстолистовых конструкций из стали 22К // Сварочное производство. 2017. № 5. С. 3–8.
5. Rempe J.L., Knudson D.L. High temperature thermal and structural material properties for metals used in LWR vessels // *Proceedings of ICAPP '08 Anaheim, CA USA*, 2008. Vol. 4. P. 2127–2134.
6. Thinnes G.L., Korth G.E., Chavez S.A. High-temperature creep and tensile data for pressure vessel steels SA533B1 and SA508-CL2 // *Nuclear Engineering and Design*. 1994. Vol. 148. P. 343–350. [http://doi.org/10.1016/0029-5493\(94\)90119-8](http://doi.org/10.1016/0029-5493(94)90119-8)
7. Yang C.-C., Liu C.-L. Improvement of the mechanical properties of 1022 carbon steel coil by using the Taguchi method to optimize spheroidized annealing conditions // *Materials*. 2016. Vol. 9. Article 693. <http://doi.org/10.3390/ma9080693>
8. Hsu H.-H. Effects of Nb- addition on carburizing treatment for low carbon steel // *China Steel Technical Report*. 2016. No. 29. P. 30–36.
9. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С // Известия вузов. Черная металлургия. 2013. Т. 56. № 8. С. 33–36. <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-8-33-36>
10. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В., Старовацкая С.Н., Игушев В.Ф. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс ОК FLUX 10.71 на свойства металла сварных швов стали 10ХСНД // Известия вузов. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 2. С. 44–47. <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-2-44-47>
11. Rempe J.L., Knudson D.L., Condie K.G., Suh K.Y., Cheung F.-B., Kim S.-B. Conceptual design of an in-vessel core catcher // *Nuclear Engineering and Design*. 2004. Vol. 230. No. 1–2. P. 311–325. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.030>
12. Fischer M. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR) // *Nuclear Engineering and Design*. 2004. Vol. 230. No. 1–3. P. 169–180. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.034>
13. Sultan T., Saprа M.K., Kundu S., Kadam A.V., Kulkarni P.P., Rao A.R. Experimental & analytical study of passive thermal sensing system developed for cooling water injection into AHWR core catcher // *Nuclear Engineering and Design*. 2017. Vol. 322. P. 81–91. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2017.06.021>
14. Odesskii P.D., Egorova A.A. Strength of steel for unique engineering structures // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012. Vol. 2012. No. 10. P. 911–918. <http://doi.org/10.1134/S0036029512100151>
1. Livshits L.S., Khakimov A.N. *Metallurgy of Welding and Heat Treatment of Welded Joints*. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 336 p. (In Russ.).
2. Fetisov G.P., Karpman M.G., Matyunin V.M. *Materials Science and Technology of Metals*. Moscow: Oniks, 2009, 624 p. (In Russ.).
3. Budynas R.G., Nisbett J.K. *Shigley's Mechanical Engineering Design*. New York: McGraw-Hill, 2019, 1120 p.
4. Poletaev Yu.V., Poletaev V.Yu., Khubiev A.E. Single-pass arc welding of thick plate structures of 22K steel under a thin slag layer. *Welding International*. 2018, vol. 32, no. 3, pp. 200–205. <https://doi.org/10.1080/09507116.2017.1388045>
5. Rempe J.L., Knudson D.L. High temperature thermal and structural material properties for metals used in LWR vessels. In: *Proceedings of ICAPP '08 Anaheim, CA USA*, 2008, vol. 4, pp. 2127–2134.
6. Thinnes G.L., Korth G.E., Chavez S.A. High-temperature creep and tensile data for pressure vessel steels SA533B1 and SA508-CL2. *Nuclear Engineering and Design*. 1994, vol. 148, pp. 343–350. [http://doi.org/10.1016/0029-5493\(94\)90119-8](http://doi.org/10.1016/0029-5493(94)90119-8)
7. Yang C.-C., Liu C.-L. Improvement of the mechanical properties of 1022 carbon steel coil by using the Taguchi method to optimize spheroidized annealing conditions. *Materials*. 2016, vol. 9, article 693. <http://doi.org/10.3390/ma9080693>
8. Hsu H.-H. Effects of Nb-addition on carburizing treatment for low carbon steel. *China Steel Technical Report*. 2016, no. 29, pp. 30–36.
9. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Roor A.V. Influence of introduction of carbon-fluorine containing additives in AN-67 flux on properties of metal welds in 09G2S steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, vol. 56, no. 8, pp. 33–36. (In Russ.). <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-8-33-36>
10. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V., Starovatskaya S.N., Igushev V.F. The influence investigation of the introduction of carbon-fluorine containing additives in FLUX OK 10.71 on the properties of 10HSND steel welds. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 2, pp. 44–47. (In Russ.). <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-2-44-47>
11. Rempe J.L., Knudson D.L., Condie K.G., Suh K.Y., Cheung F.-B., Kim S.-B. Conceptual design of an in-vessel core catcher. *Nuclear Engineering and Design*. 2004, vol. 230, no. 1–2, pp. 311–325. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.030>
12. Fischer M. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR). *Nuclear Engineering and Design*. 2004, vol. 230, no. 1–3, pp. 169–180. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.034>
13. Sultan T., Saprа M.K., Kundu S., Kadam A.V., Kulkarni P.P., Rao A.R. Experimental & analytical study of passive thermal sensing system developed for cooling water injection into AHWR core catcher. *Nuclear Engineering and Design*. 2017, vol. 322, pp. 81–91. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2017.06.021>
14. Odesskii P.D., Egorova A.A. Strength of steel for unique engineering structures. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, vol. 2012, no. 10, pp. 911–918. <http://doi.org/10.1134/S0036029512100151>

15. Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Турилина В.Ю., Шплис Н.В. Влияние высоких температур на механические свойства шва сварного соединения малоуглеродистой низколегированной стали // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 4. С. 33–38.  
<http://doi.org/10.31044/1814-4632-2021-4-33-38>
16. Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Турилина В.Ю., Николаев Ю.А. Влияние высоких температур на механические свойства стали 22К // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 5. С. 22–26.  
<http://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-5-22-26>
17. Loktionov V., Lyubashevskaya I., Sosnin O., Terentyev E. Short-term strength properties and features of high-temperature deformation of VVER reactor pressure vessel steel 15Kh2NMFA-A within the temperature range 20–1200 °C // Nuclear Engineering and Design. 2019. Vol. 352. Article 110188.  
<http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2019.110188>
18. Локтионов В.Д., Соснин О.В., Любашевская И.В. Прочностные свойства и особенности деформационного поведения стали 15Х2НМФА-А в температурном диапазоне 20–1000 °С // Атомная энергия. 2005. Т. 99. № 3. С. 229–232.
19. Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Комиссаров А.А. Влияние длительного отжига на ударную вязкость стали 22К // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 11. С. 36–40. <http://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-11-36-40>
20. Stepanov G., Mamuzic I., Babutsky A. An increase of impact toughness of low-carbon steel caused by impulse electric current treatment // Metalurgija. 2007. Vol. 46. No. 4. P. 251–253.
15. Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V. Effect of high temperatures on mechanical properties of weld metal of low-carbon low-alloy steel welded joint. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2021, no. 4, pp. 33–38. (In Russ.).  
<http://doi.org/10.31044/1814-4632-2021-4-33-38>
16. Nikulin S.A., Rogachev S.O., Vasil'ev S.G., Belov V.A., Turilina V.Yu., Nikolaev Yu.A. Effect of high temperatures on the mechanical properties of grade 22K steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020, vol. 2020, no. 10, pp. 1157–1161.  
<http://doi.org/10.1134/S0036029520100195>
17. Loktionov V., Lyubashevskaya I., Sosnin O., Terentyev E. Short-term strength properties and features of high-temperature deformation of VVER reactor pressure vessel steel 15Kh2NMFA-A within the temperature range 20–1200 °C. *Nuclear Engineering and Design*. 2019, vol. 352, article 110188.  
<http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2019.110188>
18. Loktionov V.D., Sosnin O.V., Lyubashevskaya I.V. Strength properties and idiosyncrasies of the deformational behavior of 15Kh2NMFA-A steel at temperatures 20–1100°C. *Atomic Energy*. 2005, vol. 99, no. 3, pp. 665–669.  
<http://doi.org/10.1007/s10512-005-0263-x>
19. Nikulin S.A., Rogachev S.O., Vasil'ev S.G., Belov V.A., Komissarov A.A. Effect of long-term annealing on the impact toughness of 22K steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021, vol. 2021, no. 4, pp. 149–153. <http://doi.org/10.1134/S0036029521040248>
20. Stepanov G., Mamuzic I., Babutsky A. An increase of impact toughness of low-carbon steel caused by impulse electric current treatment. *Metalurgija*. 2007, vol. 46, no. 4, pp. 251–253.

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

#### INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Сергей Анатольевич Никулин**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металлостроения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
E-mail: [nikulin@misis.ru](mailto:nikulin@misis.ru)

**Станислав Олегович Рогачев**, к.т.н., доцент кафедры металлостроения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
ORCID: 0000-0001-7769-7748  
E-mail: [csaap@mail.ru](mailto:csaap@mail.ru)

**Владислав Алексеевич Белов**, к.т.н., доцент кафедры металлостроения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
ORCID: 0000-0002-4183-9019  
E-mail: [vblov@yandex.ru](mailto:vblov@yandex.ru)

**Александр Александрович Комиссаров**, к.т.н., доцент, заведующий лабораторией «Гибридные наноструктурные материалы», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
ORCID: 0000-0001-5125-9870  
E-mail: [komissarov@misis.ru](mailto:komissarov@misis.ru)

**Вероника Юрьевна Турилина**, к.т.н., доцент кафедры металлостроения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
E-mail: [veronikat77@gmail.com](mailto:veronikat77@gmail.com)

**Николай Валерьевич Шплис**, инженер, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
E-mail: [shplisnikolay@mail.ru](mailto:shplisnikolay@mail.ru)

**Юрий Анатольевич Николаев**, д.т.н., ведущий научный сотрудник, ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»  
E-mail: [Nikolaev\\_YA@nrcki.ru](mailto:Nikolaev_YA@nrcki.ru)

**Sergei A. Nikulin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)  
E-mail: [nikulin@misis.ru](mailto:nikulin@misis.ru)

**Stanislav O. Rogachev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)  
ORCID: 0000-0001-7769-7748  
E-mail: [csaap@mail.ru](mailto:csaap@mail.ru)

**Vladislav A. Belov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)  
ORCID: 0000-0002-4183-9019  
E-mail: [vblov@yandex.com](mailto:vblov@yandex.com)

**Aleksandr A. Komissarov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Laboratory “Hybrid Nanostructured Materials”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)  
ORCID: 0000-0001-5125-9870  
E-mail: [komissarov@misis.ru](mailto:komissarov@misis.ru)

**Veronika Yu. Turilina**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)  
E-mail: [veronikat77@gmail.com](mailto:veronikat77@gmail.com)

**Nikolai V. Shplis**, Engineer, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)  
E-mail: [shplisnikolay@mail.ru](mailto:shplisnikolay@mail.ru)

**Yurii A. Nikolaev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Leading Researcher, Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”  
E-mail: [Nikolaev\\_YA@nrcki.ru](mailto:Nikolaev_YA@nrcki.ru)

**ВКЛАД АВТОРОВ:**

**Никулин С.А.** – формирование основной концепции, цели и задачи исследования, формирование выводов.  
**Рогачев С.О.** – проведение исследований методами электронной микроскопии, подготовка текста статьи.  
**Белов В.А.** – подготовка образцов для исследований и испытаний, проведение расчетов.  
**Комиссаров А.А.** – проведение испытаний на ударный изгиб.  
**Турилина В.Ю.** – обработка результатов исследований.  
**Шплис Н.В.** – проведение длительной термической обработки и фрактографических исследований.  
**Николаев Ю.А.** – научное руководство, анализ результатов исследований, доработка текста, корректировка выводов.

Поступила в редакцию 13.05.2021	Received 13.05.2021
После доработки 9.06.2021	Revised 9.06.2021
Принята к публикации 26.06.2021	Accepted 28.06.2021



Оригинальная статья

УДК 519.2:669.18

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-510-518



## ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ СТАТИСТИКИ К ИЗМЕРЕНИЮ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАЛИ В СТАЛРАЗЛИВОЧНОМ И ПРОМЕЖУТОЧНОМ КОВШАХ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ

С. К. Вильданов<sup>1,2</sup>, Г. С. Подгородецкий<sup>2</sup><sup>1</sup> ООО «ОгнеупорТрейдГрупп» (Россия, 125080, Москва, ул. Сурикова, 24)<sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

**Аннотация.** Рассмотрено распределение температур в стали при ее непрерывной разливке. Замер температур осуществлялся последовательно в сталеразливочном (один замер) и промежуточном (два замера) ковшах с помощью платино-платинородиевой термопары с точностью  $\pm 4$  °С. В работе проанализированы результаты 170 разливок двух марок стали: 5СП и 35ГС. Выполнена проверка вида распределения совокупности температур на основе трех критериев согласия:  $\chi$ -квадрат Пирсона, Колмогорова-Смирнова  $\lambda$  и Шапиро-Уилка  $W$ . Показано, что значения температур в сталеразливочном ковше для различных видов стали укладываются в модель нормального распределения. Полученные результаты согласуются с физической картиной разливки стали. Металл в сталеразливочном ковше находится практически в стабильном состоянии и подвержен только естественному охлаждению через футеровку, крышку и корпус ковша. В варианте анализа выборки значений температуры в промежуточном ковше при первом и втором замерах гипотезу о нормальном распределении следует отвергнуть. Здесь температура стали зависит от ряда параметров, в том числе от скорости поступления и скорости разливки, времени подачи и состава шлакообразующих и теплоизолирующих смесей и др. Попытки установить зависимость между температурами стали в сталеразливочном и промежуточном ковшах не увенчались успехом. Рассматривая измерение температуры в промежуточном ковше как два последовательных массива данных, первый из которых является аргументом, а второй – функцией, установлена линейная зависимость между этими массивами. Эта зависимость между первым и вторым измерениями температуры в промежуточном ковше может быть использована для оценки конечной температуры стали при выпадении показаний термопары, в том числе в случае выхода из строя. Результаты выполненной работы могут быть использованы при разработке математической модели разливки стали.

**Ключевые слова:** температура стали, сталеразливочный ковш, промежуточный ковш, совокупность, математическая выборка, критерии согласия, гипотеза о нормальном распределении

**Для цитирования:** Вильданов С.К., Подгородецкий Г.С. Применение методов математической статистики к измерению температуры стали в сталеразливочном и промежуточном ковшах при непрерывной разливке стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 510–518. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-510-518>

Original article

## MATHEMATICAL STATISTICS FOR MEASUREMENT OF STEEL TEMPERATURE IN STEEL-POURING LADLE AND TUNDISH AT STEEL CONTINUOUS CASTING

S. K. Vil'danov<sup>1,2</sup>, G. S. Podgorodetskii<sup>2</sup><sup>1</sup> LLC “OgneuporTradeGroup” (24 Surikova Str., Moscow 125080, Russian Federation)<sup>2</sup> National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

**Abstract.** The article considers the temperature distribution in steel during its continuous casting. Temperatures were measured sequentially in the steel-pouring ladle (one measurement) and in the tundish (two measurements) using a platinum-platinum-rhodium thermocouple with an accuracy of  $\pm 4$  °С. We have analyzed the results of 170 casts of two steel grades: 5SP and 35GS. The type of temperatures set distribution was verified on the basis of three goodness-of-fit criteria: Pearson's  $\chi$ -square criterion,  $\lambda$  Kolmogorov-Smirnov criterion and  $W$  Shapiro-Wilk criterion. The results obtained are consistent with the physical picture of steel casting. The metal in steel-pouring ladle is practically in a stable state and is subject only to natural cooling through the lining, top and ladle body. In the variant of analyzing a sample of temperature values in tundish at the first and second measurements, the hypothesis of normal distribution should be rejected. Here, the steel temperature depends on a number of parameters, including the feed rate and casting rate, feed time and composition of slag-forming and heat-insulating mixtures, etc. Attempts to establish the relationship between the steel temperatures of in steel-pouring ladle and tundish were unsuccessful. Considering the temperature measurement in tundish as two sequential data

arrays, the first of which is an argument, and the second is a function, a linear relationship between these arrays was established. This relationship between the first and second temperature measurements in the tundish can be used to estimate the steel final temperature at thermocouple readout, including in the event of a failure. The results of the work can be used in development of a mathematical model of steel casting.

**Keywords:** steel temperature, steel-pouring ladle, tundish, mathematical sampling, goodness-of-fit criteria, normal distribution hypothesis

**For citation:** Vil'danov S.K., Podgorodetskii G.S. Mathematical statistics for measurement of steel temperature in steel-pouring ladle and tundish at steel continuous casting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 510–518. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-510-518>

## ВВЕДЕНИЕ

Одним из наиболее эффективных средств интерпретации, а в дальнейшем и прогнозирования свойств измеримых объектов, является применение методов математической статистики к вероятностным моделям, описывающим поведение измеримого объекта в различных условиях.

Несколько иной характер приобретает статистический анализ показателей, полученных на промежуточных стадиях некоторого технологического процесса. Здесь, исходя из анализируемых данных, важно не только получить вид распределения совокупности, из которой взята выборка, но и по возможности установить факторы, влияющие на вид такого распределения.

Одной из областей, где возникают такие задачи, является непрерывная разливка стали [1 – 4]. Важнейшим объектом здесь выступает температура. Ее величина, определенная с гарантированной точностью, является первым и необходимым параметром, используемым в управлении процессом. Точное измерение температуры является также необходимым условием, определяющим достоверность математических моделей непрерывной разливки стали [5 – 12]. Уровень температуры стали в сталеразливочном и промежуточном ковшах зависит от многих условий. Прежде всего, на температуру стали влияют естественное охлаждение жидкого металла в сталеразливочном ковше, скорость разливки, скорость охлаждения в промежуточном ковше и др. Температура стали существенно зависит также от подачи в промежуточный ковш шлакообразующих и теплоизолирующих смесей [13 – 19].

В реальных условиях разливки стали объем выборки замера температур ограничен, ввиду сложности измерений и сравнительно небольшой длительности периода разливки. С этой точки зрения весьма актуальным представляется получение конкретного вида эмпирических распределений.

Целью работы является исследование вида распределения значений температуры в сталеразливочном и промежуточном ковшах при непрерывной разливке стали, а также установление факторов, влияющих на вид распределения.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И ИХ ОБРАБОТКА

Исследования проводили на установке для непрерывной разливки слэбов с объемом сталеразливочного ковша 160 т при разливке двух марок стали: 5СП и 35ГС. Измерения температур в сталеразливочном и промежуточном ковшах осуществляли с помощью платино-платинородиевой термопары с точностью  $\pm 4$  °С. Первая группа измерений температуры выполнена в сталеразливочном ковше после внепечной обработки стали перед началом разливки, вторая – в промежуточном ковше в процессе разливки. Результаты замера температур в сталеразливочном и промежуточном ковшах приведены на рис. 1, 2. На оси абсцисс приведены величины температур в выбранных интервалах, на оси ординат – число замеров температуры, попавшее в интервал.

