

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2025 Том 68 № 2
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Опыт производства рельсов из бейнитной стали
марок 30ХГ2С2АФМ и 30ХГ2САФН

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

К вопросу о влиянии добавок оксидов редкоземельных элементов
на кинетику образованию борированных слоев и диффузию бора
по границам зерен при борировании сталей

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Термодинамическое моделирование процесса восстановления
железорудных материалов водородсодержащими газами

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2025 Том 68 № 2
Vol. No.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

Scientific and Technical Journal

Published since January 1958. Issued 6 times a year

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:



Редакционная коллегия:

С. О. Байсанов, д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан
В. Д. Белов, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
А. А. Бродов, к.экон.н., ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва
Е. П. Волынкина, д.т.н., советник, ОЮЛ «Кузбасская Ассоциация переработчиков отходов», г. Новокузнецк
С. М. Горбатько, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
К. В. Григорович, академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
В. Е. Грозов, д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк
А. Н. Дмитриев, д.т.н., профессор, академик РАЕН, академик АИН РФ, г. Екатеринбург
А. В. Дуб, д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва
В. И. Жучков, д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург
Р. Ф. Зингер, д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия
М. Зиниград, д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль
В. И. Золотухин, д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула
А. Г. Колмаков, д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
В. М. Колокольцев, д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск
М. В. Костина, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
К. Л. Косырев, д.т.н., академик РАЕН, ОАО «Электростальский завод тяжелого машиностроения», г. Москва
Ю. А. Курганова, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва
Х. Линн, ООО «Линн Хай Терм», Германия
В. И. Лысак, академик РАН, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград
В. П. Мешалкин, академик РАН, д.т.н., профессор, РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва

В соответствии п. 5 Правил формирования перечня ВАК журнал «Известия вузов. Черная металлургия» входит в перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, публикация в которых учитывается при защитах кандидатских и докторских диссертаций как индексируемый в МБД.

Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, НИТУ «МИСИС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН
Россия, 119049, Москва, Ленинский просп., д. 4, стр. 1, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Заместитель главного редактора:

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

Издатель:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Адреса подразделений редакции:

в Москве

Россия, 119049, Москва, Ленинский просп., д. 4, стр. 1
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
Тел.: +7 (495) 638-44-11 E-mail: ferrous@isis.ru

в Новокузнецке

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

Р. Р. Мулюков, д.ф.-м.-н., профессор, чл.-корр. ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа
С. А. Никулин, д.т.н., профессор, чл.-корр. РАЕН, НИТУ МИСИС, г. Москва
А. Х. Нурумгалиев, д.т.н., профессор, КГИУ, г. Караганда, Республика Казахстан
О. И. Островский, д.т.н., профессор, Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия
Л. Пиетрелли, д.т.н., Итальянское национальное агентство по новым технологиям, энергетике и устойчивому экономическому развитию, Рим, Италия
И. Ю. Пышминцев, д.т.н., РосНИТИ, г. Челябинск
А. И. Рудской, академик РАН, д.т.н., профессор, СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург
Б. А. Сивак, к.т.н., профессор, АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва
Л. М. Симонян, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
Л. А. Смирнов, академик РАН, д.т.н., профессор, ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург
С. В. Солодов, к.т.н., НИТУ МИСИС, г. Москва
Н. А. Спирин, д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург
Г. Танг, Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай
М. В. Темлянец, д.т.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк
М. Р. Филонов, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва
И. В. Чуманов, д.т.н., профессор, ЮУрГУ, г. Челябинск
О. Ю. Шешуков, д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург
М. О. Шпайдель, д.ест.н., профессор, Швейцарская академия материаловедения, Швейцария
А. Б. Юрьев, д.т.н., профессор, ректор, СибГИУ, г. Новокузнецк
В. С. Юсупов, д.т.н., профессор, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

Индексирование: Scopus, Russian Science Citation Index (RSCI), Research Bible, Chemical Abstracts, 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

Founders:



Editorial Board:

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
Il'ya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk
Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, RANS, A.M. Prokhorov Academy of Engineering Sciences, 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
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.), Academician of RANS, Electrosteel Heavy Engineering Works JSC, Moscow
Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow
Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany
Vladimir I. Lysak, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd
Valerii P. Meshalkin, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleyev 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

In accordance with paragraph 5 of the Rules for the formation of the Higher Attestation Commission list journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the list of leading peer-reviewed scientific journals, publication in which is taken into account in the defense of candidate and doctoral dissertations, as indexed in international data bases.

Editor-in-Chief:

Leopol'd I. Leont'ev, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow
4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"

Deputy Editor-in-Chief:

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

Publisher:

National University of Science and Technology "MISIS"

Editorial Office Address:

in Moscow
4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"
Tel.: +7 (495) 638-44-11
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sis.ru

in Novokuznetsk
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

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, Sydney, Australia
Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy
Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk
Andrei I. Rudskoi, Academician of RAS, 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
Marcus Speidel, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland
Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg
Guoi Tang, 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.), Advisor, ALE "Kuzbass Association of Waste Processors", Novokuznetsk
Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, 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

Indexed: Scopus, Russian Science Citation Index (RSCI), Research Bible, Chemical Abstracts, 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 юбилею Алексея Борисовича Юрьева! 112

To the Anniversary of Aleksei Borisovich Yur'ev 112

ИСТОРИЯ ОТРАСЛИ

HISTORY OF METALLURGY

Тресвятский Л.А., Протопопов Е.В., Уманский А.А.,
Худолеев А.Н. Кузнечная броня: первые рубежи
победы 114