Для первичной обработки экспериментальных данных использован стандартный пакет STATISTICA. Поскольку размах данных не превышает 1,3 % и ко-

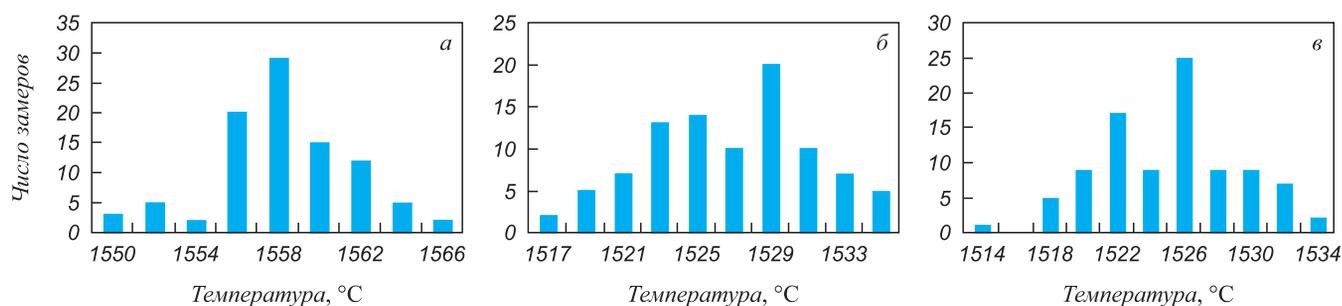


Рис. 1. Распределение измеряемых температур в сталеразливочном (а) и промежуточном ковшах первого (б) и второго (в) замеров при разливке стали 5СП

Fig. 1. Distribution of measured temperatures in steel-pouring (a) and tundish ladles in the first (b) and second (c) measurements during 5SP steel casting

личество наблюдений в однородных выборках меньше 100, то согласно [20] число интервалов принято равным 9 – 11.

Из внешнего вида гистограмм нельзя сделать однозначный вывод о виде распределения замеренных температур. Хотя на всех гистограммах и есть максимум, характерный для нормального распределения, он расположен ассиметрично и выражен не четко. «Концы» распределений достаточно тяжелые и ассиметричные.

Проверим правомерность гипотезы о нормальном распределении совокупности, привлекая для этой цели критерии согласия  $\chi^2$  Пирсона, Колмогорова-Смирнова  $\lambda$  и Шапиро-Уилка  $W$ .

Проверку начнем с наименее мощного критерия – критерия Хи-квадрат Пирсона [21].

Функция плотности нормального закона зависит от двух параметров математического ожидания  $\mu$  и дисперсии  $\sigma$ :

$$f(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}}. \quad (1)$$

В качестве оценки  $\mu$  возьмем выборочное среднее  $\mu^*$ :

$$\mu^* = \frac{1}{n} (X_1, \dots, X_n), \quad (2)$$

где  $n$  – объем выборки.

В качестве оценки  $\sigma$  возьмем несмещенную выборочную дисперсию  $S^{*2}$ :

$$S_n^{*2} = \frac{1}{n-1} \sum_{k=1}^n (X_k - X_n^*)^2. \quad (3)$$

Тогда для вероятности попадания случайной величины  $X$  в отрезок  $[x_{i-1}, x_i]$ , имеем

$$P(x_{i-1} \leq X \leq x_i) = \int_{x_{i-1}}^{x_i} f(x) dx. \quad (4)$$

Вероятности попадания выразятся как

$$P(x_{i-1} \leq X \leq x_i) = \Phi\left(\frac{x_i - \mu^*}{S_n^*}\right) - \Phi\left(\frac{x_{i-1} - \mu^*}{S_n^*}\right),$$

где  $\Phi(x)$  – функция Лапласа.

При использовании критерия Пирсона в качестве статистики  $\chi^2 = \chi^2(x_1, \dots, x_n)$  выбирается функция выборочных данных  $\chi^2$ , которая вычисляется по формуле

$$\chi^2 = \sum_{i=1}^k \frac{(n_i - np_i)^2}{np_i}, \quad (5)$$

где  $k$  – число интервалов;  $n_i$  – число выборочных значений, попавших в интервал;  $n$  – объем выборки;  $p_i$  – вероятность попадания случайной величины в интервал.

С ростом  $n$  случайную величину  $\chi^2$  можно считать распределенной по закону распределения Хи-квадрат.

Это распределение зависит от одного параметра  $r$  – числа степеней свободы. В данном случае параметр  $r$  равен:

$$r = k - 1 - S, \quad (6)$$

где  $k$  – число интервалов разбиения;  $S$  – число параметров закона распределения, вычисленных по выборке, равное 2.

Если гипотеза о нормальном распределении совокупности по составу верна, то экспериментальное значение  $\chi_{\text{эсп}}^2$ , вычисленное на основании анализа выборки, не может превышать значения  $\chi_{\text{кр}}^2$ . Задаваясь вероятностью  $\beta$ , например 0,95, можно считать, что события с вероятностью  $\alpha = 1 - \beta$  маловероятны.

Результаты расчета статистики  $\chi^2$  для температур стали 5СП и 35ГС показаны в табл. 1. Для сокращения объема приведены величины расчетных параметров при минимальной температуре стали и в интервалах минимальных и максимальных температур, а также суммарная величина параметров во всем интервале температур.

Анализ полученных результатов показывает, что проверка гипотезы о нормальном распределении со-

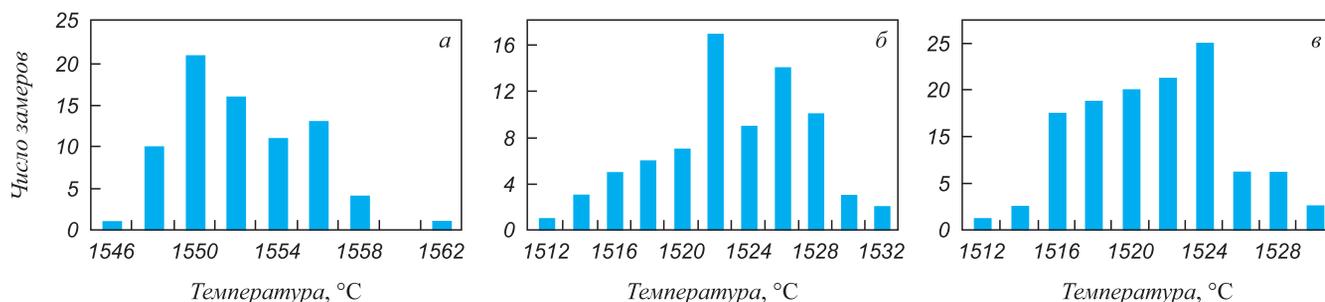


Рис. 2. Распределение замеряемых температур в сталеразливочном (а) и промежуточном ковшах первого (б) и второго (в) замеров при разливке стали 35ГС

Fig. 2. Distribution of measured temperatures in steel-pouring (a) and tundish ladles in the first (b) and second (v) measurements during 35GS steel casting

вокупности, выполненной по критерию Пирсона Хи-квадрат, выявила необходимость отклонения данной гипотезы для всех измерений в промежуточном ковше, поскольку  $\chi_{\text{эсп}}^2 > \chi_{\text{кр}}^2$  ( $\chi_{\text{кр}}^2 = 16,9$ ). Для измерений в сталеразливочном ковше  $\chi_{\text{эсп}}^2 < \chi_{\text{кр}}^2$ , гипотеза может быть принята как не противоречащая экспериментальным данным.

Как отмечено выше, применение критерия Пирсона Хи-квадрат для проверки непараметрических гипотез и сформулированные при этом выводы требуют из-

вестной доли осторожности, поскольку данный метод оказывается достаточно чувствительным к выбору числа интервалов и их длине [22]. Данные, считающиеся распределенными нормально, согласно одному методу расчета, не являются «нормальными» при применении другого метода расчета [23 – 27]. Требуется дополнительная проверка гипотезы о нормальном распределении рассматриваемой совокупности.

Дополнительную проверку гипотезы о нормальном распределении температуры осуществим с по-

Таблица 1

**Значения функции Лапласа, вероятности попадания случайной величины в интервал и статистики  $\chi^2$**

Table 1. Values of the Laplace function, probability of random variable falling into the interval, and statistics  $\chi^2$

$(x_{i-1}, x_i)$	$\frac{x_i - x^*}{S_n}$	$\Phi\left(\frac{x_i - x^*}{S_n}\right)$	$p_i$	$np_i$	$n_i$	$n_i - np_i$	$\frac{(n_i - np_i)^2}{np_i}$
<b>Сталь 5СН</b>							
Измерение в сталеразливочном ковше							
1550,00	-2,33	-0,490	-	-	-	-	-
(1550,00;1551,45)	-1,90	-0,471	0,018	1,8	5	3,2	4,69
(1564,55;1566,00)	2,43	0,493	0,015	1,5	2	0,5	0,17
$\Sigma$	-	-	0,979	91,3	93	-	16,15
Первое измерение в промежуточном ковше							
1517,00	-2,12	-0,483	-	-	-	-	-
(1517,00;1518,64)	-1,75	-0,4599	0,023	2,14	2	-0,1	0,005
(1533,36;1535,00)	1,94	0,4738	0,032	3,0	5	2,0	1,3
$\Sigma$	-	-	0,957	89,1	93	-	23,64
Второе измерение в промежуточном ковше							
1514,00	-2,58	-0,4951	-	-	-	-	-
(1514,00;1515,73)	-2,17	-0,4849	0,01	0,93	1	0,07	0,005
(1531,27;1533,00)	2,03	0,4788	0,033	3,07	6	2,93	2,796
$\Sigma$	-	-	0,976	87,78	93	-	21,285
<b>Сталь 35ГС</b>							
Измерение в сталеразливочном ковше							
1512	-2,350	-0,4906	-	-	-	-	-
(1512,00;1513,82)	-1,940	-0,4738	0,017	1,31	2	0,69	0,360
(1530,18;1532,00)	2,160	0,4846	0,025	1,93	2	0,07	0,002
$\Sigma$	-	-	0,976	75,17	77	-	12,212
Первое измерение в промежуточном ковше							
1546	-1,930	-0,4732	-	-	-	-	-
(1546,00;1547,45)	-1,460	-0,4279	0,045	3,47	3	-0,47	0,064
(1559,09;1562,00)	3,294	0,4995	0,009	0,69	1	0,31	0,140
$\Sigma$	-	-	0,973	74,92	77	-	35,830
Второе измерение в промежуточном ковше							
1512	-2,190	-0,4858	-	-	-	-	-
(1512,00;1513,55)	-1,800	-0,4641	0,022	1,69	1	-0,69	0,280
(1527,45;1529,00)	2,060	0,4803	0,027	2,08	4	1,92	1,770
$\Sigma$	-	-	0,971	74,76	77	-	18,100

мощью критерия согласия Колмогорова-Смирнова ( $\lambda$ -критерия). Как и прежде,  $F(x)$  – неизвестная функция распределения совокупности, а  $F_n^*(x)$  – эмпирическая функция распределения, построенная по выборке  $(x_1, \dots, x_n)$ . Случайная величина

$$\rho_n = \sqrt{n} \max_x |F_n^*(x) - F(x)| \quad (7)$$

асимптотически распределена по закону Колмогорова

$$F_{\rho_n}(x) = P(\rho_n < x) \xrightarrow{n \rightarrow \infty} K(x), \quad (8)$$

где  $K(x)$  – функция распределения Колмогорова, значения которой табулированы.

По гипотезе полагаем, что  $F(x) = F_0(x)$ , где функция  $F_0(x)$  распределена по нормальному закону, и выбираем статистику  $\lambda_n = \sqrt{n} \max_x |F_n^*(x) - F_0(x)|$ . Если выдвинута гипотеза о нормальном распределении, то

$$F_0(x) = 0,5 + \Phi\left(\frac{x_i - x^*}{S^*}\right), \quad (9)$$

где  $\Phi(x)$  – функция Лапласа;  $x^*$  – выборочное среднее;  $S^*$  – несмещенная выборочная дисперсия.

По теореме Гливленко-Кантелли, эмпирическая функция распределения  $F_n^*(x)$ , построенная по выборке, представляет собой состоятельную оценку теоретической функции распределения  $F(x)$  [28 – 32].

Согласно [32, 33], когда приходится использовать лишь одну однородную выборку, уровень значимости необходимо брать достаточно большим, например,  $\alpha = 0,05 - 0,20$ , чтобы расширить критическую область.

Зададим уровень значимости  $\alpha$ , а значения  $\lambda_{кр}$  найдем из соотношения  $P(\lambda \geq \lambda_{кр}) = 1 - P(\lambda < \lambda_{кр}) = 1 - K(\lambda_{кр})$ . При  $\alpha = 0,1$   $\lambda_{кр} = 1,224$ . Сравнивая расчетное число  $\lambda_{эксп}$ , определенное по выборке, с числом  $\lambda_{кр}$ , найдем, что если  $\lambda_{эксп} > \lambda_{кр}$ , проверяемая гипотеза отвергается, если  $\lambda_{эксп} < \lambda_{кр}$ , то считаем, что предполагаемая функция распределения совокупности согласуется с экспериментальными данными.

Опуская для краткости промежуточные выкладки, укажем, что результаты расчета, выполненного по вы-

борке значений температуры жидкой стали 5СП ( $n = 93$ ) и стали 35ГС ( $n = 77$ ) позволили получить максимальное значение разности  $|F_0(x) - v_{x_i}^{нак}|$ , где  $v_{x_i}^{нак} = F_n(x)$ , и значения статистики критерия Колмогорова-Смирнова  $\lambda_{эксп}$  (табл. 2).

Сравнивая рассчитанные значения с  $\lambda_{кр} = 1,224$  установим, что в случае первого измерения температуры в промежуточном ковше при разливке стали 5СП гипотезу о нормальном распределении совокупности следует отклонить. В других случаях гипотезу о нормальном законе распределения совокупности можно считать не противоречащей экспериментальным данным.

Согласно [34, 35] сравнение критерия  $\chi^2$  с критерием Шапиро-Уилка  $W$  при проверке допущения о нормальном распределении генеральной совокупности показывает, что критерий  $W$  является более мощным, т. е. обеспечивает большую вероятность отбросить неправильную модель. Так в работе [35] показано, что проверка с помощью критерия  $W$  является эффективным методом оценки справедливости допущения о нормальности генеральной совокупности, даже если число наблюдений относительно невелико.

Чтобы использовать критерий для случайной выборки объемом  $n$ , когда  $n \leq 50$ , с наблюдаемыми значениями  $x_1, \dots, x_n$  поступаем следующим образом. Располагаем наблюдения таким образом, чтобы получить упорядоченную выборку значений  $x_1, \dots, x_n$ , где  $x_1 \leq x_2 \leq \dots \leq x_n$ .

Далее вычисляем выборочную дисперсию:

$$S^2 = \sum_{i=1}^n (x_i - x^*)^2 = \sum_{i=1}^n x_i^2 - \frac{\left(\sum_{i=1}^n x_i\right)^2}{n}, \quad (10)$$

где  $x^*$  – эмпирическое среднее.

Если  $n$  – четное число, принимаем  $k = \frac{n}{2}$ , если  $n$  – нечетное число, принимаем  $k = \frac{n-1}{2}$ . Затем вычисляем коэффициент:

$$\begin{aligned} b &= a_n(x_n - x_1) + a_{n-1}(x_{n-1} - x_2) + \\ &+ \dots + a_{n-k+1}(x_{n-k+1} - x_k) = \\ &= \sum_{i=1}^k a_{n-i+1}(x_{n-i+1} - x_i), \end{aligned} \quad (11)$$

Т а б л и ц а 2

**Значения максимума критерия Колмогорова-Смирнова**

Table 2. Values of the Kolmogorov-Smirnov criterion maximum

Ковш	Измерение	Сталь 5СП	Сталь 35ГС
Сталеразливочный	1	$\lambda_{эксп} = 0,047\sqrt{93} = 0,453$	$\lambda_{эксп} = 0,11\sqrt{77} = 0,974$
Промежуточный	1	$\lambda_{эксп} = 0,169\sqrt{93} = 1,630$	$\lambda_{эксп} = 0,076\sqrt{77} = 0,667$
Промежуточный	2	$\lambda_{эксп} = 0,073\sqrt{93} = 0,704$	$\lambda_{эксп} = 0,063\sqrt{77} = 0,553$

где значения  $a_{n-i+1}$  для  $i = 1, \dots, k$  берутся из соответствующих таблиц для  $n = 3, \dots, 50$ .

Далее вычисляем критерий Шапиро-Уилка:

$$W = \frac{b^2}{S^2}. \quad (12)$$

Сравниваем вычисленное значение  $W$  с процентильми распределения этого критерия, показанными в соответствующей таблице. Эта таблица дает минимальные значения  $W$ , которые мы получили бы для вероятностей 1, 2, 5, 10 и 50 % при различных значениях  $n$ , если бы данные действительно имели нормальное распределение.

Таким образом, малые значения  $W$  указывают на отсутствие нормальности. Например, если значение  $W$ , вычисленное по формуле (12), меньше 5 % табличного значения, то вероятность того, что выборка взята из совокупности, распределенной по нормальному закону, не превышает 0,05. В этом случае можно сделать вывод о том, допущение о нормальном распределении не приемлемо. Проверочным шагом можно назвать оценку приближенной вероятности получения вычисленного значения  $W$  при допущении о нормальном распределении случайной величины по формуле

$$z = \gamma + \eta \ln \left( \frac{W - \varepsilon}{1 - W} \right). \quad (13)$$

Значения  $\gamma$ ,  $\eta$  и  $\varepsilon$  табулированы для соответствующего размера выборки. Анализируемые выборки ограничены числом элементов в них, равном 50, так как табличные значения процентилей распределения данного критерия рассчитаны для  $n = 50$  [35]. Также, как и прежде, расчеты выполним для выборок объемом  $n = 50$  для температуры двух марок стали. Промежуточные расчеты для краткости опускаем.

Для температуры стали 5СП в сталеразливочном ковше имеем следующие значения: коэффициент  $b = 21,25$ ;  $S^2 = 461,68$ ; критерий Шапиро-Уилка  $W_{\text{эсп}} = \frac{b^2}{S^2} = \frac{21,25^2}{461,68} = 0,978$ . Вычисленное значение критерия  $W$  превышает табличное 50 %-ное значение критерия, равное  $W_{\text{кр}} = 0,974$  для объема выборки  $n = 50$ . Из соответствующей таблицы находим для  $n = 50$  значения  $\gamma = -7,677$ ,  $\eta = 2,212$ ,  $\varepsilon = 0,144$ . Подставляя их в формулу (13), получим:  $z = -7,677 + 2,212 \times \ln \left( \frac{0,978 - 0,144}{1 - 0,978} \right) = 0,364$ . Из таблицы значений интегральной функции нормированного нормального распределения находим, что  $P(z \leq 0,364) = 0,640$ . Для стали 35ГС  $W_{\text{эсп}} = 0,977$  также превышает  $W_{\text{кр}} = 0,974$ .

Таким образом приближенная вероятность получить число, не превышающее вычисленное значение критерия  $W$ , если выборка берется из нормально распределен-

ной совокупности, оказалась равной 0,640. Поскольку эта вероятность достаточно высока, можно заключить, что вследствие наличия ограниченных данных нет оснований отвергать допущение о нормальном распределении температуры в сталеразливочном ковше.

Этот результат подтверждается только для случаев нахождения жидкой стали в сталеразливочном ковше (см. рис. 1, 2). В остальных, рассмотренных выше вариантах, критерий  $W$  предписывает отвергнуть допущение о нормальном распределении температуры.

Для выборок из распределения температур при первом и втором замере в промежуточном ковше для стали 5СП, вычисленные значения критерия Шапиро-Уилка  $W$  составляют 0,970 и 0,967 соответственно. Эти значения меньше табличного 50 %-ного значения критерия для объема выборки  $n = 50$ .

Для выборок из распределения температур при первом и втором замере в промежуточном ковше для стали 35ГС, вычисленные значения критерия Шапиро-Уилка  $W$  составляют 0,829 и 0,853 соответственно. В этом случае критерий предписывает сделать вывод о том, что допущение о нормальном распределении совокупности не приемлемо.

Рассматривая температуру  $T_0$  при измерении в сталеразливочном ковше как начальный входной параметр, представляет интерес установить, существует ли корреляционная зависимость между этой начальной температурой и температурой стали при первом  $T_1$  и при втором  $T_2$  замерах в промежуточном ковше в период разливки. Если такая зависимость существует, то каков ее характер.

С этой целью провели регрессионный анализ указанных параметров. Оказывается, что корреляционная связь (функциональная связь)  $(T_1, T_2) = f(T_0)$  либо очень мала, либо отсутствует вовсе, коэффициент корреляции 0,15. С другой стороны, корреляционная связь  $T_2 = f(T_1)$  четко прослеживается. На рис. 3 показаны результаты такого анализа для стали 5СП и 35ГС. Уравнения регрессии имеют вид:  $T_2 = 661,7 + 0,57T_1$ , коэффициент корреляции  $r = 0,61$  и  $T_2 = 367,3 + 0,76T_1$ , коэффициент корреляции  $r = 0,84$ . Из графиков видно, что зависимость между значениями температуры при первом и при втором замере существует и носит выраженный линейный характер.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты показывают, что применение наименее мощного критерия Хи-квадрат предписывает отвергнуть гипотезу о нормальном распределении во всех случаях, за исключением выборок значений температуры в сталеразливочном ковше. Именно для этих двух выборок можно сделать вывод о том, что данные не противоречат выдвинутой гипотезе.

Применение критерия Колмогорова-Смирнова в его модификации, где оценки параметров закона распреде-

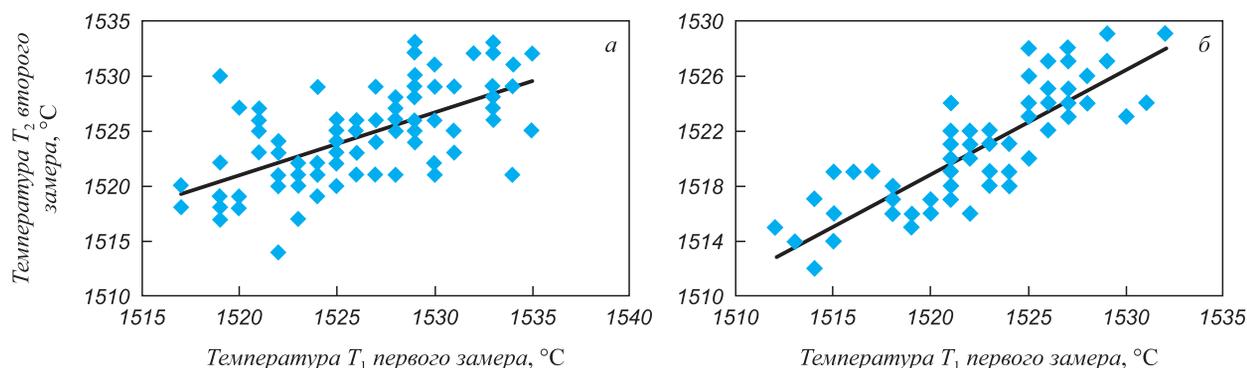


Рис. 3. Результаты регрессионного анализа зависимости второго замера температуры от первого замера в промежуточном ковше при разливке стали 5СП (а) и 35ГС (б)

Fig. 3. Results of regression analysis of dependence of the second temperature measurement on the first measurement in tundish at 5SP (a) and 35 GS (b) steel casting

ления выполнены по той же выборке, по которой вычисляется само экспериментальное значение критерия, показывает, что для стали 5СП (для случаев на гистограммах рис. 1) гипотезу о нормальном распределении температуры совокупности можно считать не противоречащей наблюдаемым выборочным данным. Для выборок, характеризующих температуру стали 35ГС (рис. 2), критерий Колмогорова предписывает считать не противоречащими гипотезе о нормальном распределении совокупности по всем выборкам.

Привлечение третьего критерия согласия – критерия Шапиро-Уилка показывает, что допущение о нормальном распределении совокупностей не противоречит экспериментальным данным только для значений температуры в сталеразливочном ковше. Данный вывод в точности совпадает с проверкой на «нормальность» с помощью критерия Хи-квадрат.

Сравнивая расчетный параметр  $\chi^2_{\text{экс}}$  с  $\chi^2_{\text{кр}}$  (критерий Пирсона), или  $\lambda_{\text{экс}}$  с  $\lambda_{\text{кр}}$  (критерий Колмогорова), или расчетное значение критерия Шапиро-Уилка  $W$  с 50 % процентилем критерия  $W$ , часто сопоставляются достаточно близкие между собой числа. Такое сравнение не может гарантировать от принятия ошибочной гипотезы. По-видимому, кроме увеличения объема выборки, необходимым дополнительным условием выполнения нормального закона распределения совокупности является «нормальный» вид соответствующей гистограммы.

Полученные результаты согласуются с физической картиной разливки стали. Металл в сталеразливочном ковше после внепечной обработки перед разливкой находится в наиболее стабильном состоянии. На него не воздействуют никакие внешние возмущения, например, нагрев, перемешивание, дегазация, добавки легирующих элементов. Металл подвержен только естественному охлаждению через футеровку, крышку и корпус ковша. В этом смысле, нормальное распределение и является наилучшим приближением, поскольку почти все внешние возмущающие факторы оказываются скомпенсированными и минимизированными.

Другая картина наблюдается в промежуточном ковше. Она является не стационарной. Металл непрерывно поступает в промежуточный ковш из сталеразливочного ковша. Скорость охлаждения металла в промежуточном ковше возрастает. Скорость поступления является не постоянной и зависит от требуемой скорости разливки. Наблюдается значительная турбулентность перемещения жидкого металла в промежуточном ковше. Скорость охлаждения меняется в широких пределах от начального момента заполнения промежуточного ковша до некоторого значения после подачи в промежуточный ковш шлакообразующих и теплоизолирующих смесей. Именно по этой причине температура жидкой стали в промежуточном ковше, по крайней мере при первом и втором замерах, не описывается нормальным распределением. Дополнительным аргументом здесь является тот факт, что сколь-нибудь выраженной зависимости температуры не наблюдается, например, первого замера в промежуточном ковше от температуры в сталеразливочном ковше. Между тем, зависимость температуры при втором замера в промежуточном ковше от температуры при первом замера существует.

## Выводы

Проанализированы выборки, представляющие собой значения температур при непрерывной разливке стали. Выборки взяты из совокупности значений температуры в сталеразливочном ковше и при двух последовательных измерениях температуры в промежуточном ковше. Выполнена проверка допущения о виде распределения совокупности измеримых объектов на основе различных критериев согласия. Выявлены наиболее эффективные критерии. Установлено, что выборки совокупностей значений температуры в сталеразливочном ковше описываются нормальным законом. Для стали, находящейся в промежуточном ковше, выборки температуры порождены совокупностями, распределения которых отличны от нормальных распределений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Амелин А.В., Щипанов С.С., Амелин Ал.В., Фойгт Д.Б. Освоение непрерывной разливки стали в АО «ЕВРАЗ-ЗСМК» // Сталь. 2019. № 7. С. 14–16.
2. Han Z., Li Y., Yang M., Yuan Q., Ba L., Xu E. Digital twin-driven 3D visualization monitoring and traceability system for general parts in continuous casting machine // Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing. 2020. Vol. 14. No. 7. Article 0100. <https://doi.org/10.1299/jamdsm.2020jamdsm0100>
3. Jong-Kyu Yoon. Applications of numerical simulation to continuous casting technology // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No. 7. P. 879–884. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.879>
4. Jiaocheng Ma, Zhi Xie, Guanglin Jia. Applying of real-time heat transfer and solidification model on the dynamic control system of billet continuous casting // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No. 12. P. 1722–1727. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1722>
5. Grip Carl-Erik. Simple model for prediction of temperatures in an L-shaped tundish – Verification by continuous temperature measurements // ISIJ International. 1998. Vol. 38. No. 7. P. 704–713. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.38.704>
6. Fan C.-M., Hwang W.-S. Mathematical modeling of fluid flow phenomena during tundish filling and subsequent initial casting operation in steel continuous casting process // ISIJ International. 2000. Vol. 40. No. 11. P. 1105–1114. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.1105>
7. Pardeshi R., Basak S., Singh A.K., Basu B., Mahashabde V., Roe S.K., Kumar S. Mathematical modeling of the tundish of a single-strand slab caster // ISIJ International. 2004. Vol. 44. No. 9. P. 1534–1540. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1534>
8. Liu S.-X., Yang X.-M., Du L., Li L., Liu C.-Z. Hydrodynamic and mathematical simulations of flow field and temperature profile in an asymmetrical t-type single-strand continuous casting tundish // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No. 12. P. 1712–1721. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1712>
9. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Баранова В.Н. Некоторые аспекты применения внешних воздействий при непрерывной разливке стали // Сталь. 2015. № 10. С. 17–20.
10. Ботников С.А., Хлыбов О.С., Костычев А.Н. Разработка прогнозирования температуры металла в сталеразливочном и промежуточном ковшах в литейно-прокатном комплексе // Сталь. 2019. № 10. С. 7–12.
11. Тимошпольский В.И., Трусова И.А. Совершенствование технологии непрерывной разливки сортовых заготовок. Способы измерения температур при затвердевании и охлаждении. Сообщение 1 // Сталь. 2019. № 11. С. 14–18.
12. Van Ende M.-A., Jung I.-H. Development of a thermodynamic database for mold flux and application to the continuous casting process // ISIJ International. 2014. Vol. 54. No. 3. P. 489–495. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.489>
13. Климанчук В.В., Бочек А.П., Лавринишин С.А. и др. Эффективность защиты металла, разливаемого непрерывным способом // Сталь. 2007. № 1. С. 20–22.
14. Топтыгин А.М., Полозов Е.Г., Айзин Ю.М., Нехлюдов И.В. Совершенствование защитных шлакообразующих смесей для промежуточных ковшей МНЛЗ // Сталь. 2007. № 3. С. 20–24.
15. Капитанов В.А., Куклев А.В., Полозов Е.Г. Исследование теплоизоляционных свойств шлаковых смесей для промежуточного ковша // Сталь. 2009. № 1. С. 28–31.
16. Вильданов С.К., Лиходиевский А.В., Пыриков А.Н. Разработка и внедрение энергосберегающих материалов для разливки стали // Новые огнеупоры. 2011. № 8. С. 3–6.
17. Вильданов С.К. Разработка и внедрение теплоизолирующих и шлакообразующих материалов серии «Изотерм-1600» // Сталь. 2018. № 9. С. 17–22.
1. Amelin A.V., Shchipanov S.S., Amelin Al.V., Foigt D.B. Development of steel continuous casting in JSC “EVRAZ-ZSMK”. *Stal’*. 2019, no. 7, pp. 14–16. (In Russ.).
2. Han Z., Li Y., Yang M., Yuan Q., Ba L., Xu E. Digital twin-driven 3D visualization monitoring and traceability system for general parts in continuous casting machine. *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing*. 2020, vol. 14, no. 7, article 0100. <https://doi.org/10.1299/jamdsm.2020jamdsm0100>
3. Jong-Kyu Yoon. Applications of numerical simulation to continuous casting technology. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 7, pp. 879–884. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.879>
4. Jiaocheng Ma, Zhi Xie, Guanglin Jia. Applying of real-time heat transfer and solidification model on the dynamic control system of billet continuous casting. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 12, pp. 1722–1727. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1722>
5. Grip Carl-Erik. Simple model for prediction of temperatures in an L-shaped tundish – Verification by continuous temperature measurements. *ISIJ International*. 1998, vol. 38, no. 7, pp. 704–713. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.38.704>
6. Fan C.-M., Hwang W.-S. Mathematical modeling of fluid flow phenomena during tundish filling and subsequent initial casting operation in steel continuous casting process. *ISIJ International*. 2000, vol. 40, no. 11, pp. 1105–1114. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.1105>
7. Pardeshi R., Basak S., Singh A.K., Basu B., Mahashabde V., Roe S.K., Kumar S. Mathematical modeling of the tundish of a single-strand slab caster. *ISIJ International*. 2004, vol. 44, no. 9, pp. 1534–1540. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1534>
8. Liu S.-X., Yang X.-M., Du L., Li L., Liu C.-Z. Hydrodynamic and mathematical simulations of flow field and temperature profile in an asymmetrical t-type single-strand continuous casting tundish. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 12, pp. 1712–1721. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1712>
9. El'darkhanov A.S., Nuradinov A.S., Baranova V.N. Some aspects of external influences application during continuous casting of steel. *Stal’*. 2015, no. 10, pp. 17–20. (In Russ.).
10. Botnikov S.A., Khlybov O.S., Kostychev A.N. Development of a steel temperature prediction model in a steel ladle and tundish in a casting and rolling complex. *Steel in Translation*. 2019, vol. 48, no. 10, pp. 688–694. <https://doi.org/10.3103/S096709121910005X>
11. Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A. The technological improvement for continuous casting of section steel, and the measuring methods for the temperature during solidification and cooling, Report I. *Steel in Translation*. 2019, vol. 49, no. 11, pp. 783–788. <https://doi.org/10.3103/S0967091219110147>
12. Van Ende M.-A., Jung I.-H. Development of a thermodynamic database for mold flux and application to the continuous casting process. *ISIJ International*. 2014, vol. 54, no. 3, pp. 489–495. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.489>
13. Klimanchuk V.V., Bochek A.P., Lavrinishin S.A., etc. Efficiency of protection of continuously casted metal. *Stal’*. 2007, no. 1, pp. 20–22. (In Russ.).
14. Toptygin A.M., Polozov E.G., Aizin Yu.M., Neklyudov I.V. Improving protective slag-forming mixtures for intermediate ladles of continuous-casting machines. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 3, pp. 266–270. <https://doi.org/10.3103/S0967091207030254>
15. Kapitanov V.A., Kuklev A.V., Polozov E.G. Heat-insulating properties of slag mixtures for the intermediate ladle. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 1, pp. 50–52. <https://doi.org/10.3103/S0967091209010124>
16. Vil'danov S.K., Likhodievskii A.V., Pyrikov A.N. Development and introduction of energy saving materials for steel pouring. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2011, vol. 52, no. 4, pp. 237–239. <https://doi.org/10.1007/s11148-011-9404-z>
17. Vil'danov S.K. Development and implementation of heat-insulating and slag-forming materials of Isotherm-1600 series. *Stal’*. 2018, no. 9, pp. 17–22. (In Russ.).

18. Пат. 2334587 РФ. Теплоизолирующая и защитная смесь для зеркала металла в промежуточном ковше МНЛЗ / Вильданов С.К., Лиходиевский А.В.; заявл. 02.07.2007; опубл. 27.09.2008. Бюл. № 27.
19. Пат. 2464122 РФ. Теплоизолирующая терморасширяющаяся смесь / Вильданов С.К., Лиходиевский А.В., Пыриков А.Н.; заявл. 06.10.2011; опубл. 20.10.2012. Бюл. № 29.
20. Палий И.А. Прикладная статистика. М.: Высшая школа, 2004. 175 с.
21. Pearson E.S., Hartley H.O. *Biometrika Tables for Statisticians*. Cambridge University Press, 1954. Vol. 1.
22. Ивченко Г.И., Медведев Ю.И. Математическая статистика. М.: Высшая школа, 1984. 247 с.
23. Кокс Д., Хинкли Д. Теоретическая статистика. М.: Мир, 1978. 560 с.
24. Леман Э. Проверка статистических гипотез. М.: Наука, 1979. 408 с.
25. Катеман Г., Пийперс Ф.В. Контроль качества химического анализа. М.: Металлургия, 1989. 447 с.
26. Karlin S. *First Course in Stochastic Processes*. New York: Academic Press, 1966. 536 p.
27. Hald A. *Statistical Theory with Engineering Applications*. New York: John Wiley, 1952. 783 p.
28. Brownlee K.A. *Statistical Theory and Methodology in Science and Engineering*. John Wiley, 1965. 590 p.
29. Колмогоров А.Н. Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Наука, 1986. 535 с.
30. Джонсон Н., Лион Ф. Статистика и планирование эксперимента в технике и науке. Методы обработки данных. М.: Мир, 1980. 609 с.
31. Бочаров П.П., Печинкин А.В. Математическая статистика. М.: Российский университет дружбы народов, 1994. 164 с.
32. Shapiro S.S., Wilk M.B. An analysis of variance test for normality (complete samples) // *Biometrika*. 1965. Vol. 52. P. 591–611. <https://doi.org/10.2307/2333709>
33. Cochran W.G. The  $\chi^2$  test of goodness of fit // *The Annals of Mathematical Statistics*. 1952. Vol. 23. P. 315–345.
34. Williams C.A. On the choice of the number and width of classes for the Chi-Square test goodness of fit // *Journal of the American Statistical Association*. 1950. Vol. 45. P. 77–86. <https://doi.org/10.1080/01621459.1950.10483336>
35. Hahn G.J., Shapiro S.S. *Statistical Models in Engineering*. Wiley, 1967. 395 p.
18. Vil'danov S.K., Likhodievskii A.V. *Heat-insulating and protective mixture for bath level in CCM tundish*. Patent RF no. 2334587. *Bulleten' izobretenii*. 2008, no. 27. (In Russ.).
19. Vil'danov S.K., Likhodievskii A.V., Pyrikov A.N. *Heat-insulating thermo-expanding mixture*. Patent RF no. 2464122. *Bulleten' izobretenii*. 2012, no. 29. (In Russ.).
20. Paliy I.A. *Applied Statistics*. Moscow: Vysshaya shkola, 2004, 175 p.
21. Pearson E.S., Hartley H.O. *Biometrika Tables for Statisticians*. Cambridge University Press, 1954, vol. 1.
22. Ivchenko G.I., Medvedev Yu.I. *Mathematical Statistics*. Moscow: Vysshaya shkola, 1984, 247 p. (In Russ.).
23. Cox D.R., Hinkley D.V. *Theoretical Statistics*. Chapman and Hall/CRC, 1979, 528 p.
24. Lehman E.L. *Testing Statistical Hypotheses*. New York: John Wiley and Sons Inc., London: Chapman and Hall, 1959, 361 p.
25. Kateman G., Pijpers F.W. *Quality Control in Analytical Chemistry*. Wiley, 1981, 276 p.
26. Karlin S. *First Course in Stochastic Processes*. New York: Academic Press, 1966, 536 p.
27. Hald A. *Statistical Theory with Engineering Applications*. New York: John Wiley, 1952.
28. Brownlee K.A. *Statistical Theory and Methodology in Science and Engineering*. New York: John Wiley, 1965.
29. Kolmogorov A.N. *Probability Theory and Mathematical Statistics*. Moscow: Nauka, 1986, 535 p. (In Russ.).
30. Johnson Norman L., Leone Fred C. *Statistics and Experimental Design in Engineering and the Physical Sciences*. New York, etc.: John Wiley, 1977.
31. Bocharov P.P., Pechinkin A.V. *Mathematical Statistics*. Moscow: Rossiiskii universitet druzhby narodov, 1994, 164 p. (In Russ.).
32. Shapiro S.S., Wilk M.B. An analysis of variance test for normality (complete samples). *Biometrika*. 1965, vol. 52, pp. 591–611. <https://doi.org/10.2307/2333709>
33. Cochran W.G. The  $\chi^2$  test of goodness of fit. *The Annals of Mathematical Statistics*. 1952, vol. 23, pp. 315–345.
34. Williams C.A. On the choice of the number and width of classes for the Chi-Square test goodness of fit. *Journal of the American Statistical Association*. 1950, vol. 45, pp. 77–86.
35. Hahn G.J., Shapiro S.S. *Statistical Models in Engineering*. Wiley, New York, 1967, 395 p.