Tresvyatskii L.A., Protopopov E.V., Umanskii A.A., Khu-
doleev A.N. Kuznetsk armor: The first frontiers of vic-
tory 114

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Юнусов А.М., Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Оскол-
кова Т.Н. Опыт производства рельсов из бейнит-
ной стали марок 30ХГ2С2АФМ и 30ХГ2САФН 124

Yunusov A.M., Polevoi E.V., Yunin G.N., Oskolkova T.N.
Experience in producing rails from bainitic steels
30KhG2S2AFM and 30KhG2SAFN 124

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ
ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

ECOLOGY AND RATIONAL USE
OF NATURAL RESOURCES

Ульева Г.А., Туысхан К., Мацугина Е.М., Волоки-
тина И.Е., Ахметова Г.Е. Современное состояние
проблемы утилизации отходов производства 131

Ulyeva G.A., Tuyskhan K., Matsugina E.M., Voloki-
tina I.E., Akhmetova G.E. Actual progress of produc-
tion waste disposal problems 131

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

MATERIALS SCIENCE

Зоря И.В., Полетаев Г.М., Бебихов Ю.В., Семенов А.С.
Инициация плавления на границах зерен наклона в
аустените в зависимости от угла разориентации 139
Ишмаметов Д.А., Помельникова А.С., Петелин А.Л.
К вопросу о влиянии добавок оксидов редкоземель-
ных элементов на кинетику образования бориро-
ванных слоев и диффузию бора по границам зерен
при борировании сталей 148

Zorya I.V., Poletaev G.M., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S.
Initiation of melting at tilt grain boundaries in austenite
depending on the misorientation angle 139
Ishmametov D.A., Pomel'nikova A.S., Petelin A.L. On the
influence of rare-earth oxide additives on kinetics of
borated layer formation and boron diffusion along grain
boundaries during steel boriding 148

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Термо-
динамические параметры взаимодействия второго
порядка азота с никелем и хромом в жидкой стали... 158
Дмитриев А.Н., Бурова Ю.Е., Г.Ю. Витькина Г.Ю.,
Барбин Н.М., Терентьев Д.И. Термодинамическое
моделирование процесса восстановления железо-
рудных материалов водородсодержащими газами 163
Смирнов К.И., Гамов П.А., Рошин В.Е., Самолин В.С.
Термодинамический анализ условий разделения
железа и титана в ильменитовом концентрате селек-
тивным восстановлением элементов 171
Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Егiazарьян Д.К.,
Михеенков А.М., Клеоновский М.В., Матю-
хин О.В. Особенности формирования фазового
состава сталеплавильных шлаков и оценка возмож-
ности получения на их основе минеральных вяжу-
щих веществ с низкой генерацией CO₂ 179

Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Thermo-
dynamic second-order interaction coefficients of nitro-
gen with nickel and chromium in liquid steel 158
Dmitriev A.N., Burova Yu.E., Vit'kina G.Yu., Bar-
bin N.M., Terent'ev D.I. Thermodynamic modelling
of reduction of iron ore materials by hydrogen-contain-
ing gases 163
Smirnov K.I., Gamov P.A., Roshchin V.E., Samolin V.S.
Thermodynamic analysis of conditions for iron and ti-
tanium separation in ilmenite concentrate by selective
reduction of elements 171
Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Egiazar'yan D.K.,
Mikheenkova A.M., Kleonovskii M.V., Matyu-
khin O.V. Peculiarities of the phase composition
formation of steelmaking slags and evaluation of the
possibility of obtaining mineral binders with low CO₂
generation on their basis 179

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

**INFORMATION TECHNOLOGIES
AND AUTOMATIC CONTROL
IN FERROUS METALLURGY**

Зимин А.В., Корнет М.Е., Буркова И.В., Зимин В.В.

Использование цифровых имитационных моде-
лей для оптимизация сложных производственных
объектов 188

Zimin A.V., Kornet M.E., Burkova I.V., Zimin V.V.

Using digital simulation models to optimize the ope-
ration of complex production facilities 188



Редакционная статья
Editorial article

К юбилею Алексея Борисовича Юрьева!



17 мая 2025 г. исполняется 60 лет доктору технических наук, профессору, ректору Сибирского государственного индустриального университета, члену редакционной коллегии журнала Алексею Борисовичу Юрьеву.

Вся деятельность Алексея Борисовича как специалиста-руководителя и ученого связана с развитием металлургической отрасли России. После окончания Сибирского металлургического института (в настоящее время Сибирский государственный индустриальный университет) в 1988 г. А.Б. Юрьев начал свой трудовой путь на Западно-Сибирском металлургическом комбинате («ЗСМК»), последовательно пройдя путь от бригадира, начальника обжимного цеха до главного инженера и управляющего директора комбината. В период работы Алексея Борисовича в должности главного инженера ЗСМК с 2000 по 2006 гг. реализован ряд масштабных проектов по модернизации производства. Запущены в эксплуатацию двухпозиционный агрегат «ковш – печь» и слябовая машина непрерывного литья заготовок в кислородно-конвертерном цехе № 2, что позво-