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

#### INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Сергей Касимович Вильданов**, заместитель генерального директора, ООО «ОгнеупорТрейдГрупп», к.т.н., доцент, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

**E-mail:** vildanov@ogneupor.net

**Геннадий Станиславович Подгородецкий**, к.т.н., профессор, директор научно-образовательного центра «Инновационные металлургические технологии», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

**E-mail:** podgs@misis.ru

**Sergei K. Vil'danov**, Deputy General Director, LLC "OgneuporTrade-Grupp", Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS)

**E-mail:** vildanov@ogneupor.net

**Gennadii S. Podgorodetski**, Cand. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Scientific and Educational Center "Innovative Metallurgical Technologies", National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS)

**E-mail:** podgs@misis.ru

Поступила в редакцию 14.01.2021

После доработки 23.06.2021

Принята к публикации 28.06.2021

Received 14.01.2021

Revised 23.06.2021

Accepted 28.06.2021

*Оригинальная статья*

УДК 62-533.65::66.046.4.094.2

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-519-529



## УПРАВЛЕНИЕ ОХЛАЖДЕНИЕМ СТАЛЬНОЙ ПОЛОСЫ ПРИ ГИБКОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ОЦИНКОВАННОГО ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

**М. Ю. Рябчиков, Е. С. Рябчикова, Д. Е. Шманев, И. Д. Кокорин****Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова** (Россия, 455000, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

**Аннотация.** Работа посвящена проблеме гибкого мелкосерийного производства оцинкованного проката различного сортамента на агрегате непрерывного горячего оцинкования при переменной производительности. Основное внимание уделено термической обработке стальной полосы, требования к которой ограничивают производительность. В условиях возмущений необходимо упреждающее управление термообработкой с применением моделей, либо снижение скорости движения полосы для гарантированного выполнения требований. В отличие от большинства работ, где сделан акцент на управлении нагревом и выдержкой, данная работа посвящена охлаждению полосы. На основе анализа производственных данных Магнитогорского металлургического комбината показано, что нарушение требований к охлаждению влечет появление дефектов цинкового покрытия. Приведена зависимость вероятности возникновения дефектов от температуры полосы. Сформулированы задачи упреждающего управления охлаждением с применением моделей в условиях отсутствия контроля температуры рабочего пространства в отделении охлаждения. Для каждой из задач определены структура модели и способ ее настройки по данным, накопленным за значительный период работы агрегата в условиях неконтролируемых систематических возмущений. Предложена структура системы управления охлаждением с применением в качестве регулируемой переменной оценки температуры рабочего пространства, определяемой по модели. Продемонстрировано, что отсутствие контроля температуры рабочего пространства в отделении охлаждения не является проблемой при управлении с варьированием производительности. Приведены результаты настройки моделей по данным агрегата непрерывного горячего оцинкования Магнитогорского металлургического комбината. Предложенные структуры моделей, а также способы их настройки могут быть применены и при разработке моделей нагрева металла в печах.

**Ключевые слова:** оцинкование, стальная полоса, охлаждение, управление, модель, большие данные, дефекты покрытия, гибкое производство, производительность

**Для цитирования:** Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Шманев Д.Е., Кокорин И.Д. Управление охлаждением стальной полосы при гибком производстве оцинкованного листового проката // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 519–529.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-519-529>

*Original article*

## STRIP COOLING CONTROL FOR FLEXIBLE PRODUCTION OF GALVANIZED FLAT STEEL

**M. Yu. Ryabchikov, E. S. Ryabchikova, D. E. Shmanev, I. D. Kokorin****Nosov Magnitogorsk State Technical University** (38 Lenina Ave., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russian Federation)

**Abstract.** The work is devoted to the problem of flexible small-scale production of galvanized steel of various sizes on a continuous hot-dip galvanizing unit with varying productivity. The main focus is on the heat treatment of steel strip, the requirements for which limit productivity. In conditions of disturbances, it is necessary to proactively control the heat treatment using models, or to reduce the speed of the strip to ensure that the requirements are met. Unlike most of the works that focus on heat control, this work focuses on strip cooling. Based on the analysis of production data of the Magnitogorsk Iron and Steel Works, it is shown that violation of the cooling requirements leads to the appearance of defects in the zinc coating. Dependence of the probability of defects occurrence on the strip temperature is given. Problems of cooling predictive control are formulated using models in the absence of temperature control of the cooling section cavity. For each of the tasks, the model structure and the method of its tuning are determined according to the data accumulated over a significant period of the unit operation under conditions of uncontrolled systematic disturbances. The structure of the cooling control system is proposed by estimation of the cooling section cavity temperature as a controlled variable. The temperature estimate is determined from the model. The lack of measurement of the cooling section cavity temperature is not a problem then varying productivity. The results of the models tuning are presented according to the data of the Magnitogorsk Iron and Steel Works continuous hot-dip galvanizing unit. The proposed structures of the models and methods for their adjustment can be applied in the development of models for metal heating in furnaces.

**Keywords:** galvanizing, steel strip, cooling, control, model, big data, coating defects, flexible production, productivity

**For citation:** Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Shmanev D.E., Kokorin I.D. Strip cooling control for flexible production of galvanized flat steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 519–529. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-519-529>

## ВВЕДЕНИЕ

Продукция агрегатов непрерывного горячего оцинкования (АНГЦ) пользуется в настоящее время высоким спросом [1]. В течение последних десятилетий спрос строительной и автомобильной промышленности на оцинкованную стальную полосу значительно вырос. Так, в 2018 г. Магнитогорский металлургический комбинат (ММК) реализовал рекордный объем оцинкованного проката – 1,269 млн т. Однако рост происходил в условиях неопределенности и высокой скорости изменений требований рынка [2].

Агрегаты непрерывного горячего оцинкования потребляют большое количество энергии, значительная часть которой уходит в виде тепловых потерь [3]. Оптимизация термообработки полосы позволяет снизить затраты энергии. Как правило, управление на различных стадиях технологического процесса на АНГЦ оптимизировано для обработки типового сортамента, который являлся наиболее востребованным на момент запуска агрегата в эксплуатацию. В то же время непостоянство спроса на металлургическую продукцию приводит к мелкосерийному производству полосы разного сортамента. Это может послужить причиной снижения производительности и роста тепловых потерь, и делает производство оцинкованного листового проката менее гибким, затрудняя его адаптацию под текущие требования рынка.

Проблеме гибкого производства оцинкованного проката уделяется внимание в работах [4 – 6], в которых сделан акцент на оптимизацию управления нагревом стальной полосы в многозонных нагревательных печах. Показано, что основой производственной гибкости

может являться анализ накопленной технологической информации и создание комплекса моделей для управления отжигом. Продемонстрировано, что сложности привлечения накопленных данных к настройке моделей являются основной проблемой реализации управления при гибком производстве оцинкованного проката. Это препятствует практическому применению решений, подобных [7 – 9], где задачи оптимизации режимов термообработки стали рассматриваются изолированно от проблем настройки моделей. Кроме того, для получения качественной продукции необходимо выполнение требований не только по нагреву, но и охлаждению стальной полосы. Однако число литературных источников, где уделяется внимание этому вопросу, относительно невелико. Целью данной работы является изучение и решение проблем, связанных с синтезом моделей для управления охлаждением полосы при гибком производстве на АНГЦ. Основой являются технологические данные, накопленные в условиях ММК.

## СТРУКТУРА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ЛИНИИ АНГЦ

Первый на Магнитогорском металлургическом комбинате АНГЦ, разработанный итальянской фирмой *Danieli*, был введен в строй в 2002 г. Агрегат рассчитан на производство 500 тыс. т в год оцинкованного листа толщиной от 0,4 до 2,0 мм и шириной 1000 – 1650 мм для автомобильной и строительной промышленности. Схема термообработки полосы представлена на рис. 1.

Процесс нагрева осуществляется в протяжной печи башенного типа, имеющей участки радиационного нагрева и температурной выдержки. Далее полоса поступает в отделение замкнутого охлаждения, которое пред-

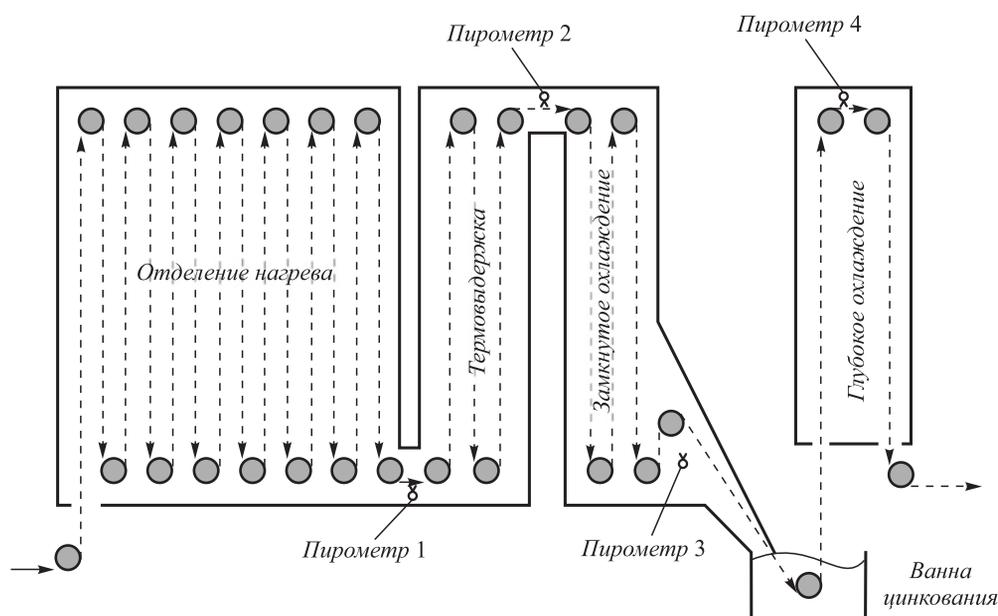


Рис. 1. Технологический процесс термообработки полосы

Fig. 1. Technological process of strip heat treatment

назначено для охлаждения полосы до температуры, при которой окисление поверхности стали не получит значительного развития после выхода полосы из отделения. Для контроля температурного состояния полосы используются четыре оптических пирометра на выходе участков нагрева, термовыдержки, замкнутого и глубокого охлаждения.

## ОТДЕЛЕНИЕ ЗАМКНУТОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

### КАК ОБЪЕКТ УПРАВЛЕНИЯ

Для охлаждения полосы в отделении применяется защитный азотно-водородный газ, который охлаждается с применением холодильников. Для циркуляции газа используются вентиляторы, которые высасывают защитный газ из секции. Управление работой отделения предусматривает воздействия на мощности, развиваемые вентиляторами.

Особенностью управления является отсутствие контроля температуры рабочего пространства в отделении закрытого охлаждения. Таким образом эффект от коррекции мощности можно оценить только по перепаду температур полосы на входе и выходе отделения. Подобный подход к организации управления ориентирован на режимы гарантированного охлаждения полосы. При таких режимах технологические возмущения (по скорости движения полосы, сортаменту или температуре металла на входе в отделение) не должны приводить к превышению максимально допустимой температуры металла на выходе из отделения.

### ПРОБЛЕМЫ УПРАВЛЕНИЯ ОХЛАЖДЕНИЕМ ПОЛОСЫ

При обработке полосы температура металла на выходе из отделения нагрева в зависимости от группы стали изменяется от 720 до 840 °С, а после замкнутого охлаждения перед ванной оцинкования должна достигать 450 – 480 °С. Невыполнение требований ведет к дефектам полосы. Контроль качества продукции показал, что к наиболее частым типам дефектов относятся наплывы цинка, непроцинковка и отслоение цинкового покрытия. Доля продукции с такими типами дефектов составляет порядка 90 %.

Для оценки влияния температуры полосы на выходе отделения замкнутого охлаждения на вероятность возникновения дефектов цинкового покрытия были сопоставлены температуры полосы для множества рулонов с дефектами и без них. База рулонов включала информацию по динамике изменения температуры полосы для 679 рулонов с дефектами и 8595 рулонов без дефектов. Для каждого рулона была определена максимальная температура полосы на выходе отделения закрытого охлаждения за все время обработки рулона. Далее с применением способа, предложенного в работе [4], была найдена зависимость вероятности получения дефектной продукции от температуры полосы на

выходе отделения (рис. 2), из которой следует нелинейное влияние температуры полосы на вероятность получения дефектной продукции. При этом видно, что даже минимальное превышение порога в 480 °С уже является нежелательным, так как влечет значимое увеличение вероятности последующего получения дефектов.

Изучение влияния снижения температуры полосы ниже уровня 450 °С на долю дефектной продукции показало отсутствие такой связи. Однако следует учитывать, что после замкнутого охлаждения полоса поступает в цинковую ванну, на поддержание температуры в которой также затрачивается энергия. Снижение температуры полосы ниже уровня 450 °С приводит к необоснованному росту затрат энергии на охлаждение и поддержание температуры в цинковой ванне в регламентированных пределах.

Для поддержания температуры полосы в заданных технологических пределах используется система регулирования по отклонению. Однако при изменении сортамента металла по секциям агрегата проходит сварной шов полосы разного сортамента. При этом возможно резкое скачкообразное изменение температуры металла на выходе секций нагрева, выдержки и охлаждения. Для того, чтобы с одной стороны избежать возникновения дефектов, а с другой не охлаждать чрезмерно полосу, так как это ведет к дополнительному расходу энергии, необходимо заблаговременно обеспечить режим охлаждения на основе априорных знаний. Можно указать два различных подхода к решению этой задачи.

Первый подход предполагает выбор индивидуальной для сортамента скорости движения полосы, при которой как в отделении нагрева, так и в отделении ох-

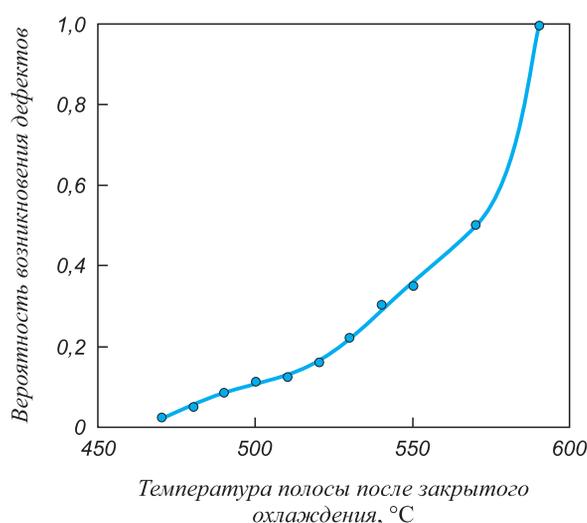


Рис. 2. Зависимость вероятности получения дефектной продукции от температуры полосы на выходе отделения закрытого охлаждения для условий АНГЦ № 1 ММК

Fig. 2. Dependence of the probability of obtaining defective products on strip temperature at outlet of the closed cooling section of continuous hot-dip galvanizing unit No. 1 of Magnitogorsk Iron and Steel Works

лаждения будет гарантированно обеспечена требуемая температура металла.

Температурные режимы, обеспечивающие гарантированный нагрев стальной полосы, обычно предполагают, что температура рабочего пространства в печи лишь незначительно (на 10 – 20 °С) превышает требуемую температуру металла на выходе из печи. С учетом этого выбирается скорость движения полосы. Подобный режим позволяет гарантировать, что металл достигает требуемой температуры существенно раньше момента своего выхода из печи для нагрева. В такой ситуации возмущения по температуре рабочего пространства в отдельных зонах печи или по свойствам стали не окажут существенного влияния на температуру металла на выходе из печи. Тем самым печь для нагрева выполняет не только функцию нагрева, но и частично функцию выдержки, хотя для этого предусмотрена отдельная секция. При реализации гарантированных режимов нагрева нет необходимости в применении сложных алгоритмов управления, основанных на моделях прогноза температуры полосы. Достаточно единожды подобрать индивидуально для сортамента температуру рабочего пространства в печи и соответствующую ей скорость движения полосы. Стабильность температуры металла на выходе из отделений нагрева и выдержки позволяет единожды определить мощность вентиляторов, обеспечивающую режим гарантированного охлаждения для сортамента. Подобный подход широко используется на практике, но обладает недостатками. Во-первых, гарантированный нагрев полосы с большой толщиной (более 0,001 м) требует существенного снижения скорости движения полосы, даже если мощность горелок допускает большую скорость, т. е. производительность агрегата для ряда сортов будет существенно снижена. Так, в условиях АНГЦ № 1 ММК скорость движения полосы варьируется в диапазоне от 20 до 180 м/мин. Во-вторых, затруднено варьирование производительности, поскольку режимы гарантированного нагрева подобраны с расчетом на определенную скорость движения полосы.

Альтернативой набору подобранных заранее гарантированных режимов нагрева и охлаждения является второй подход к выбору режимов. Подход основан на использовании моделей при управлении термической обработкой полосы, что позволяет отказаться от применения гарантированных режимов.

#### **ЗАДАЧИ ПРИ УПРАВЛЕНИИ ЗАМКНУТЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ С ПРИМЕНЕНИЕМ МОДЕЛЕЙ**

Выделим ряд принципиально разных задач при управлении замкнутым охлаждением, которые могут решаться с применением моделей.

К первой задаче отнесем стабилизацию температуры полосы на выходе отделения замкнутого охлаждения при неизменном сорте. Применение модели

позволяет повысить эффективность регулирования по отклонению за счет упреждающей компенсации возмущений. Основным возмущением является температура полосы на входе в отделение. Учитывая, что при скорости 180 м/мин полоса находится в отделении охлаждения порядка 40 с, упреждающее управление позволит уменьшить колебания температуры, что дает возможность поддерживать температуру вблизи верхнего технологического предела 480 °С. Существующие работы по управлению температурой полосы по отклонению, как правило, ориентированы на управление нагревом. Так, в [10 – 12] для управления температурой полосы предлагается использование комплексной модели теплотехнического состояния печи и металла, дополненной наблюдателем степени черноты полосы на основе фильтра Калмана. Схожее решение предложено в [13]. Результаты указанных работ могут быть применены и к задаче управления охлаждением полосы.

Второй задачей, требующей применения моделей, является упреждающее управление охлаждением при изменении сортамента или скорости движения полосы при реализации режимов, отличных от гарантированного нагрева и охлаждения. Решения, предложенные в [11 – 13], основаны на гипотезе о медленном изменении степени черноты. Но при перемене сортамента происходит резкое скачкообразное изменение температуры стали при прохождении сварного шва через точки контроля. Причиной является одновременное изменение множества различных свойств полосы, таких как теплоемкость, загрязненность, затраты тепла на рекристаллизацию, толщина, ширина и др. Перемена скорости движения полосы также приводит к достаточно быстрому изменению температуры металла на выходе отделений, что может привести к дефектам покрытия. Система регулирования по отклонению в такие периоды оказывается неэффективна, что требует упреждающего управления с применением моделей. Несмотря на значительное число работ в сфере управления термическими процессами при оцинковке полосы, проблема синтеза подобных моделей с применением накопленной технологической информации в настоящее время остается нерешенной. Согласно [6], причиной являются затруднения при настройке моделей по накопленным данным о работе агрегатов в режимах гарантированного нагрева и охлаждения, что требует более глубокого изучения.

Третья задача следует из цели – возможность варьирования производительности с выбором более высокой скорости движения полосы по сравнению с режимами гарантированного нагрева и охлаждения. Увеличение скорости движения полосы при заданном сорте ограничено максимальной предельной мощностью средств нагрева и охлаждения полосы. В работе [4] решалась задача настройки теплотехнических моделей состояния печи и нагреваемого металла. Было проде-

монстрировано существенное непостоянство уровня тепловых потерь в различные периоды работы агрегата. В то же время многие существующие модели [14 – 19] не учитывают эти особенности и неясно, как их настроить в подобных условиях. Таким образом, третья задача предполагает использование моделей для определения максимально возможной на текущий момент производительности.

В работе [20] продемонстрировано влияние производительности на качество регулирования температуры рабочего пространства в печи, что может послужить причиной дополнительного ограничения предельной производительности. Это предполагает четвертую задачу – использование моделей для оценки работоспособности системы регулирования или при синтезе системы регулирования температуры рабочего пространства.

Из перечисленных задач наиболее важными для реализации гибкого управления производительностью являются вторая и третья задачи. Их решение позволяет выбирать более высокую скорость движения полосы по сравнению с режимами гарантированного нагрева и охлаждения.

### ОСОБЕННОСТИ НАСТРОЙКИ МОДЕЛИ

#### ДЛЯ УПРЕЖДАЮЩЕГО УПРАВЛЕНИЯ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Назначение модели для упреждающего управления охлаждением заключается в выборе мощности вентиляторов для обеспечения требуемой температуры полосы на выходе отделения охлаждения при известных технологических параметрах сортамента (толщина, ширина, марка стали), скорости движения полосы, температуры полосы на входе в отделение.

В то же время изучение влияния перечисленных переменных модели на температуру полосы на выходе отделения замкнутого охлаждения по данным более чем за год работы агрегата показало отсутствие подобной многофакторной зависимости. Вероятными причинами являются неопределенность температурного состояния рабочего пространства отделения замкнутого охлаждения и непостоянство теплоотвода из отделения, не связанного с мощностью вентиляторов.

Однако назначением модели является прогноз при управлении. При прогнозировании могут использоваться данные о текущей температуре полосы на входе и выходе из отделения до технологического возмущения. Эта информация косвенно характеризует текущее температурное состояние рабочего пространства отделения охлаждения, но ее использование при синтезе эмпирических моделей затруднено значительным числом факторов и неоднородностью выборки из технологических данных.

Для решения задачи синтеза модели введем неконтролируемую переменную  $T_{\Pi}$ , являющуюся оценкой текущей температуры рабочего пространства отделения

охлаждения. Для настройки модели в условиях неоднородности настроечной выборки определим связь между температурой полосы  $T_M$  и температуры рабочего пространства  $T_{\Pi}$  на основе уравнения теплообмена в конвективной форме:

$$\frac{dT_M(\tau)}{d\tau} = a(T_{\Pi} - T_M(\tau)), \quad a = \frac{\alpha}{h}, \quad (1)$$

где  $T_M$  – температура стальной полосы;  $T_{\Pi}$  – температура рабочего пространства;  $h$  – толщина полосы;  $\alpha$  – настраиваемый параметр.

Примем, что в течение времени прохождения полосы через отделение охлаждения температура рабочего пространства  $T_{\Pi}$  постоянна. Тогда решение уравнения (1) относительно  $T_{\Pi}$  примет вид:

$$T_{\Pi} = \frac{T_M(\tau_{\text{охл}}) - T_M(0) + a_1 \tau_{\text{охл}} T_M(\tau_{\text{охл}})}{a_1 \tau_{\text{охл}}}, \quad \tau_{\text{охл}} = \frac{L}{v_1}, \quad a_1 = \frac{\alpha}{h_1}, \quad (2)$$

где  $T_M(0)$ ,  $T_M(\tau_{\text{охл}})$  – температура полосы на входе и выходе отделения;  $L$  – длина полосы в отделении закрытого охлаждения;  $v_1$ ,  $h_1$  – скорость движения и толщина полосы до технологического возмущения.

Выражение (2) может использоваться для оценки температуры рабочего пространства перед технологическим возмущением. Далее, полагая  $T_{\Pi}$  известной величиной, получим решение относительно температуры полосы на выходе отделения после возмущения:

$$T_M(\tau_{\text{охл}}) = \frac{T_M(0) + a_2 \tau_{\text{охл}} T_{\Pi}}{a_2 \tau_{\text{охл}} + 1}, \quad \tau_{\text{охл}} = \frac{L}{v_2}, \quad a_2 = \frac{\alpha}{h_2}, \quad (3)$$

где  $v_2$ ,  $h_2$  – скорость движения и толщина полосы после технологического возмущения.

В процессе исследования выполнена настройка модели по данным о температуре полосы при изменении ее толщины ( $\Delta h > 0,0002$  м, где  $\Delta h = |h_2 - h_1|$ ). В качестве критерия использована средняя абсолютная ошибка прогноза изменения температуры полосы на выходе отделения охлаждения при возмущении. При  $\alpha$  от 1,4 до  $2,5 (\times 10^{-4} \text{ м/с})$  получены схожие значения критерия (рис. 3).

Для решения проблемы были получены зависимости нормированной средней абсолютной ошибки прогноза изменения  $T_M$  от  $\alpha$  для различных подмножеств исходных данных, которые были разделены на группы по толщине и по скорости (см. таблицу). Граничный уровень скорости определяли с учетом толщины полосы для группировки данных, исходя из гарантий нагрева (рис. 4, а).

Рациональное значение  $\alpha = 1,6 \cdot 10^{-4} \text{ м/с}$  было получено по критерию:

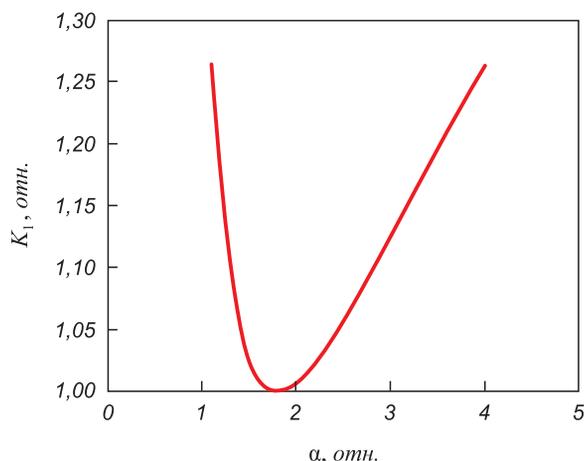


Рис. 3. Зависимость нормированной ошибки прогноза изменения  $T_m$  от  $\alpha$

Fig. 3. Dependence of the normalized forecast error of  $T_m$  change on  $\alpha$

$$\max \{K_2(\alpha), K_3(\alpha), K_4(\alpha)\} \rightarrow \min. \quad (4)$$

При этом достигается компромисс по точности прогнозирования для полос различной толщины при разной скорости движения. Средняя ошибка прогноза составила 5,28 °С. На рис. 5 приведен пример результатов тестирования модели по части тестовой выборки.

Настроенная модель может использоваться при управлении с целью реализации режимов, отличных от гарантированного нагрева и охлаждения.

### ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛИ ДЛЯ УПРЕЖДАЮЩЕГО УПРАВЛЕНИЯ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Структура системы управления температурой полосы представлена на рис. 6. Система включает в свой состав контроллер для стабилизации температуры полосы на заданном уровне, а также контроллер температуры рабочего пространства отделения замкнутого охлаждения.

Контроллер температуры рабочего пространства работает в двух режимах. В периоды при неизменном сортаменте и скорости движения полосы заданное значение температуры полосы принимается в соответствие с заданием для текущего сортамента ( $T_{sp} = T_{sp1}$ ).

Перед изменением сортамента или скорости контроллер рассчитывает согласно (2) при  $T_m(0) = T_{мп}$  и  $T_m(\tau_{охл}) = T_{sp1}$  требуемое для нового режима значение температуры рабочего пространства  $T_{п, sp}$  в отделении замкнутого охлаждения. Текущее значение температуры рабочего пространства  $T_{п}$  определяется также согласно (2), но по данным об измеренной температуре полосы на входе и выходе отделения для текущего сор-

### Условия отбора данных в группу

#### Data grouping conditions

Ошибка	Условия
$K_2$	$\min\{h_1, h_2\} > 0,00125$ м
$K_3$	$(\min\{h_1, h_2\} < 0,00125$ м) и $(v > (-99\ 695 \cdot \min\{h_1, h_2\} + 221))$ м/мин)
$K_4$	$(\min\{h_1, h_2\} < 0,00125$ м) и $(v < (-99\ 695 \cdot \min\{h_1, h_2\} + 221))$ м/мин)

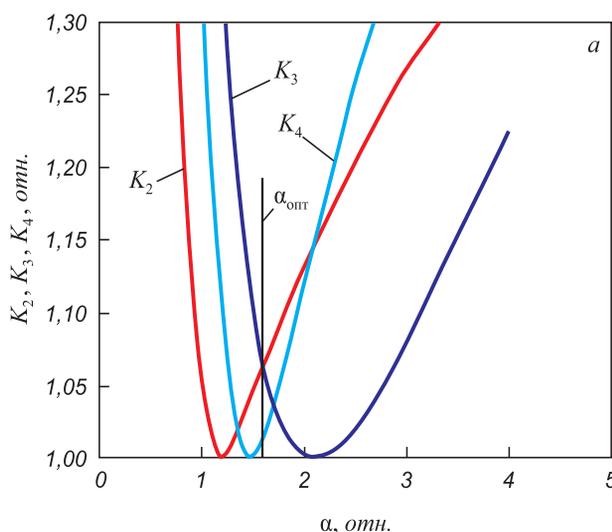
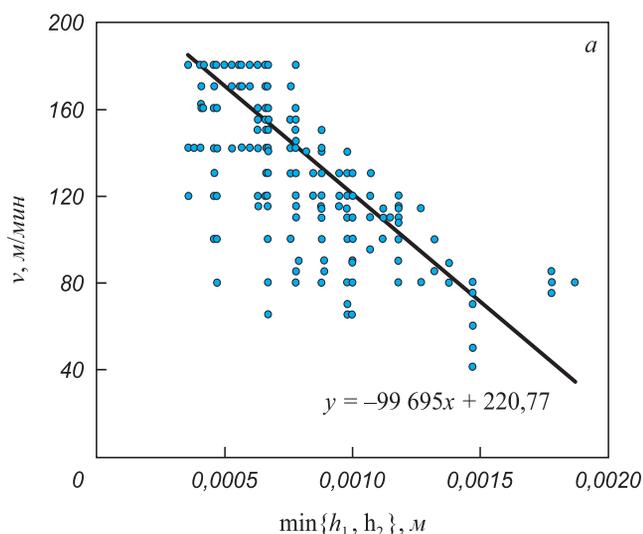


Рис. 4. Граничный уровень скорости (а) и зависимости  $K_2, K_3, K_4$  от  $\alpha$  (б)

Fig. 4. Boundary velocity level (a) and dependence of  $K_2, K_3, K_4$  on  $\alpha$  (b)

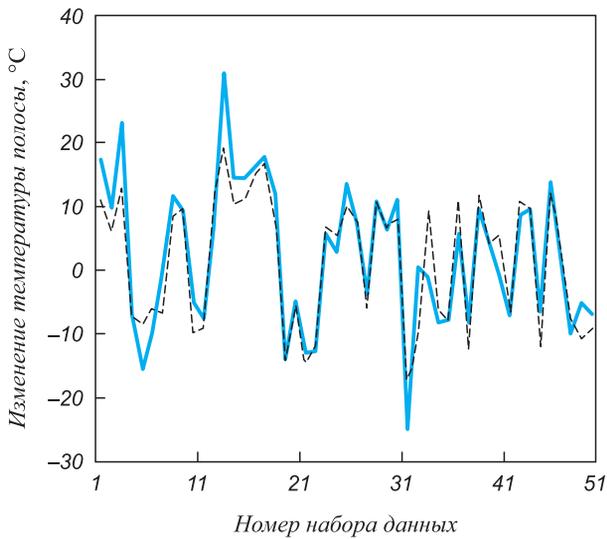


Рис. 5. Пример фактических и спрогнозированных (пунктирная линия) изменений температуры полосы на выходе отделения замкнутого охлаждения при изменении сортамента

Fig. 5. An example of actual and predicted (dashed line) temperature changes at outlet of the closed cooling section when changing the assortment

тамент. Сигнал рассогласования  $\varepsilon = T_{п,sp} - T_{п}$  используется для коррекции задания на температуру полосы для текущего сортамента. Таким образом, в отделении замкнутого охлаждения заблаговременно перед изменением сортамента или скорости обеспечивается требуемый режим охлаждения.

**ОСОБЕННОСТИ НАСТРОЙКИ МОДЕЛИ  
ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МАКСИМАЛЬНОЙ  
ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ И СИМУЛЯЦИИ УПРАВЛЕНИЯ**

Согласно структуре системы управления (см. рис. 6), новая скорость движения полосы  $v_2$  является заданным параметром. Однако мощности системы охлаждения может оказаться недостаточно для поддержания температуры полосы толщиной  $h_2$  на требуемом уровне при выбранной скорости  $v_2$ . Таким образом требуемое для нового режима значение температуры рабочего пространства  $T_{п,sp}$  может оказаться недостижимым. Для оценки уровня мощности  $F$  для обеспечения  $T_{п,sp}$  требуется дополнительная модель, которая может быть получена на основе теплового баланса отделения за период времени  $\Delta\tau$ :

$$\Delta\tau(Px_1 + T_{п}x_2) = zc_M\Delta\tau(t_M - t_{M0}) + \Delta T_{п}x_3, \quad (5)$$

где  $z = hvb$ ;  $b$  – ширина полосы;  $c_M$  – удельная тепловая емкость стали;  $t_{M0}, t_M$  – температура полосы соответственно на входе и выходе отделения;  $x_1, x_2, x_3$  – параметры настройки.

Согласно (5), сумма тепла  $\Delta\tau Px_1$ , отнятого системой охлаждения, и тепловых потерь  $x_1\Delta\tau T_{п}$  отделения

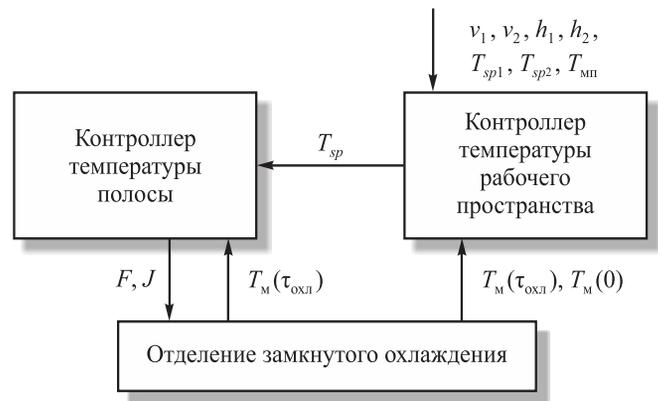


Рис. 6. Структура системы управления температурой полосы:  $F, J$  – мощность и число включенных вентиляторов;  $T_{sp}, T_{sp1}, T_{sp2}$  – заданные значения температуры полосы после охлаждения (соответственно текущая, требуемые для текущего и последующего сортамента);  $T_{мп}$  – прогноз температуры полосы на входе в отделение замкнутого охлаждения для последующего сортамента

Fig. 6. Structure of strip temperature control system:  $F, J$  – power and number of fans on;  $T_{sp}, T_{sp1}, T_{sp2}$  – preset values of strip temperature after cooling (correspondingly current and required for the current and subsequent steel coil);  $T_{мп}$  – prediction of strip temperature at entrance of the closed cooling section for subsequent steel coil

(приняты пропорциональными температуре рабочего пространства) равна сумме тепла, отданного металлом при охлаждении, и тепла, связанного с изменением температурного состояния отделения  $x_3\Delta T_{п}$ .

Используя настроенную модель охлаждения полосы, представленную в форме (3), запишем (5) в виде:

$$\Delta\tau(Px_1 + T_{п}x_2) = zc_M\Delta\tau\left(\frac{t_{M0} + a\tau_{окл}T_{п} - a\tau_{окл}t_{M0} - t_{M0}}{a\tau_{окл} + 1}\right) + \Delta T_{п}x_3 \quad (6)$$

или

$$\Delta\tau(Px_1^* + T_{п}x_2^*) = C\Delta\tau(T_{п} - t_{M0}) + \Delta T_{п}x_3^*, \quad (7)$$

где  $C = \frac{bLhv}{\alpha L + hv}$ ,  $x_1^* = \frac{x_1}{\alpha c_M}$ ,  $x_2^* = \frac{x_2}{\alpha c_M}$ ,  $x_3^* = \frac{x_3}{\alpha c_M}$ .

Поделив обе части уравнения (7) на  $\Delta\tau$  и, переходя к пределу, запишем:

$$P(\tau)x_1^* + T_{п}(\tau)x_2^* = C(T_{п}(\tau) - t_{M0}(\tau)) + x_3^* \frac{dT_{п}(\tau)}{d\tau}. \quad (8)$$

Равенство (8) может использоваться в качестве модели для определения максимальной производительности, а также симуляции управления. Однако подбор параметров настройки по накопленным технологическим данным затруднен вследствие фактической нелинейности и систематических смещений зависимостей тепловых потерь от температуры в отделении и отводимого тепла от мощности вентиляторов. Попытки подбора параметров настройки в (8) показали, что для каж-

дого отдельного периода работы агрегата оптимальные значения всех параметров настройки различны.

Рассмотрим особенности применения (8) к условиям отдельного периода работы агрегата. Примем, что в начальный момент периода температура рабочего пространства в отделении установилась. Тогда можем записать (8) для  $\tau = 0$ :

$$P(0)x_1^* + T_{\text{п}}(0)x_2^* = C(T_{\text{п}}(0) - t_{\text{м0}}(0)). \quad (9)$$

Вычитая из (8) выражение (9), получим:

$$\begin{aligned} \Delta P(\tau)x_1^* + \Delta T_{\text{п}}(\tau)x_2^* = \\ = C(\Delta T_{\text{п}}(\tau) - \Delta t_{\text{м0}}(\tau)) + x_3^* \frac{dT_{\text{п}}(\tau)}{d\tau}, \end{aligned} \quad (10)$$

где  $\Delta P(\tau) = P(\tau) - P(0)$ ;  $\Delta T_{\text{п}}(\tau) = T_{\text{п}}(\tau) - T_{\text{п}}(0)$ ;  $\Delta t_{\text{м0}}(\tau) = t_{\text{м0}}(\tau) - t_{\text{м0}}(0)$ .

Исходя из (10), для скорости изменения температуры рабочего пространства запишем:

$$\begin{aligned} \frac{dT_{\text{п}}(\tau)}{d\tau} = \frac{x_2^* - C}{x_3^*} \left( \frac{x_1^*}{x_2^* - C} \Delta P(\tau) - \Delta T_{\text{п}}(\tau) \right) + \\ + \frac{C}{x_3^*} \Delta t_{\text{м0}}(\tau) + x_4^*, \end{aligned} \quad (11)$$

где  $x_4^*$  настраивается для учета ошибочности допущения об установившейся температуре в отделении при  $\tau = 0$ .