лило значительно расширить сортамент товарной продукции комбината и выйти на новый уровень качества производимой продукции. В 2006 – 2007 гг. он работал главным инженером Нижне-Тагильского металлургического комбината. В 2007 г. Алексей Борисович назначен на должность управляющего директора Новокузнецкого металлургического комбината («НКМК»), где под его руководством реализована программа по модернизации электрошлакового производства. Введена в строй установка по вакуумированию стали, позволившая значительно повысить качество и эксплуатационный ресурс железнодорожных рельсов – основного сортамента комбината. В период, предшествующий объединению «ЗСМК» и «НКМК», А.Б. Юрьев являлся управляющим директором обоих комбинатов одновременно и затем в 2011 – 2019 гг. возглавлял «Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» («ЕВРАЗ ЗСМК»). В этот период на комбинате реализован ряд масштабных инвестиционных проектов. В 2013 г. запущен в эксплуатацию первый в России универсальный рельсобалочный стан, предназначенный для производства длинно-

мерных (длиной до 100 м) железнодорожных рельсов с повышенным эксплуатационным ресурсом. В настоящее время «ЕВРАЗ ЗСМК» является основным поставщиком рельсов для отечественных железнодорожных сетей и целого ряда стран. В 2014 г. на ЗСМК под руководством А.Б. Юрьева запущена в опытную эксплуатацию и затем в промышленную работу установка для вдувания пылеугольного топлива в доменные печи, что позволило значительно снизить себестоимость производства чугуна и повысить производительность доменного цеха при одновременном снижении выбросов парниковых газов в атмосферу.

С 2020 г. Алексей Борисович перешел на постоянную работу в Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ) на должность проректора по перспективному развитию, а затем по результатам проведенных выборов в 2021 г. назначен ректором университета. Под руководством А.Б. Юрьева в СибГИУ в сотрудничестве с промышленными партнерами проведены масштабные работы по модернизации лабораторной базы для проведения учебных занятий и научных исследований, открыто значительное количество новых направлений подготовки обучающихся. Существенно расширена тематика проводимых в рамках сотрудничества с промышленными предприятиями научных проектов, реализуемых в рамках грантов научных фондов и государственного задания, в том числе в сотрудничестве с научно-образовательными организациями России и зарубежных стран. На текущий момент значительно расширено сотрудничество со странами СНГ в сфере образования и научно-исследовательских работ.

На всем протяжении своей трудовой деятельности профессор Алексей Борисович Юрьев активно занимался развитием металлургической науки. Основным направлением его научной деятельности является исследование процессов формирования и трансформации структуры и фазового состава стальных изделий в процессе их производства и эксплуатации. В рамках данного направления А.Б. Юрьевым разработаны физико-технические основы термомеханического упрочнения стальной арматуры и плазменного упрочнения валков, в том числе обоснованы механизмы формирования наноразмерных фаз и упрочнения низкоуглеродистой стали при термомеханической обработке и чугунных валков при плазменной обработке, разработана математическая модель расчета температурных полей и кинетики структурно-фазовых

превращений, позволяющая прогнозировать свойства термически упрочненного проката. Определены закономерности и природа деградации механических свойств и структурно-фазовых состояний арматуры при длительной эксплуатации в каркасе фундаментов промышленных зданий и сооружений, исследованы структурно-фазовые состояния и поверхности разрушения чугунных валков после эксплуатации при прокатке арматуры. На основании проведенных исследований разработано агрегатное и технологическое обеспечение процесса термического упрочнения арматуры, осуществлено его внедрение и установлены оптимальные режимы прокатки и охлаждения, разработана промышленная технология повышения эксплуатационной стойкости валков.

Результаты проведенных исследований легли в основу кандидатской и докторской диссертаций, защищенных А.Б. Юрьевым в 2003 и 2008 г. соответственно. На текущий момент под научным руководством Алексея Борисовича защищено 4 кандидатских диссертации, при его научной консультации – 1 докторская диссертация. Перечень публикаций включает 11 монографий, более 450 научных статей, в том числе более 200 статей в рецензируемых изданиях из перечня ВАК РФ; получено 99 патентов на изобретения. В 2024 г. А.Б. Юрьеву присвоено ученое звание профессора, в этом же году он избран действительным членом (академиком) Российской академии естественных наук (РАЕН) и председателем Западно-Сибирского отделения РАЕН.

За результаты научно-производственной деятельности А.Б. Юрьеву присвоено звание «Почетный металлург», а за реализацию проекта реконструкции рельсобалочного цеха ЕВРАЗ ЗСМК – почетное звание Заслуженный металлург РФ. Алексей Борисович является Лауреатом премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники, Лауреатом премии имени И.П. Бардина Российской академии наук; награжден орденами «Почета Кузбасса» и «Доблесть Кузбасса», медалями «За бизнес во имя созидания», «За особый вклад в развитие Кузбасса» II и III степени, почетными знаками «Золотая Шория» и «Золотой знак «Кузбасс».

*Редакционная коллегия журнала и коллеги
сердечно поздравляют Алексея Борисовича
с юбилеем и желают ему доброго здоровья,
счастья и новых научных свершений!*



УДК 669:93

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-114-123



Оригинальная статья
Original article

К 80 летнему юбилею Великой Победы
К 95-летию СибГИУ – первого вуза Кузбасса

КУЗНЕЦКАЯ БРОНЯ: ПЕРВЫЕ РУБЕЖИ ПОБЕДЫ

Л. А. Тресвятский¹, Е. В. Протопопов¹, А. А. Уманский¹,
А. Н. Худолеев²

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

² Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета (Россия, 654007, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Циолковского, 23)

✉ protopopov@sibsiu.ru

Аннотация. В статье рассмотрены вопросы, связанные с ускоренным переходом «Кузнецкого металлургического комбината» (КМК) к производству броневой стали в условиях Великой Отечественной войны. Определены предпосылки и условия перехода от выпуска исключительно мирной продукции к массовому производству броневых металлов. Описаны этапы освоения новых технологий производства, вклада отдельных подразделений и ученых-производственников, ученых Сибирского металлургического института (СМИ) в производство металла Победы. Появление кузнецкой брони рассматривается через призму вклада всей страны, народа в общее дело борьбы с фашизмом.

Ключевые слова: черная металлургия, броневая сталь, оборонная продукция, Кузнецкий металлургический комбинат, Великая Отечественная война

Для цитирования: Тресвятский Л.А., Протопопов Е.В., Уманский А.А., Худолеев А.Н. Кузнецкая броня: первые рубежи победы. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(2):114–123. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-114-123>

KUZNETSK ARMOR: THE FIRST FRONTIERS OF VICTORY

L. A. Tresvyatskii¹, E. V. Protopopov¹, A. A. Umanskii¹,
A. N. Khudoleev²

¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute Kemerovo State University (23 Tsiolkovskogo Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

✉ protopopov@sibsiu.ru

Abstract. The article discusses issues related to the accelerated transition of the Kuznetsk Metallurgical Plant (KMK) to production of armored steel in the conditions of the Great Patriotic War. The prerequisites and conditions for the transition from the production of exclusively peaceful products to the mass production of armored metal were determined. The authors clarified the stages of mastering new production technologies, the contribution of individual departments and production scientists, scientists from the Siberian Metallurgical Institute (SMI) to production of steel for victory. The emergence of Kuznetsk armor is viewed through the prism of contribution of the whole country and people to the common cause of the fight against fascism.

Keywords: ferrous metallurgy, armored steel, defense products, Kuznetsk Metallurgical Plant, the Great Patriotic War

For citation: Tresvyatskii L.A., Protopopov E.V., Umanskii A.A., Khudoleev A.N. Kuznetsk armor: The first frontiers of victory. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2025;68(2):114–123. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-114-123>

ВВЕДЕНИЕ

С самого начала Великой Отечественной войны перед металлургической промышленностью страны была поставлена стратегическая задача в максимально короткие сроки обеспечить выпуск броневых металлов. Освоение и переход на массовое производство броневых сталей в 1941 г. на Кузнецком металлургическом комбинате в г. Сталинск (ныне Новокузнецк) имел большое значение для обеспечения обороноспособности страны в условиях сложного первого оборонительного этапа войны. Ускоренные темпы и возникающие трудности освоения новых технологий, перестройки материальной базы не позволили детально зафиксировать особенности и тонкости данного перехода в исторической памяти. Пласт научной литературы по данной проблеме, который формировался в советское время, раскрывая те или иные стороны данного периода работы Кузнецкого металлургического комбината (КМК), отражал идеологические, корпоративные и иные интересы. В постсоветский период данная тематика не вызывала особо интереса, а появляющаяся информация либо воспроизводила сложившиеся ранее представления, либо ограничивалась общими представлениями.

В условиях приближающегося 80-летия победы в Великой Отечественной войне осознание роли КМК в трудовом подвиге народа проявляется все отчетливее. Настало время ликвидации ряда «белых пятен».

ИЗУЧЕНИЕ ВОПРОСА

1930-е годы в СССР характеризуются тем, что руководство страны, определив два основных источника угрозы миру и безопасности – фашистскую Германию и милитаристскую Японию, взяла курс на усиление военно-промышленного потенциала страны. В ходе

проведенной форсированной индустриализации появились десятки крупных промышленных предприятий, способных обеспечить экономический базис предстоящей активной фазы вооруженного противостояния потенциальным агрессорам. Руководство создаваемой и развивающейся в Советском Союзе индустрии концентрировалось в Наркомате тяжелой промышленности под руководством Г.К. Орджоникидзе. На Кузнецком металлургическом комбинате, среди металлургов г. Сталинск нарком тяжелой промышленности пользовался особым уважением, это подтверждается тем, что Сибирскому металлургическому институту (СМИ) по инициативе трудящихся в 1933 г. было присвоено имя Серго Орджоникидзе (в то время СИЧМ – Сибирский институт черных металлов).

Парадокс предвоенного десятилетия состоит в том, что несомненные успехи развития черной металлургии были недостаточными: стране требовалось все больше металла для развития отечественной промышленности. Черные металлы в больших объемах были нужны для производства, прежде всего, мирной продукции, а оборонное производство концентрировалось на специально отведенных предприятиях. Бурное развитие промышленности привело к необходимости создания специализированных наркоматов. С 1939 г. Кузнецкий металлургический комбинат подчинялся Народному комиссариату черной промышленности СССР, перед которым ставилась задача развития производства мирной продукции, а при условии начала войны приступить к выпуску продукции военного назначения.

С апреля 1932 г. по январь 1941 г. КМК прошел колоссальный путь развития – от запуска первой кузнецкой домны до введения в строй трехсоттонной пятнадцатой мартеновской печи. Темпы ввода нового оборудования поражали: запущены в эксплуатацию в 1932 г. – 1-я и 2-я доменные печи, 1-я, 2-я и 3-я марте-



Легендарный танк Т-34 (действующий, принимает участие на праздновании Дня победы) на площади заводууправления

Legendary T-34 tank (active, taking part in the Victory Day celebrations) at the plant administration square

новские печи, блюминг; в 1933 г. – 4-я, 5-я, 6-я и 7-я мартеновские печи; в 1934 г. – 3-я, 4-я доменные печи и 6-я, 8-я, 9-я мартеновские печи; в 1935 г. – 11-я, 12-я мартеновские печи, листопрокатный стан; в 1936 г. – 13-я мартеновская печь, прокатный стан «500»; в 1937 г. – прокатный стан «900»; в 1940 г. – 14-я мартеновская печь; в 1941 г. – 15-я мартеновская печь. Две последние мартеновские печи были рассчитаны на садку 300 тонн каждая. Необходимо было преодолевать проблемы «кризиса роста» производства выплавляемого металла, которые в значительной степени были решены. К лету 1941 г. завод стал работать устойчиво, перевыполняя план по всему металлургическому циклу.