Для настройки модели вида (11) из накопленных данных были отобраны периоды, в течение которых наблюдались значимые изменения мощности  $P$  или температуры полосы на входе в отделение  $t_{\text{м0}}$ . Модель (11) использовали для определения динамики изменения температуры рабочего пространства отде-

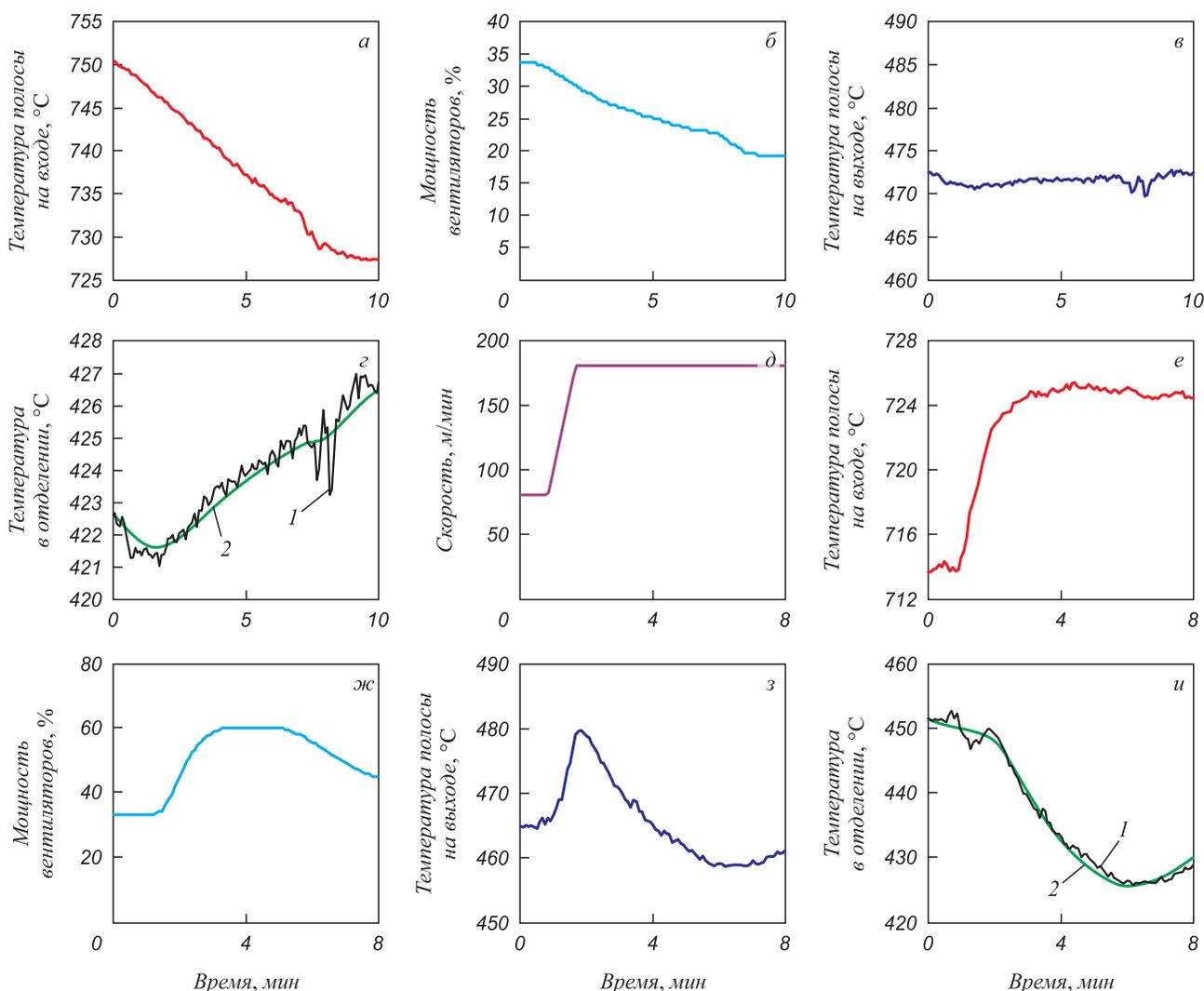


Рис. 7. Результаты моделирования для первого периода (а – в) при  $x_4^* = -0,015$  и для второго периода (д – и) при  $x_4^* = -0,032$ : 1, 2 – соответственно модели (2) и (11)

Fig. 7. Simulation results for the first period (a – в) with  $x_4^* = -0.015$  and for the second period (д – и) with  $x_4^* = -0.032$ : 1, 2 – models (2) and (11)

ления  $T_n$  по данным о динамике изменения  $\Delta P$  и  $\Delta t_{m0}$ . Модель (11) не требует в качестве исходных данных информации о температуре полосы на выходе из отделения. Полученную по модели (11) динамику изменения  $T_n$  сравнивали с динамикой изменения  $T_n$ , определенной с помощью модели вида (2) по данным о температуре полосы на входе и выходе из отделения. Начальное значение  $T_n$  при расчете с использованием (11) принимали равным значению  $T_n$  по модели (2) при  $\tau = 0$ .

Настройку модели осуществляли полным перебором значений  $x_1^*$ ,  $x_2^*$ ,  $x_3^*$ ,  $x_4^*$ . Найдено однозначное решение  $\{x_1^* = -35,2; x_2^* = 40,45; x_3^* = 3988,1\}$ , которое позволяет обеспечить наибольшую точность моделирования при выборе для каждого отобранного периода работы агрегата индивидуального значения  $x_4^*$ . При расчетах мощность задавали в процентах от максимума, а значения прочих переменных принимали в формате СИ.

Рис. 7 демонстрирует результаты моделирования для двух различных периодов. В течение первого периода (рис. 7, а – з) происходило постепенное снижение температуры полосы на входе отделения замкнутого охлаждения. Система регулирования корректировала мощность вентиляторов для стабилизации температуры полосы на выходе из отделения. В течение второго периода (рис. 7, д – и) была увеличена скорость движения полосы. Одновременно с этим в отделении нагрева были включены дополнительные группы горелок и увеличен расход топлива, что привело к росту температуры полосы на входе в отделение замкнутого охлаждения.

Из рис. 7 видно соответствие результатов моделирования температуры рабочего пространства в отделении замкнутого охлаждения с применением моделей (2) и (11). Модель (11), не требующая информации о тем-

пературе полосы на выходе отделения, может использоваться для оценки максимальной на текущий момент производительности, а также при имитационном моделировании управления и изучении динамических характеристик объекта управления.

### ВАРИАЦИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

#### ОБЪЕКТА УПРАВЛЕНИЯ

При стабильной температуре полосы на входе в отделение и установившейся температуре рабочего пространства в начальный момент времени периода можно записать:

$$\frac{dT_n(\tau)}{d\tau} = \frac{x_2^* - C}{x_3^*} \left( \frac{x_1^*}{x_2^* - C} \Delta P(\tau) - \Delta T_n(\tau) \right). \quad (12)$$

Согласно (12) динамика объекта представлена инерционным звеном с постоянной времени  $T_{об} = \frac{x_3^*}{x_2^* - C}$ .

На рис. 8 показан пример динамики изменения температуры  $T_n$  в отделении для периода со ступенчатым изменением мощности при стабильной температуре полосы на входе. Вид переходной характеристики подтверждает допустимость представления динамики объекта инерционным звеном.

Модель позволяет оценить влияние производительности на коэффициент передачи объекта  $k_{об} = \frac{x_1^*}{x_2^* - C}$  и на постоянную времени инерционного звена  $T_{об}$ . Исходя из ограничений на производительность [5], которые накладывает мощность горелок в отделении нагрева, постоянная времени  $T_{об}$  и коэффициент передачи могут изменяться в 2 – 3 раза.

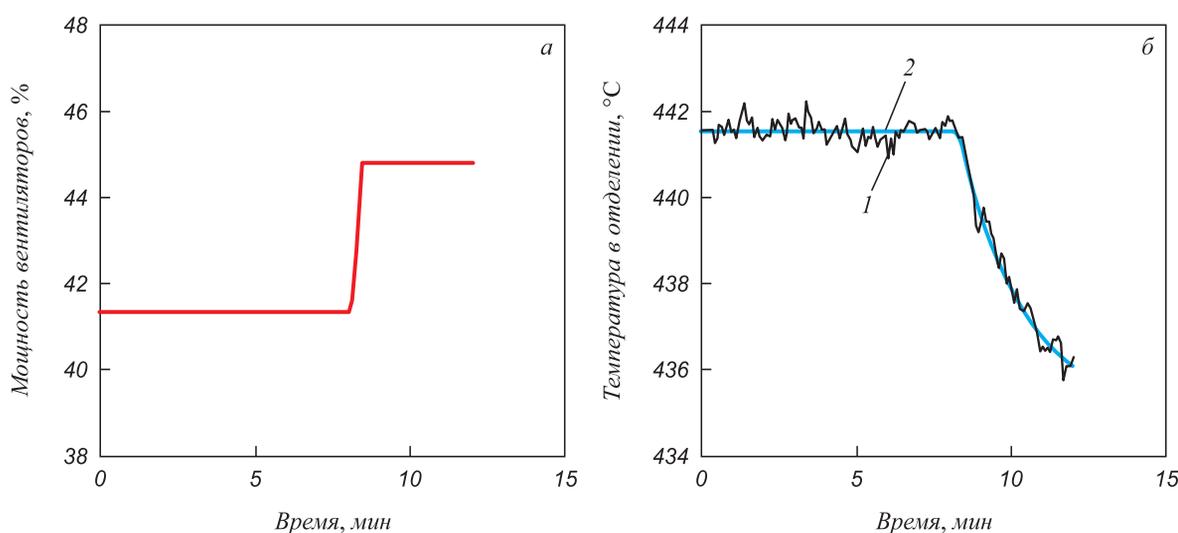


Рис. 8. Пример переходной характеристики по температуре в отделении при ступенчатом возмущении по мощности вентиляторов: 1, 2 – соответственно модели (2) и (11)

Fig. 8. An example of transient response in terms of temperature in a section at step disturbance when fans on: 1, 2 – models (2) and (11)

## Выводы

Предложены модели теплообмена, допускающие настройку по данным, собранным в различные периоды работы в условиях систематических возмущений. Модели могут использоваться для выбора режимов охлаждения полосы при варьировании производитель-

ности в условиях отсутствия контроля температуры рабочего пространства. Полученные решения позволяют отойти от практики использования режимов гарантированной термической обработки стальной полосы, снижающих производительность, и также могут использоваться применительно к нагреву изделий в печах различной конструкции.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

## REFERENCES

1. Никифоров Б.А., Салганик В.М., Денисов С.В., Стеканов П.А. Освоение производства высокопрочного проката для автомобилестроения в ОАО «ММК» // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2006. № 4. С. 41–45.
2. Марков Д.А., Маркова Н.А. Быстрореагирующее производство как концепция повышения конкурентоспособности предприятия // Вестник ПНИПУ. Социально-экономические науки. 2016. № 2. С. 182–192.
3. Sundaramoorthy S., Phuong Q., Gopalakrishnan B., Latif H.H. Heat balance analysis of annealing furnaces and zinc pot in continuous hot dip galvanizing lines // *Energy Engineering*. 2016. Vol. 113. No. 2. P. 12–47. <https://doi.org/10.1080/01998595.2016.11668651>
4. Ryabchikov M.Yu. Selection of steel strip annealing energy-saving conditions in view of the substandard products share // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2020. Vol. 55. No. 1. P. 182–191.
5. Рябчиков М.Ю., Самарина И.Г. Изучение режимов нагрева стальной полосы в протяжной печи башенного типа для светлого отжига // *Металлообработка*. 2013. № 1 (73). С. 43–49.
6. Рябчиков М.Ю., Кокорин И.Д. Настройка модели отжига полосы в протяжных печах по данным в форме приращений // *Динамика сложных систем – XXI век*. 2019. № 3. С. 46–56.
7. Guo Ch., Zhang Y., You X., Chen X., Zhang Y. Optimal control of process continuous annealing using PSO // *Proceedings of the IEEE Int. Conf. on Automation and Logistics*. 2009. P. 602–606. <http://doi.org/10.1109/ICAL.2009.5262851>
8. Wang Z., Wang X. Multiobjective multifactorial operation optimization for continuous annealing production process // *Industrial & Engineering Chemistry Research*. 2019. Vol. 58. No. 41. P. 19166–19178. <http://doi.org/10.1021/acs.iecr.9b03399>
9. Shi H., Guo L., Wang Y., Li F., Shi Q. Optimization of temperature setting in heating section by multi-objective particle swarm // *Journal of Shenyang Jianzhu University (Natural Science)*. 2018. Vol. 34. No. 4. P. 733–740. <https://doi.org/10.11717/j.issn:2095-1922.2018.04.19>
10. Strommer S., Niederer M., Steinboeck A., Kugi A. Hierarchical nonlinear optimization-based controller of a continuous strip annealing furnace // *Control Engineering Practice*. 2018. No. 73. P. 40–55. <http://doi.org/10.1016/j.conengprac.2017.12.005>
11. Niederer M., Strommer S., Steinboeck A., Kugi A. Nonlinear model predictive control of the strip temperature in an annealing furnace // *Journal of Process Control*. 2016. Vol. 48. P. 1–13. <http://doi.org/10.1016/j.jprocont.2016.09.012>
12. Strommer S., Niederer M., Steinboeck A., Jadachowskit L., Kugi A. Nonlinear observer for temperatures and emissivities in a strip annealing furnace // *IEEE Industry Applications Society Annual Meeting*. 2016. <http://doi.org/10.1109/IAS.2016.7731914>
13. Wu H., Speets R., Ozcan G., Ekhart R., Heijke R., Nederlof C., Boeder C.J. Non-linear model predictive control to improve transient production of a hot dip galvanising line // *Ironmaking & Steelmaking*. 2016. Vol. 43. No. 7. P. 541–549. <http://doi.org/10.1080/03019233.2015.1126687>
14. Martínez-de-Pisón F.J., Celorrio L., Pérez-de-la-Parte M., Castejón M. Optimising annealing process on hot dip galvanising line based on robust predictive models adjusted with genetic al-
1. Nikiforov B.A., Salganik V.M., Denisov S.V., Stekanov P.A. Commercial production of high-strength rolled products for the automotive industry at MMK JSC. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2006, no. 4(16), pp. 41–45. (In Russ.).
2. Markov D.A., Markova N.A. Quick response manufacturing as a concept of enterprise competitiveness increase. *Vestnik PNIPIU. Sotsial'no-ekonomicheskie nauki*. 2016, no. 2, pp. 182–192. (In Russ.).
3. Sundaramoorthy S., Phuong Q., Gopalakrishnan B., Latif H.H. Heat balance analysis of annealing furnaces and zinc pot in continuous hot dip galvanizing lines. *Energy Engineering*. 2016, vol. 113, no. 2, pp. 12–47. <https://doi.org/10.1080/01998595.2016.11668651>
4. Ryabchikov M.Yu. Selection of steel strip annealing energy-saving conditions in view of the substandard products share. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2020, vol. 55, no. 1, pp. 182–191.
5. Ryabchikov M.Yu., Samarina I.G. Study of steel strip heating modes in a tower strand-type furnace for bright annealing. *Metallorabotka*. 2013, no. 1(73), pp. 43–49. (In Russ.).
6. Ryabchikov M.Yu., Kokorin I.D. Setting of a model of strip annealing in strand-type furnaces according to the data in form of increments. *Dinamika slozhnykh sistem – XXI vek*. 2019, no. 3(13), pp. 46–56. (In Russ.).
7. Guo Ch., Zhang Y., You X., Chen X., Zhang Y. Optimal control of continuous annealing process using PSO. In: *Proceedings of the IEEE Int. Conf. on Automation and Logistics*. 2009, pp. 602–606. <http://doi.org/10.1109/ICAL.2009.5262851>
8. Wang Z., Wang X. Multiobjective multifactorial operation optimization for continuous annealing production process. *Industrial & Engineering Chemistry Research*. 2019, vol. 58, no. 41, pp. 19166–19178. <http://doi.org/10.1021/acs.iecr.9b03399>
9. Shi H., Guo L., Wang Y., Li F., Shi Q. Optimization of temperature setting in heating section by multi-objective particle swarm. *Journal of Shenyang Jianzhu University (Natural Science)*. 2018, vol. 34, no. 4, pp. 733–740. <https://doi.org/10.11717/j.issn:2095-1922.2018.04.19>
10. Strommer S., Niederer M., Steinboeck A., Kugi A. Hierarchical nonlinear optimization-based controller of a continuous strip annealing furnace. *Control Engineering Practice*. 2018, vol. 73, pp. 40–55. <http://doi.org/10.1016/j.conengprac.2017.12.005>
11. Niederer M., Strommer S., Steinboeck A., Kugi A. Nonlinear model predictive control of the strip temperature in an annealing furnace. *Journal of Process Control*. 2016, vol. 48, pp. 1–13. <http://doi.org/10.1016/j.jprocont.2016.09.012>
12. Strommer S., Niederer M., Steinboeck A., Jadachowskit L., Kugi A. Nonlinear observer for temperatures and emissivities in a strip annealing furnace. *IEEE Industry Applications Society Annual Meeting*. 2016. <http://doi.org/10.1109/IAS.2016.7731914>
13. Wu H., Speets R., Ozcan G., Ekhart R., Heijke R., Nederlof C., Boeder C.J. Non-linear model predictive control to improve transient production of a hot dip galvanising line. *Ironmaking & Steelmaking*. 2016. vol. 43, no. 7, pp. 541–549. <http://doi.org/10.1080/03019233.2015.1126687>
14. Martínez-de-Pisón F.J., Celorrio L., Pérez-de-la-Parte M., Castejón M. Optimising annealing process on hot dip galvanising line based on robust predictive models adjusted with genetic algorithms.

- gorithms // *Ironmaking and Steelmaking*. 2011. Vol. 38. No. 3. P. 218–228. <http://doi.org/10.1179/1743281210Y.0000000001>
15. Hajaliakbari N., Hassanpour S. Analysis of thermal energy performance in continuous annealing furnace // *Applied Energy*. 2017. Vol. 206. P. 829–842. <http://doi.org/10.1016/j.apenergy.2017.08.246>
  16. Yoshitani N., Hasegawa A. Model-based control of strip temperature for the heating furnace in continuous annealing // *IEEE Transactions on Control Systems Technology*. 1998. Vol. 6. No. 2. P. 146–156. <https://doi.org/10.1109/87.664182>
  17. Tian Y.-C., Hou C.-H., Gaol F. Mathematical model of a continuous galvanizing annealing furnace // *Developments in Chemical Engineering and Mineral Processing*. 2000. Vol. 8. No. 3. P. 359–374. <https://doi.org/10.1002/apj.5500080314>
  18. Bitschnau L., Jakubek S., Kozek M. Constrained model predictive control of a continuous annealing furnace // *Proceedings of the ASME 2010 Dynamic Systems and Control Conf., DSCC2010*. 2010. Vol. 2. P. 285–292. <https://doi.org/10.1115/DSCC2010-4129>
  19. Bitschnau L., Kozek M. Modeling and control of an industrial continuous furnace // *International Conference on Computational Intelligence. Modelling and Simulation*. 2009. P. 231–236. <http://doi.org/10.1109/CSSim.2009.26>
  20. Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Кокорин И.Д. Система стабилизации температуры в нагревательной печи с применением скользящего регулирования и нечеткой логики // *Мехатроника, автоматизация, управление*. 2020. Т. 21. № 3. С. 143–157. <http://doi.org/10.17587/mau.21.143-157>
- Ironmaking and Steelmaking*. 2011, vol. 38, no. 3, pp. 218–228. <http://doi.org/10.1179/1743281210Y.0000000001>
15. Hajaliakbari N., Hassanpour S. Analysis of thermal energy performance in continuous annealing furnace. *Applied Energy*. 2017, vol. 206, pp. 829–842. <http://doi.org/10.1016/j.apenergy.2017.08.246>
  16. Yoshitani N., Hasegawa A. Model-based control of strip temperature for the heating furnace in continuous annealing. *IEEE Transactions on Control Systems Technology*. 1998, vol. 6, no. 2, pp. 146–156. <https://doi.org/10.1109/87.664182>
  17. Tian Y.-C., Hou C.-H., Gaol F. Mathematical model of a continuous galvanizing annealing furnace. *Developments in Chemical Engineering and Mineral Processing*. 2000, vol. 8, no. 3, pp. 359–374. <https://doi.org/10.1002/apj.5500080314>
  18. Bitschnau L., Jakubek S., Kozek M. Constrained model predictive control of a continuous annealing furnace. *Proceedings of the ASME 2010 Dynamic Systems and Control Conference, DSCC2010*. 2010, vol. 2, pp. 285–292. <https://doi.org/10.1115/DSCC2010-4129>
  19. Bitschnau L., Kozek M. Modeling and control of an industrial continuous furnace. *International Conference on Computational Intelligence. Modelling and Simulation*. 2009, pp. 231–236. <http://doi.org/10.1109/CSSim.2009.26>
  20. Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Kokorin I.D. System of temperature stabilization in a heating furnace based on sliding mode control and fuzzy logic. *Mekhatronika, Avtomatizatsiya, Upravlenie*. 2020, vol. 21, no. 3, pp. 143–157. (In Russ.). <http://doi.org/10.17587/mau.21.143-157>

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

## INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Михаил Юрьевич Рябчиков**, к.т.н., доцент кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова  
**ORCID:** 0000-0001-5337-0951

**Елена Сергеевна Рябчикова**, к.т.н., доцент кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова  
**ORCID:** 0000-0001-6441-1157  
**E-mail:** mika.elena@mail.ru

**Данил Евгеньевич Шманев**, магистр кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова  
**E-mail:** shmanev98@mail.ru

**Илья Дмитриевич Кокорин**, магистр кафедры автоматизированных систем управления, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова  
**E-mail:** kokorin97mgn@mail.ru

**Mikhail Yu. Ryabchikov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University  
**ORCID:** 0000-0001-5337-0951

**Elena S. Ryabchikova**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University  
**ORCID:** 0000-0001-6441-1157  
**E-mail:** mika.elena@mail.ru

**Danil E. Shmanev**, Master Student of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University  
**E-mail:** shmanev98@mail.ru

**Ilya D. Kokorin**, Master Student of the Chair of Automated Control Systems, Nosov Magnitogorsk State Technical University  
**E-mail:** kokorin97mgn@mail.ru

Поступила в редакцию 9.02.2021  
 После доработки 29.04.2021  
 Принята к публикации 28.06.2021

Received 9.02.2021  
 Revised 29.04.2021  
 Accepted 28.06.2021



Оригинальная статья

УДК 669.187

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-530-535



## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ СИЛ ПОСТОЯННОГО ТОКА, ДЕЙСТВУЮЩИХ НА КАПЛЮ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА

И. В. Чуманов, И. А. Алексеев, Д. В. Сергеев

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

**Аннотация.** Представлено математическое и компьютерное моделирование поведения капель жидкого электродного металла при протекании процесса электрошлакового переплава (ЭШП) на постоянном источнике тока. Изучение воздействия электрического поля, создаваемого постоянным током, позволило показать отклонение траектории движения капли от оси электрода. Поток электронов и капли электродного металла подвергаются воздействию электромагнитных сил, что приводит к их смещению относительно оси переплавляемого электрода. Данное воздействие влечет за собой дестабилизацию ванны жидкого металла и кристаллическую неоднородность. В свою очередь, внешнее воздействие на протекание процесса ЭШП может дать возможность стабилизации ванны жидкого металла даже с использованием постоянного тока. В данном качестве могут выступать центробежные силы, которые возникают в случае применения технологии с вращением расходоуемого электрода вокруг собственной оси. Для установления оптимальных показателей скорости вращения необходимо оценить величину воздействия магнитного поля, возникающего в процессе переплава на постоянном токе. Моделирование проводилось с использованием программного пакета Ansys Fluent 16.0 на примере переплава стали 12Х18Н10Т под флюсом АНФ-6. Алгоритм вычисления Ansys Fluent основан на методе конечных элементов. В данной работе математический аппарат изменению не подвергался и использовался в первоначальном виде. Применялся метод магнитной индукции. База сведений о протекающем процессе строилась по сетке конечных элементов с определенным, но достаточным уровнем адекватности и качества. Каждый элемент содержит сведения о модели в данной точке, заданные для данного процесса моделирования. Выявлено изменение траектории движения капли электродного металла электрическим полем с противоположного направления, по которому стекает капля. Средняя длина пути, преодолеваемого каплей жидкого металла от оси кристаллизатора до внутренней поверхности, составляет от 5 до 15 см. Смоделировано движение капли электродного металла без наложенного внешнего магнитного поля. Моделирование позволило определить (оценить) направление движения капель электродного металла и показатель необходимой внешней силы для стабилизации ванны жидкого металла при протекании процесса ЭШП на постоянном токе, равный 0,067 Н.

**Ключевые слова:** моделирование, электрошлаковый переплав, постоянный ток, джоулево тепло, кристаллизация, энергоэффективность, магнитные силы

**Финансирование:** Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90081.

**Для цитирования:** Чуманов И.В., Алексеев И.А., Сергеев Д.В. Моделирование поведения электромагнитных сил постоянного тока, действующих на каплю жидкого металла в процессе электрошлакового переплава // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 530–535. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-530-535>

Original article

## MODELING THE BEHAVIOR OF DIRECT CURRENT ELECTROMAGNETIC FORCES ACTING ON A DROP OF LIQUID METAL DURING ELECTROSLAG REMELTING

I. V. Chumanov, I. A. Alekseev, D. V. Sergeev

Zlatoust Branch of the South Ural State University (16 Turgeneva Str., Zlatoust, Chelyabinsk Region 456217, Russian Federation)

**Abstract.** The article presents mathematical and computer modeling of the behavior of liquid electrode metal drops during the process of electroslag remelting (ESR) at a constant current source. The study of the effect of electric field created by direct current allowed us to show the deviation of the drop trajectory from the electrode axis. The flow of electrons and drops of the electrode metal are exposed to electromagnetic forces, which leads to their displacement relative to the remelted electrode axis. This effect entails destabilization of the liquid metal bath and crystal heterogeneity. In turn, the use of external influence on the flow of ESR process can make it possible to stabilize the liquid metal bath even with the use of direct current. Centrifugal forces can act as such forces. They can arise when implementing the technology with the consumable electrode rotation around its own

axis. To establish the optimal parameters of rotation speed, it is necessary to estimate the magnitude of impact of the magnetic field that occurs during direct current remelting process. The modeling was carried out using the Ansys Fluent 16.0 software package on the example of remelting 12Kh18N10T steel under the flux ANF-6. The algorithm for calculating of Ansys Fluent is based on the finite element method. In this paper, the mathematical apparatus was not changed and was used in its initial form. The method of magnetic induction was used. The database of information about the ongoing process was built on a grid of finite elements with certain, but sufficient level of adequacy and quality. Each element contains information about the model at a given point, specified for this modeling process. We have revealed the change in the trajectory of the electrode metal drop by electric field from the opposite direction along which the drop flows. The average length of the path traversed by liquid metal drop from the mold axis to the inner surface is from 5 to 15 cm. The motion of an electrode metal drop without an external magnetic field was simulated. This simulation made it possible to determine (estimate) the direction of movement of electrode metal drops and the indicator of necessary external force to stabilize the liquid metal bath during ESP process at direct current equal to 0.067 N.

**Keywords:** modeling, electroslag remelting, direct current, Joule's heat, crystallization, energy efficiency, magnetic forces

**Funding:** The reported study was supported by the Russian Foundation for Basic Research, project No. 19-38-90081.

**For citation:** Chumanov I.V., Alekseev I.A., Sergeev D.V. Modeling the behavior of direct current electromagnetic forces acting on a drop of liquid metal during electroslag remelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 530–535. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-530-535>

## ВВЕДЕНИЕ

Процесс электрошлакового переплава (ЭШП) на сегодняшний день является неотъемлемой частью производства специальных сталей и сплавов, которые находят широкое применение в авиационной, атомной и нефтегазовой промышленности [1, 2]. Во время протекания процесса ток проходит от электрода к поддону через ванну жидкого шлака, обладающего высоким сопротивлением, что вызывает нагрев джоулевым теплом. Вследствие этого происходит оплавление электрода. В результате образуется пленка жидкого металла на торце электрода, что приводит к формированию капли жидкого металла под действием гравитационных сил. После отрыва капля металла проходит через менее плотный расплавленный шлак, формируя жидкую ванну расплавленного металла. Процесс позволяет получить не только металл, обладающий высокими показателями чистоты по неметаллическим включениям, но и обеспечить высокий уровень десульфурации [3 – 9]. В то же время, процесс ЭШП является энергозатратным и повышение его энерго- и теплоэффективности является актуальной задачей для исследований как в России, так и за рубежом [10]. Нынешний уровень развития технологической базы позволяет смоделировать различные процессы, происходящие во время переплава с целью установления оптимальных условий [11 – 13], что особенно важно при высоких температурах, оптически не прозрачных средах и химически активных фазах. Простым и энергоэффективным способом ЭШП является использование одноэлектродной схемы переплава. Одним из вариантов повышения энергоэффективности одноэлектродной схемы переплава является переход от переменного источника тока к постоянному [14]. В то же время, переменный ток наиболее распространен, это связано с большей стабильностью ванны жидкого металлического расплава в сравнении с процессом ЭШП на постоянном токе. Нестабильность жидкой ванны при переплаве на постоянном токе связана с воздействием электромагнитного поля на

подаваемый электродный металл [15]. Согласно теории о вихревых токах, токопроводящие материалы, движущиеся внутри магнитного поля, порождают внутри себя электрический ток. Поле, создаваемое постоянным током при работе установки ЭШП, лежит в плоскости, перпендикулярной оси установки. Вектор магнитной индукции направлен по правилу буравчика. Движение токопроводящего материала внутри постоянного магнитного поля порождает внутри него электрический ток, вихревые токи или токи Фуко. Капли металла имеют заряд, аналогичный полярности переплавляемого электрода. Нестабильность приводит к неоднородной кристаллической структуре металла, появлению дефектов на дальнейших стадиях обработки металла давлением. Стабилизировать ванну жидкого расплава можно за счет воздействия внешних сил на жидкий электродный металл [16]. Возможно воздействовать на жидкий металл путем создания внешнего электрического поля вокруг кристаллизатора. Однако воздействие путем создания электрического поля не позволяет в полной мере гарантировать стабильность процесса, более стабильным является способ создания центробежных сил, возникающих вследствие применения технологии вращения расходуемого электрода [17]. Для определения оптимальной величины компенсирующего воздействия было необходимо вычислить величину силы Лоренца. В данном случае компенсирующим воздействием для сил Лоренца является поле гравитационных сил, имеющее в себе центробежные силы. Вращение электрода необходимо для создания гравитационного поля.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА

Взаимодействие между потоком жидкости и магнитным полем может быть описано двумя фундаментальными явлениями: индукцией электрического тока в движущемся токопроводящем материале в пределах магнитного поля и действием силы Лоренца, как результат взаимодействия электрического тока с магнитным полем.

Для определения величины электромагнитной силы, возникающей во время протекания ЭШП на постоянном токе, проведено моделирование с использованием программного комплекса Ansys Fluent, который является универсальным инструментом в области изучения динамики жидкостей и может использоваться для решения задач металлургического профиля [18]. Ansys Fluent позволяет решать задачи с разным количеством фаз различного типа по математическому описанию с учетом межфазного трения, турбулентности, плавления, кристаллизации, внедрения дисперсных частиц и др. В частности, в структуре Ansys присутствует опциональный модуль – Magnetohydrodynamics, который акцентирован на решение задачи поведения токопроводящих жидкостей в создаваемом внешнем магнитном или электрическом поле, симулируя движение электрического тока в проводнике [19, 20].

Для облегчения процесса настройки сетки ее внутренние области и грани разделялись на категории. Это позволило манипулировать целыми массивами клеток при инициализации процесса и корректно считывать данные о модели в ходе процесса симуляции. Каждая клетка хранит некоторые параметры среды в численном виде. Благодаря итерационному (многократно повторяющемуся) процессу моделирования осуществляется изменение свойств модели в каждой клетке. Это происходит за счет пропускания значения каждой клетки через специальный алгоритм решателя, в который включены формулы, описывающие физическое состояние среды. Итерирование в каждой клетке через решатель с заданным временным шагом позволяет получить изменяющуюся картину событий в модели, зависящую от текущего состояния данных в каждой клетке модели.

В существующей модели в качестве задающего начального значения указывается внешнее магнитное поле, которое является составляющей полного магнитного поля для каждой клетки. За каждый проход решателя в каждой клетке происходит пересчет всех ее данных о магнитном поле, электрическом поле, плотности тока, силах Лоренца и пр. В местах, где возможно изменение картины, происходит пересчет состояния модели. Такие места в модели определяются исключительно значениями в клетках сетки, описывающих состояние системы в данный момент.

Для получения конечной картины событий в компьютерной модели проводилась ее инициализация и далее она пропускалась через правильно настроенный решатель. Многократное итерирование компьютерной модели дало результат с некоторыми допустимыми отклонениями (уровнем сходимости решения) в конкретный момент времени. С математической точки зрения сетка конечных элементов – это обыкновенная многомерная матрица с множеством элементов, каждый из которых характеризуется набором переменных, описывающих

текущее состояние моделируемого процесса и поведение веществ в нем.

Принципиальная схема моделирования заключается в следующем: в шлаковую ванну, ограниченную справа, слева, снизу медными стенками и газовой фазой, дозированно подается жидкий металл, имитируя формирование капли. Шлаковая ванна находится внутри наведенного магнитного поля, которое создает электрический ток в движущихся каплях металла. Подача происходит с интервалом в одну секунду между началом каждого цикла и длится 0,1 секунды. Данные для моделирования приведены ниже:

Параметр	Значение
<b>Атмосфера</b>	
Плотность	1,225 кг/м <sup>3</sup>
Динамическая вязкость	1,79·10 <sup>-5</sup> Па·с
Электропроводность	1 см/м
Магнитная проницаемость	1,257·10 <sup>-6</sup> Гн/м
<b>Шлак (аналог АНФ-6)</b>	
Плотность	2880 кг/м <sup>3</sup>
Динамическая вязкость	0,006 Па·с
Электропроводность	500 см/м
Магнитная проницаемость	1,257·10 <sup>-6</sup> Гн/м
<b>Металл (Аналог стали 12Х18Н10Т)</b>	
Плотность	7800 кг/м <sup>3</sup>
Динамическая вязкость	0,006 Па·с
Электропроводность	7,69·10 <sup>6</sup> см/м
Магнитная проницаемость	1,257·10 <sup>-4</sup> Гн/м
Диаметр электрода	60 мм
<b>Медь</b>	
Плотность	8978 кг/м <sup>3</sup>
Электропроводность	5,8·10 <sup>7</sup> см/м
Магнитная проницаемость	1,257·10 <sup>-6</sup> Гн/м
<b>Силы поверхностного натяжения</b>	
Газ – Шлак	0,45 Н/м
Газ – Сталь	1,5 Н/м
Шлак – Сталь	1,1 Н/м

## АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Под действием внешнего магнитного поля капли жидкой стали двигаются по определенной траектории, которая повторяется каждой следующей каплей с некоторым отклонением. Раскадровка процесса моделирования представлена на рис. 1. В ходе эксперимента капли меняли первоначальное направление движения (т. е. в качестве начального направления была выбрана правая стенка, которая плавно сменилась на левую). Видно, что капли жидкой стали не касаются медной стенки кристаллизатора и начинают менять направление на противоположное. При рассмотрении распре-

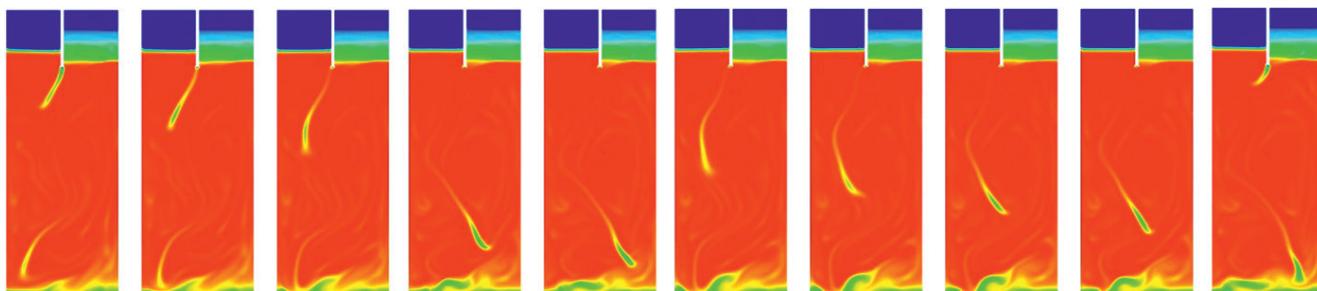


Рис. 1. Результаты раскадровки моделирования движения капли

Fig. 1. Results of storyboard of drop movement modeling

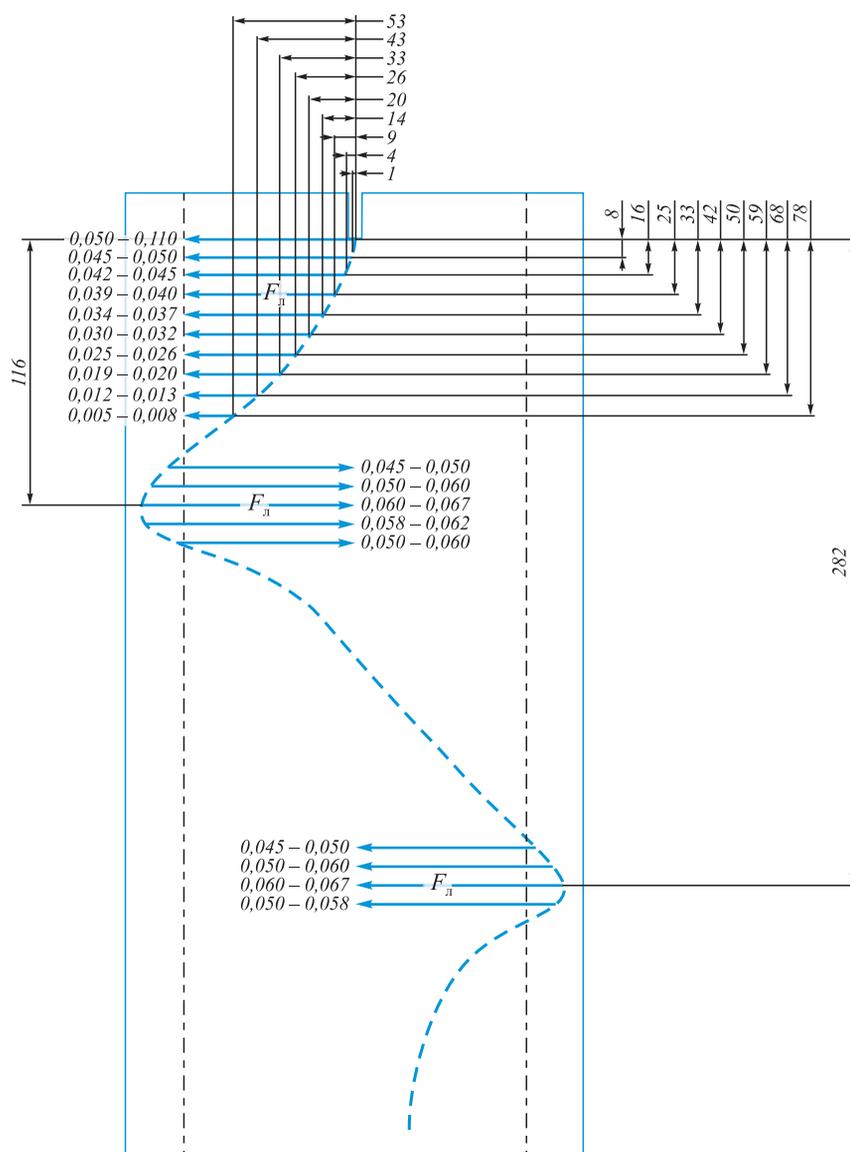


Рис. 2. Значения силы Лоренца, действующей на каплю электродного металла

Fig. 2. Values of the Lorentz force acting on the electrode metal drop

деления силы Лоренца в векторном представлении наблюдается появление и рост векторов, направленных перпендикулярно стенке в противоположную от вектора скорости движения капли (рис. 2).