С 1941 г. на КМК стали рассматривать вопросы возможного перехода на производство оборонной продукции. Это подтверждается, например, тем, что в день нападения фашистской Германии на КМК уже проходили совещания инженерно-технических работников по организации производства оборонной продукции [1].

В условиях Великой Отечественной войны вся промышленность, и особенно черная металлургия, должна была в кратчайшие сроки адаптироваться к новым требованиям. Это означало, что необходимо не только увеличить объемы производства, но и кардинально изменить структуру выпускаемой продукции. Срочно требовалось увеличить объемы выплавки высоколе-

гированных сталей, которые были необходимы для производства бронетехники и других военных нужд. Необходимо отметить, что в то время основные объемы легированных сталей производились в основном в южных и центральных регионах страны, а эти территории вскоре оказались оккупированными или были под угрозой потери из-за активного наступления врага. Это создавало колоссальные проблемы для металлургической отрасли, поскольку основные заводы – флагманы металлургии были уже захвачены или значительно разрушены при бомбежках.

На КМК в предвоенный год производство легированных сталей составляло лишь 2,2 % от общего производства проката, но уже с 22 июня происходит изменение сортамента выплавляемых марок стали [2]. Кузнечный металлургический комбинат вышел на максимальный уровень выплавки чугуна, заданные производственные показатели выполняли мартеновцы и прокатчики, а уже в июле 1941 г. мартеновская печь № 11 выдала первую броневую сталь. Быстрый и успешный перевод экономики страны на военные рельсы в значительной степени оказался возможным благодаря запуску мобилизационной экономики в ходе первых пятилеток, где от всех, начиная от руководителя правительства и предприятия и заканчивая инженером и рабочим, жестко требовался результат. Сложившийся тип социально-экономических и политических отноше-



Из мартеновской печи

From an open-hearth furnace

ний в СССР в 1930-е годы заложил основы советского общества и новый тип советского инженера-специалиста, трудящегося и рабочего.

22 июня 1941 г. директор Кузнецкого комбината Р.В. Белан находился в столице, и, будучи в отпуске, намеревался выехать на отдых в г. Сочи. Узнав о нападении Германии на СССР, он в тот же воскресный день срочно направляется на встречу с наркомом черной металлургии И.Ф. Тевосяном. Из распоряжений, которые давал И.Ф. Тевосян, следовало, что вопрос о производстве стали оборонного сортамента с директором КМК не поднимался.

На следующий день нарком черной металлургии на основе полученных данных о стремительном продвижении немецко-фашистских войск в глубь территории страны приходит к выводу, что необходимо подключать потенциал восточных территорий СССР, то есть Урал и Сибирь, к оборонным проектам. При анализе работы КМК нарком понимает, что оборудование комбината не предназначено для выплавки броневых металлов. Значит, необходимо выделить время на строительство новых мартеновских печей или реконструкцию имеющихся. Не менее важным следует считать вопрос о возможности прокатки броневой стали. Поздним вечером 23 июня И.Ф. Тевосян звонит в г. Сталинск главному инженеру Л. Вайсбергу и ставит принципиальный вопрос: *позволит ли технический потенциал КМК осуществлять прокатку броневых листов?* Л. Вайсберг просит дать ему несколько часов на принципиальный ответ и экстренно в ночь с 23 на 24 июня организует пробную прокатку [3].

Главный инженер Л. Вайсберг, начальник блюминга В.Д. Смирнов, старший оператор и старший вальцовщик проводят прокатку слитков на блюминге и в дальнейшем на листовом стане. В течение нескольких часов удалось прокатать стальной слиток с профилем максимальной ширины. Эксперимент показал, что для прокатки слитков броневой стали, имеющих большую массу и обладающих повышенными прочностными характеристиками, следует внести в существующее оборудование ряд технических изменений, а именно, усилить подъемные столы для перекаровки более тяжелых блюмсов, использовать резку автогеном и т. д. На поставленный наркомом вопрос можно дать утвердительный ответ. Через пять часов после последнего звонка из Москвы Л. Вайсберг срочно звонит в наркомат черной металлургии, чтобы дать положительный ответ. В это время И.Ф. Тевосян находился на приеме у руководителя страны и комитета обороны И.В. Сталина, вместо него переговоры проводит заместитель наркома П.И. Коробов. *Он удовлетворен ответом.*

В итоге народный комиссариат черной металлургии издает приказ Кузнецкому комбинату по переходу на выплавку броневой стали для танков. На момент описываемых событий КМК соответствующей технологией не обладал. Броневая сталь ранее выплавлялась

на оборонных предприятиях отрасли в печах небольшой садки с кислой футеровкой. Более мощные мартеновские печи КМК технологически не подходили под выплавку легированных марок стали, прокатные станы также не были приспособлены для прокатки броневых листов. Наркомат принял решение об отправке в г. Сталинск термических печей для обработки броневых листов с Ижорского завода, под которые необходимо было возвести специальное отделение цеха.