При каждом изменении направления движения капли наблюдается электрическое поле с противоположного направления ее движения, что можно рассчитать как своеобразный подпор, по которому скользит

капля. В среднем длина пробега капли от оси кристаллизатора до ближайшей стенки (в одном направлении относительно стенки кристаллизатора) составляет от 5 до 15 см. Проведено сравнительное моделирование движения капли металла без наложенного внешнего магнитного поля. Результаты показали, что изначально капли начинали двигаться по похожей траектории, как в первом эксперименте, но никогда ее не меняли и не отталкивались от нее, а наоборот, «стекали» по ней на дно кристаллизатора. Также замечено, что при нали-

чии внешнего магнитного поля капли двигаются более активно, чем при эксперименте без магнитного поля.

## Выводы

Моделирование позволило определить направление движения капель электродного металла и показатель необходимой внешней силы для стабилизации ванны жидкого металла при протекании процесса ЭШП на постоянном токе, равный 0,067 Н.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

## REFERENCES

- Hernandez-Morales B., Mitchell A. Review of mathematical models of fluid flow, heat transfer, and mass transfer in electroslag remelting process // *Ironmaking and Steelmaking*. 1999. Vol. 26. No. 6. P. 423–438. <https://doi.org/10.1179/030192399677275>
- Ludwig A., Kharicha A., Wu M. Modeling of multiscale and multiphase phenomena in materials processing // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2014. Vol. 45. No. 1. P. 36–43. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9820-1>
- Kawakami M., Takenaka T., Ishikawa M. Electrode reactions in DC electroslag remelting of steel rod // *Ironmaking and Steelmaking*. 2002. Vol. 29. No. 4. P. 287–292. <https://doi.org/10.1179/030192302225005132>
- Paar A., Schneider R., Zeller P., Reiter G., Paul S., Siller I., Würzinger P. Influence of the polarity on the cleanliness level and the inclusion types in the ESR process // 2013 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Hoboken: Wiley, 2013. P. 29–36. <https://doi.org/10.1002/9781118830857.ch4>
- Wang Q., Liu Y., He Z., Li G., Li B. Numerical analysis of effect of current on desulfurization in electroslag remelting process // *ISIJ International*. 2017. Vol. 57. No. 2. P. 329–336. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-566>
- Wang Q., Li G., He Z., Li B. A three-phase comprehensive mathematical model of desulfurization in electroslag remelting process // *Applied Thermal Engineering*. 2017. Vol. 114. P. 874–886. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2016.12.035>
- Wang Q., He Z., Li G., Li B., Zhu C., Chen P. Numerical investigation of desulfurization behavior in electroslag remelting process // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2017. Vol. 104. P. 943–951. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.09.022>
- Wang Q., Liu Y., Wang F., Li G., Li B., Qiao W. Numerical study on the effect of electrode polarity on desulfurization in direct current electroslag remelting process // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017. Vol. 48. No. 5. P. 2649–2663. <https://doi.org/10.1007/s11663-017-1040-7>
- Wang Q., Liu Y., Li G., Gao Y., He Z., Li B. Predicting transfer behavior of oxygen and sulfur in electroslag remelting process // *Applied Thermal Engineering*. 2018. Vol. 129. P. 378–388. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.10.062>
- Kelkar K.M., Suhas V., Patankar S.V., Srivatsa S., Srivatsa S., Minisandram R.S., Evans D.G., de Barbadillo J.J. Computational modeling of electroslag remelting (ESR) process used for the production of high-performance alloys // 2013 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Hoboken: Wiley, 2013. P. 3–12. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48102-9\\_1](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48102-9_1)
- Kharicha A., Ludwig A., Wu M. Droplet formation in small electroslag Remelting processes // 2011 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Krane M., Bellot J., Jardy A., Williamson R.L., Ballantyne S. eds. 2011. P. 113–119.
- Kelkar K.M., Patankar S.V., Mitchell A. Computational modeling of the electroslag remelting (ESR) process for the production of ingots of high-performance alloys // 2005 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Lee P.D., etc. eds. 2005. P. 137–144.
- Hernandez-Morales B., Mitchell A. Review of mathematical models of fluid flow, heat transfer, and mass transfer in electroslag remelting process. *Ironmaking and Steelmaking*. 1999, vol. 26, no. 6, pp. 423–438. <https://doi.org/10.1179/030192399677275>
- Ludwig A., Kharicha A., Wu M. Modeling of multiscale and multiphase phenomena in materials processing. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2014, vol. 45, no. 1, pp. 36–43. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9820-1>
- Kawakami M., Takenaka T., Ishikawa M. Electrode reactions in DC electroslag remelting of steel rod. *Ironmaking and Steelmaking*. 2002, vol. 29, no. 4, pp. 287–292. <https://doi.org/10.1179/030192302225005132>
- Paar A., Schneider R., Zeller P., Reiter G., Paul S., Siller I., Würzinger P. Influence of the polarity on the cleanliness level and the inclusion types in the ESR process. In: 2013 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Hoboken: Wiley, 2013, pp. 29–36. <https://doi.org/10.1002/9781118830857.ch4>
- Wang Q., Liu Y., He Z., Li G., Li B. Numerical analysis of effect of current on desulfurization in electroslag remelting process. *ISIJ International*. 2017, vol. 57, no. 2, pp. 329–336. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-566>
- Wang Q., Li G., He Z., Li B. A three-phase comprehensive mathematical model of desulfurization in electroslag remelting process. *Applied Thermal Engineering*. 2017, vol. 114, pp. 874–886. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2016.12.035>
- Wang Q., He Z., Li G., Li B., Zhu C., Chen P. Numerical investigation of desulfurization behavior in electroslag remelting process. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2017, vol. 104, pp. 943–951. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.09.022>
- Wang Q., Liu Y., Wang F., Li G., Li B., Qiao W. Numerical study on the effect of electrode polarity on desulfurization in direct current electroslag remelting process. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017, vol. 48, no. 5, pp. 2649–2663. <https://doi.org/10.1007/s11663-017-1040-7>
- Wang Q., Liu Y., Li G., Gao Y., He Z., Li B. Predicting transfer behavior of oxygen and sulfur in electroslag remelting process. *Applied Thermal Engineering*. 2018, vol. 129, pp. 378–388. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.10.062>
- Kelkar K.M., Suhas V., Patankar S.V., Srivatsa S., Minisandram R.S., Evans D.G., de Barbadillo J.J. Computational modeling of electroslag remelting (ESR) process used for the production of high-performance alloys. In: 2013 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Hoboken: Wiley, 2013, pp. 3–12. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48102-9\\_1](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48102-9_1)
- Kharicha A., Ludwig A., Wu M. Droplet formation in small electroslag remelting processes. In: 2011 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Krane M., Bellot J., Jardy A., Williamson R.L., Ballantyne S. eds., 2011, pp. 113–119.
- Kelkar K.M., Patankar S.V., Mitchell A. Computational modeling of the electroslag remelting (ESR) process for the production of ingots of high-performance alloys. In: 2005 *Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Lee P.D., etc. eds. 2005, pp. 137–144.

13. Patel A.D. Analytical model for electromagnetic fields in ESR and VAR processes // 2003 Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting. Lee P., etc. eds. 2003. P. 205–214.
14. Пятыгин Д.А., Чуманов И.В. Удаление неметаллических включений при ЭШП на постоянном токе // Известия вузов. Черная металлургия. 2006. № 7. С. 25–26.
15. Пятыгин Д.А., Чуманов И.В. К вопросу оценки электромагнитных сил, возникающих при ЭШП на постоянном токе // Известия вузов. Черная металлургия. 2007. № 7. С. 19–22.
16. Чуманов В.И., Чуманов И.В., Сергеев Ю.С. Стабилизация ванны жидкого металла при ЭШП на постоянном токе // Электрометаллургия. 2018. № 3. С. 18–22.
17. Чуманов И.В., Пятыгин Д.А. Особенности электрошлакового переплава на постоянном токе с вращением расходоуемого электрода // Известия вузов. Черная металлургия. 2006. № 3. С. 22–25.
18. Bale C.W., Chartrand P., Decterov S.A., Eriksson G., Hack K., Ben Mahfoud R., Melançon J., Pelton A.D., Petersen S. FactSage thermochemical software and databases // CALPHAD. 2014. Vol. 26. No. 2. P. 189–228. [https://doi.org/10.1016/S0364-5916\(02\)00035-4](https://doi.org/10.1016/S0364-5916(02)00035-4)
19. Bale C.W., Bélisle E., Chartrand P., Decterov S.A., Eriksson G., Hack K., Jung I.-H., Kang Y.-B., Melançon J., Pelton A.D., Robelin C., Petersen S. FactSage thermochemical software and databases – recent developments // CALPHAD. 2009. Vol. 33. No. 2. P. 295–311. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2008.09.009>
20. Bale C.W., Belise E., Chartrand P., Decterov S.A., Eriksson G., Gheribi A.E., Hack K., Jung I.-H., Kang Y.-B., Melançon J., Pelton A.D., Petersen S. Reprint of: FactSage thermochemical software and databases, 2010–2016 // CALPHAD. 2016. Vol. 55. P. 1–19. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2016.07.004>
13. Patel A.D. Analytical model for electromagnetic fields in ESR and VAR processes. In: 2003 Int. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting. Lee P.D., etc. eds. 2003, pp. 205–214.
14. Pyatygin D.A., Chumanov I.V. Removal of non-metallic inclusions at ESP at direct current. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 7, pp. 25–26. (In Russ.).
15. Pyatygin D.A., Chumanov I.V. On the assessment of electromagnetic forces arising at ESP at constant current. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007, no. 7, pp. 19–22. (In Russ.).
16. Chumanov V.I., Chumanov I.V., Sergeev Yu.S. Stabilization of a liquid metal bath at ESP at constant current. *Electrometallurgiya*. 2018, no. 3, pp. 18–22. (In Russ.).
17. Chumanov I.V., Pyatygin D.A. Features of electroslag remelting at constant current with rotation of consumable electrode. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 3, pp. 22–25. (In Russ.).
18. Bale C.W., Chartrand P., Decterov S.A., Eriksson G., Hack K., Ben Mahfoud R., Melançon J., Pelton A.D., Petersen S. FactSage thermochemical software and databases. *CALPHAD*. 2014, vol. 26, no. 2, pp. 189–228. [https://doi.org/10.1016/S0364-5916\(02\)00035-4](https://doi.org/10.1016/S0364-5916(02)00035-4)
19. Bale C.W., Bélisle E., Chartrand P., Decterov S.A., Eriksson G., Hack K., Jung I.-H., Kang Y.-B., Melançon J., Pelton A.D., Robelin C., Petersen S. FactSage thermochemical software and databases – recent developments. *CALPHAD*. 2009, vol. 33, no. 2, pp. 295–311. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2008.09.009>
20. Bale C.W., Belise E., Chartrand P., Decterov S.A., Eriksson G., Gheribi A.E., Hack K., Jung I.-H., Kang Y.-B., Melançon J., Pelton A.D., Petersen S. Reprint of: FactSage thermochemical software and databases, 2010–2016. *CALPHAD*. 2016, vol. 55, pp. 1–19. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2016.07.004>

**СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ**

**INFORMATION ABOUT THE AUTHORS**

**Илья Валерьевич Чуманов**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Техника и технологии производства материалов», Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), филиал в г. Златоуст  
**E-mail:** [chumanoviv@susu.ru](mailto:chumanoviv@susu.ru)

**Иван Андреевич Алексеев**, магистр кафедры «Техника и технологии производства материалов», Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), филиал в г. Златоуст  
**E-mail:** [79058311597@ya.ru](mailto:79058311597@ya.ru)

**Дмитрий Владимирович Сергеев**, заведующий лабораторией кафедры «Техника и технологии производства материалов», Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), филиал в г. Златоуст  
**E-mail:** [sergeevdv@susu.ru](mailto:sergeevdv@susu.ru)

**Ilya V. Chumanov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair “Technique and Technology of Materials Production”, Zlatoust Branch of the South Ural State University  
**E-mail:** [chumanoviv@susu.ru](mailto:chumanoviv@susu.ru)

**Ivan A. Alekseev**, Master Student of the Chair “Technique and Technology of Materials Production”, Zlatoust Branch of the South Ural State University  
**E-mail:** [79058311597@ya.ru](mailto:79058311597@ya.ru)

**Dmitrii V. Sergeev**, Head of the Laboratory of the Chair “Technique and Technology of Materials Production”, Zlatoust Branch of the South Ural State University  
**E-mail:** [sergeevdv@susu.ru](mailto:sergeevdv@susu.ru)

Поступила в редакцию 16.06.2020  
 После доработки 9.07.2021  
 Принята к публикации 12.06.2021

Received 16.06.2020  
 Revised 9.07.2021  
 Accepted 12.06.2021



## ПАМЯТИ ГЕННАДИЯ НИКОЛАЕВИЧА ЕЛАНСКОГО



Еланский Геннадий Николаевич,  
07.04.1937 – 22.06.2021

Еланский Геннадий Николаевич, доктор технических наук, профессор, почетный металлург СССР (1991 г.), почетный работник высшего образования России (1997 г.), заслуженный деятель науки Российской Федерации (1997 г.), действительный член Российской инженерной академии, ректор Московского государственного вечернего металлургического института (1989 – 2007 гг.).

Еланский Геннадий Николаевич родился 7 апреля 1937 г. в селе Петропавловка Владимирского района Сталинградской области (в настоящее время включено в город Ахтубинск). Отец – Еланский Николай Софронович, инженер-механик пищевой промышленности, мать – Еланская (урожденная Кузнецова) Мария Васильевна, учительница. В 1954 г. окончил с золотой медалью среднюю школу при станции Ахтуба Приволжской железной дороги, в том же году поступил в Московский институт стали имени Сталина на специальность металлургия черных металлов, который закончил с отличием в 1959 г. По распределению был направлен на Горьковский машиностроительный завод, где работал до января 1963 г. помощником мастера, мастером, старшим мастером смены (начальником

смены) мартеновского цеха в составе пяти 50-т мартеновских печей с высоким уровнем технологии с разливкой стали в слитки сифоном, в слитки большой массы сверху, на установках непрерывной разливки (УНРС) в заготовки квадратного и прямоугольного сечения. Получил премию за освоение УНРС. В январе 1963 г. был зачислен в аспирантуру Московского вечернего металлургического института (МВМИ) на кафедру металлургии стали, которую возглавлял известный специалист проф. Еднерал Федор Прокопьевич. Аспирантскую работу Г.Н. Еланский выполнил на Волгоградском металлургическом заводе «Красный Октябрь» под руководством тогда еще к.т.н., доц. Кудрина Виктора Александровича, который стал его учителем и другом на всю жизнь. После успешной защиты кандидатской диссертации (первым оппонентом диссертации был проф. Г.Н. Ойкс) Г.Н. Еланский был оставлен для педагогической работы в МВМИ. Работал ассистентом, затем доцентом, профессором и продолжал вести научную работу на металлургических заводах «Красный Октябрь», Московском «Серп и молот», Златоустовском, Челябинском, Новокузнецком, был соруководителем и руководителем аспирантов. Это позволило подготовить и успешно защитить 7 апреля 1983 г. в диссертационном совете МИСИС докторскую диссертацию по специальности металлургия черных металлов. Годом позже ему было присвоено ученое звание профессора по кафедре металлургии стали. В 1987 г. Г.Н. Еланский был назначен проректором по научной работе МВМИ, а в 1989 г. на альтернативной основе среди трех претендентов в первом туре был избран ректором института и еще четырежды переизбирался ректором.

Геннадий Николаевич Еланский внес вклад в теорию процесса обезуглероживания в мартеновских и электродуговых печах, выявил связь технологических процессов обезуглероживания и дегазации стали со строением и свойствами металлических расплавов, исследовал строение и свойства расплавленного железа и его сплавов с углеродом и никелем, представил диаграммы состояния расплавов железо – углерод и железо – никель, раскрыл природу комкования шлака на зеркале металла при непрерывной разливке коррозионностойких сталей с титаном. Основные труды Г.Н. Еланского, более 220 научно-технических статей, были опубликованы в журналах «Сталь», «Металлург», «Электрометаллургия», «Известия вузов. Черная металлургия», в трех монографиях, в четырех учебниках, доложены на конференциях и конгрессах.

Г.Н. Еланский был соруководителем и руководителем 10 аспирантов, еще большему числу аспирантов и соискателей помог подготовить и защитить кандидатские и докторские диссертации. С 1987 по 2015 гг. был членом и заместителем председателя экспертного совета ВАК СССР и России по металлургии и металлостроению, членом диссертационных советов ЦНИИЧермет, ЦНИИТМАШ, МГВМИ (председатель совета), членом редакционной коллегии журнала «Сталь». Г.Н. Еланский активно участвовал в организации и проведении всех Конгрессов сталеплавильщиков. В 1969 г. в течение 10 месяцев в рамках академических обменов участвовал в исследовании равновесного распределения фосфора между металлом и шлаком, проводимом в Институте металлургии Технического университета в городе Клаусталь, ФРГ. Его институтский куратор Дитер Амелинг стал одним из руководителей металлургической промышленности Германии. По приглашению Г.Н. Еланского Д. Амелинг принимал участие в работе многих Конгрессов сталеплавильщиков и выступал на пленарных заседаниях с интересными докладами. Г.Н. Еланский при поддержке Д. Амелинга организовал и провел пять деловых поездок российских специалистов (общее количество участников 95 человек) на металлургичес-

кие, машиностроительные и ломоперерабатывающие предприятия Германии. Г.Н. Еланский перевел с немецкого три монографии по металлургии стали. Монографии Гельмута Кнюппеля («Раскисление и вакуумная обработка стали». Часть первая. «Теоретические основы», издательство «Металлургия» 1973 г. Часть вторая «Основы и технология ковшевой металлургии», издательство «Металлургия», 1984 г.) получили широкое признание российских специалистов.

Геннадий Николаевич Еланский был членом Союза ректоров Российской Федерации, в течение 10 лет был членом Президиума Совета ректоров Москвы и Московской области (110 вузов), принимал активное участие в работе учебно-методического объединения по образованию в области металлургии, был членом Международного союза металлургов, Россия, и членом Союза немецких металлургов.

Геннадия Николаевича отличали высокая образованность, квалификация, интеллигентность, большая организаторская способность, простота и доступность в обращении.

Светлая память о Геннадии Николаевиче Еланском навсегда сохранится в сердцах его коллег, друзей и близких.

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

---

Подписано в печать 26.07.2021. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,25. Заказ 13169. Цена свободная.

---

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

# IZVESTIYA

## FERROUS METALLURGY

TO THE 90<sup>TH</sup> ANNIVERSARY OF VLADIMIR IVANOVICH ZHUCHKOV

PROSPECTS FOR USING BORON IN METALLURGY. REPORT 1

ACCOUNTING METHOD FOR RESIDUAL TECHNOLOGICAL STRESSES IN MODELING THE STRESS-DEFORMED STATE OF A RAILWAY WHEEL DISK. REPORT 2

INTERACTION OF RAIL STEEL MELT WITH REFRACTORY LINING

THERMODYNAMIC MODELING OF IRON AND ZINC REDUCTION FROM  $B_2O_3$ -CaO- $Fe_2O_3$ -ZnO MELT BY CO-CO<sub>2</sub> AND H<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O MIXTURES

INFLUENCE OF LONG-TERM HIGH-TEMPERATURE ACTION ON IMPACT TOUGHNESS OF BASE METAL AND WELD METAL OF 22K STEEL WELDED JOINT

MATHEMATICAL STATISTICS FOR MEASUREMENT OF STEEL TEMPERATURE IN STEEL-POURING LADLE AND TUNDISH AT STEEL CONTINUOUS CASTING

STRIP COOLING CONTROL FOR FLEXIBLE PRODUCTION OF GALVANIZED FLAT STEEL

MODELING THE BEHAVIOR OF DIRECT CURRENT ELECTROMAGNETIC FORCES ACTING ON A DROP OF LIQUID METAL DURING ELECTROSLAG REMELTING

IN MEMORY OF GENNADII NIKOLAEVICH ELANSKII