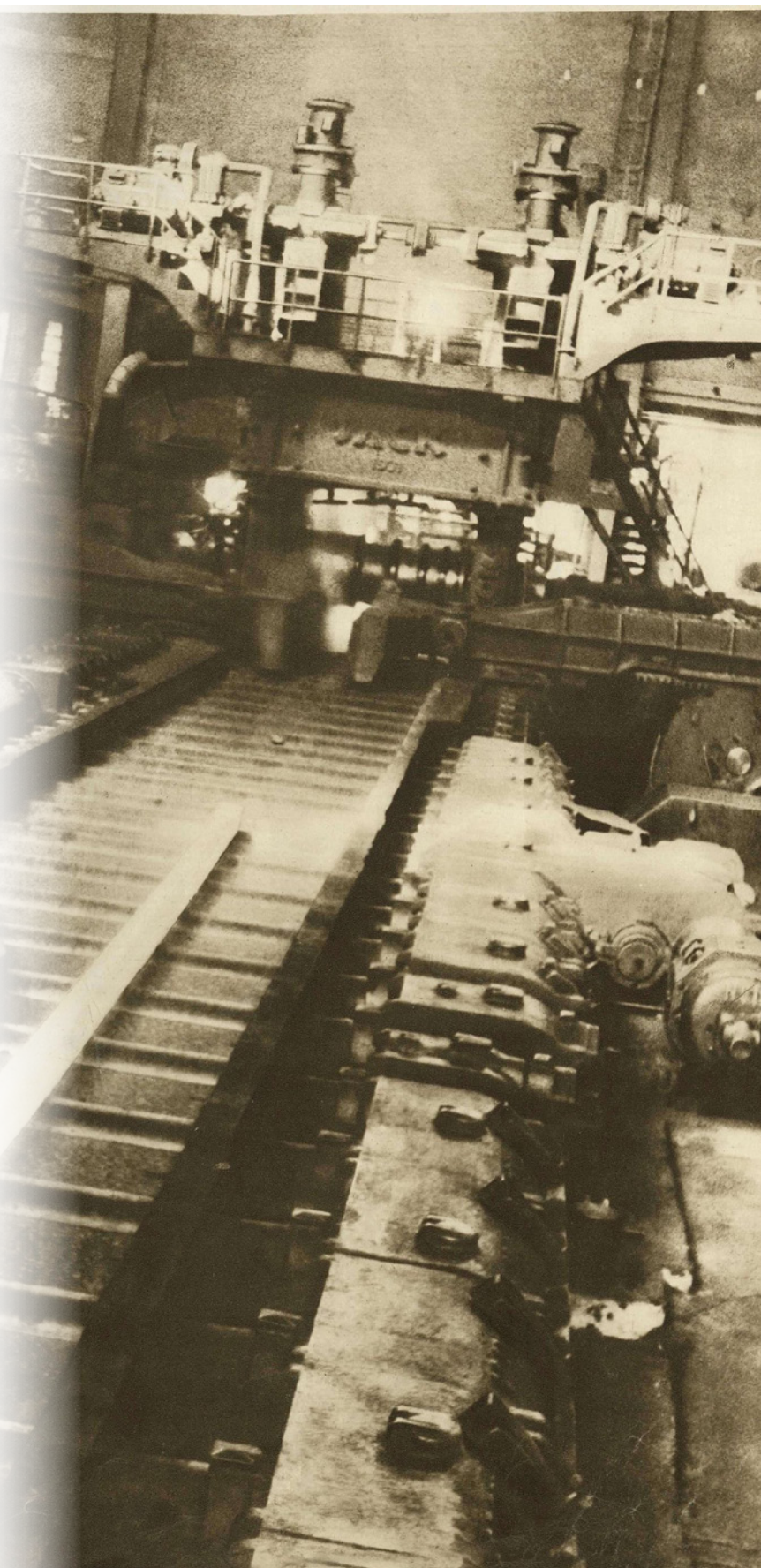
Наркомчермет приказал разработать и провести масштабные изменения в технологическом процессе производства стали, в частности, в мартеновских печах. Основным требованием было реконструировать печи с их переводом на основную футеровку, что позволило бы повысить качество выплавляемой стали и улучшить ее характеристики. Данное задание требовало значительных изменений в технологии, включая уменьшение объема металлозавалки. На Ижорском заводе в июне 1941 г. была разработана принципиально новая технология производства броневой стали, но времени для проверки и отработки предельно не хватало, да и засекреченные материалы и специалисты были направлены на Магнитогорский металлургический комбинат. 26 июня 1941 года был издан приказ, согласно которому комбинат был обязан начать выпуск танковой брони с 1 августа того же года [4]. Это решение стало ответом на нарастающую угрозу военных событий, поскольку начавшаяся Великая Отечественная война требовала срочного увеличения производства высококачественного броневых металлов для нужд танкостроения.

В июне 1941 г. группой инженеров-ижорцев М.Н. Поповым, А.Ф. Якимовичем, Д.Я. Бадягиным, И.А. Фрумкиным, П.А. Романовым, Я.И. Машуком, и другими, при участии работников Центрального научно-исследовательского броневых институ (ЦНИИ-48) А.С. Завьялова, С.И. Сахина, Е.Е. Левина, А.Я. Вергазова была разработана технология выплавки броневой стали в основных мартеновских печах. Ранее броневую сталь, как было отмечено, выплавляли только в кислых печах. Новая технология была отработана на самой крупной мартеновской печи № 8 Ижорского завода, что существенно приближало процесс плавки к более грузным мартеновским печам Кузнецкого комбината. Новая технология была оформлена в виде технологических инструкций, когда враг был уже на подступах к Ленинграду [5]. Технология была инновационной для того времени и поэтому одномоментно не могла быть реализована. Когда уже замкнулось кольцо блокады вокруг Ленинграда, 8 сентября 1941 г. И.А. Фрумкин вывез специальным авиарейсом техническую документацию по выплавке броневой стали в основных мартеновских печах из осажденного города. Наличие технологических инструкций, созданных на Ижорском заводе, позволило заводам черной металлургии в начале Великой Отечественной войны начать массовое производство танковой брони в кратчайшие сроки.

Созданное специальное «бронбюро», в состав которого, наряду с учеными-металлургами из ЦНИИ-48, вошли и работники комбината, разработало принципиально новую технологию выплавки броневой стали в крупнотоннажных мартеновских печах с основной футеровкой. 23 июля 1941 г. на Магнитогорском металлургическом комбинате была осуществлена первая плавка броневой стали по новой технологии. В результате выпуск броневой стали вырос с сентября 1941 г. по январь 1942 г. почти в 100 раз. Вслед за магнитогорцами выплавка легированных и броневых сталей по аналогичной технологии, но с дополнениями и изменениями с помощью сотрудников ЦНИИ-48 была налажена на Нижнетагильском металлургическом заводе и КМК [6].

27 июня 1941 г. на КМК была остановлена печь № 11 второго мартеновского цеха для проведения необходимых ремонтных работ. Проектный отдел завершил выдачу всей технической документации, необходимой для ее перестройки и модернизации. Работы по ремонту и реконструкции печи начались с особым напряжением: огнеупорщики, котельщики и монтажники трудились круглосуточно, чтобы уложиться в сроки. Сначала рабочие провели демонтаж старого оборудования, затем началась установка новых элементов, которые должны были повысить эффективность работы печи и улучшить ее производственные характеристики. В этот период на заводе царил атмосфера единства, так как каждый работник понимал важность своей роли в общем деле. 4 июля печь была поставлена на разогрев и от ее успешной адаптации и работы по новой технологии уже зависела вся дальнейшая работа цеха. Выполненный объем реконструкции по модернизации печи был не только техническим процессом, но и символом надежды на успешный переход к производству броневой стали, рубежом будущей победы.

Одновременно с реконструкцией мартеновской печи на КМК велось сооружение термического отделения листопрокатного цеха. В преддверии Великой Отечественной войны на комбинате не было установлено ни одной печи для термической обработки листового металла.



Прокатный стан. КМК. 1930-е годы

Rolling mill. KMK. 1930s

Это обстоятельство стало серьезной преградой для выполнения новых производственных задач, особенно в свете принятия решения о запуске производства броневых проката. В связи с этим Наркомчермет, учитывая стратегическую важность данного направления, отдал распоряжение о демонтаже шести термических печей, находившихся на Ижорском заводе в Колпино недалеко от Ленинграда. Оборудование этих печей было решено отправить на Кузнецкий комбинат, находящийся на расстоянии более трех тысяч километров. В тот же день, когда поступило распоряжение, ижорские металлурги начали работу по демонтажу, а на КМК стартовали строительные работы. Сроки, установленные Наркомчерметом, были крайне жесткими: термические печи должны были быть введены в эксплуатацию к 1 сентября 1941 г. Для их размещения было решено использовать строящийся четвертый пролет цеха вырубки, что потребовало дополнительных усилий со стороны строителей и проектировщиков. Фундамент для первых двух блоков печей начали сооружать в уже готовой части пролета, а для остальных печей было принято решение о его удлинении. Это требовало значительных изменений в проекте и ускорения темпов строительства.

3 июля 1941 г. директор комбината Р.М. Белан совместно с управляющим трестом «Сталинск-промстрой» Н.Г. Кратенко подписали приказ, в котором был установлен четкий график выполнения работ. В нем были прописаны сроки выдачи проектной документации, которые строго контролировались. Последний лист чертежей должен был поступить к строителям не позднее восьми часов вечера 7 июля. Такие задачи создавали напряженную атмосферу на стройплощадке. Главный механик И.С. Люленков взял на себя обязательство изготовить все необходимое оборудование к десяти часам утра 16 июля. Для обеспечения строительных работ необходимо было организовать временное освещение на площадке, которое должно было быть проведено к двадцати двум часам в день издания приказа, а силовое питание должно было быть подключено к двадцати часам 4 июля.

Работы велись круглосуточно. В эту напряженную стройку вложили много труда и энтузиазма и рабочие, и инженерно-технические работники. Среди них выделялись известные монтажники из Кузнецкстроя, такие как В.Е. Кашкаров, И.А. Дубовик, М.М. Калюжный, С.В. Юдаков, Н.И. Осипов, Г.И. Подорога. Их опыт и профессионализм сыграли важную роль в успешной реализации проекта. Также следует отметить профессиональную работу инженеров Г.Ф. Рыбочкина, С.Я. Селюкова, которые обеспечивали техническую поддержку и контроль за качеством выполняемых работ.

Прораб по кладке печей И.А. Кленов, который также принимал активное участие в этом проекте, координировал действия рабочих и следил за соблюдением графиков. Каждый день на стройплощадке про-

ходили совещания, на которых обсуждались текущие проблемы и находились пути их решения. Рабочие понимали важность своей миссии, ведь от успешного завершения строительства термического отделения зависело не только выполнение производственных планов, но и в целом вклад в обороноспособность страны. С каждым днем работа становилась все более интенсивной, но строители, не смотря на усталость, не теряли боевого духа.

В третьей декаде июля в цехе начаты плавки в мартеновской печи № 11. Сначала это были обычные плавки текущего сортамента, но вскоре к ним добавились и броневые стали [7]. Выплавка броневой стали в кислой мартеновской печи требует особого подхода, так как основным условием является использование исключительно чистой шихты с пониженным содержанием фосфора и серы. Кузнецкие чугуны, к сожалению, не подходили для этого процесса из-за высокого содержания этих вредных примесей, что делало их непригодными для переработки в кислой печи. Для решения этой проблемы был применен дуплекс-процесс, который подразумевал два этапа плавки. На первом этапе в основной печи производился полуфабрикат, который был рафинирован от серы и фосфора. Затем расплавленный металл переливали в печь с кислой подиной, где завершали процесс доводки. Однако для этого пришлось уменьшить садку основной 185-тонной печи, что, в свою очередь, приводило к значительным потерям производственных мощностей и усложняло работу всего коллектива.

На печь № 11 были назначены высококвалифицированные мастера А.Н. Томилин, А.А. Акридин, В.А. Матюшкин, сталеварами были назначены Д.В. Мерзляков, Ф.А. Рябов и Д.П. Синенко. Отмечается, что все же «первая роль по техническому руководству и организации освоения выплавки броневой стали принадлежит главному инженеру Л.Э. Вайсбергу» [8]. Следует отметить, что кузнецкие сталеплавильщики до этого момента не имели опыта работы на печах с кислой футеровкой, поэтому на первых плавках им оказывали консультационную помощь специалисты, приехавшие с Ижорского завода. Этот обмен опытом сыграл важную роль в обучении и адаптации местных мастеров к новым условиям. Обучение проходило довольно быстро. Первые плавки проводили А.Н. Томилин и начальник мартеновского цеха № 2 Г.В. Гурский, который был достаточно известным специалистом в этой области. Г.В. Гурский, обладая высокой квалификацией и солидной теоретической подготовкой, проявил творческий подход к решению возникающих технических задач. Его опыт, в сочетании с упорством и настойчивостью мастера А.Н. Томилина, позволил достичь обнадеживающих результатов в короткие сроки. Уже в третьей декаде июля были получены первые плавки броневых металлов, что стало значительным достижением для завода.

Процесс освоения производства броневых листов стал настоящим испытанием для прокатчиков. 26 июня 1941 г. был подписан приказ по комбинату, в котором четко определялись срочные мероприятия, необходимые для подготовки блюминга и листового стана к новому производству. Это было связано с необходимостью адаптации оборудования к новым условиям и технологиям, что, в свою очередь, требовало значительных усилий со стороны всего коллектива. К моменту получения первых плавов, команда специалистов уже работала над новыми калибровками обжимного стана, что стало важным шагом на пути к успешному запуску производства. Под руководством главного электрика В.Г. Прокошина, главного механика И.С. Люленкова и начальника листового стана С.И. Павловского в течение всего лишь месяца был разработан проект, который предусматривал усиление ряда узлов механического и электрического оборудования листостана. Это требовало не только высокой квалификации специалистов, но и слаженной работы всех подразделений комбината.

Параллельно с этим технический отдел комбината совместно с группой специалистов ЦНИИ-48, которые прибыли на завод для оказания технической помощи в освоении новой технологии, начал разрабатывать технологические инструкции по прокатке броневых листов. Важным аспектом в этом процессе стал опыт производства аналогичной продукции на Ижорском заводе, который стал настоящим подспорьем для создания новых технологических стандартов [9].

Активное сотрудничество с учеными-преподавателями СМИ позволило использовать современные методы и подходы к организации производства новой для комбината оборонной продукции – листов броневой стали, что существенно повысило шансы на успех [10]. Значительный вклад в разработку технологии производства броневых листов внесли профессор Ю.В. Грдина, доценты И.С. Назаров и Е.Я. Зарвин. Ученые и преподаватели СМИ Н.Н. Шубина, Д.Л. Полякова, А.А. Говоров практически круглосуточно в условиях действующего металлургического производства работали над оптимизацией режимов термической обработки броневой стали. Доценты Э.Х. Шамовский и Н.И. Куницын разработали оригинальную конструкцию высокопроизводительного газового резака, предназначенного для раскроя толстых слябов из броневой стали.

Наконец, настал долгожданный момент, когда на рольганг блюминга лег первый слиток броневой стали. Этот слиток значительно отличался от обычных: его вес и размеры были гораздо больше, что создавало дополнительные сложности в процессе обработки. Обжать его удалось только за 25 – 28 пропусков. В результате к моменту окончания прокатки сляб сильно остыл, что привело к трудностям в его дальнейшей обработке. Произвести раскрой сляба на ножницах уже не пред-

ставлялось возможным, и команде пришлось прибегнуть к помощи крана, чтобы переместить его на склад листового стана, где его разрезали с использованием автогена. К сожалению, технологии нагрева и температурный режим прокатки листа, принятые на Ижорском заводе, оказались непригодными для оборудования КМК. Это привело к тому, что металл первой прокатанной плавки оказался поражен поверхностными дефектами. В результате возникли дополнительные проблемы, требующие немедленного решения. Окалину пришлось вырубать пневматическими зубилами, а это крайне трудоемкий процесс. Образовавшиеся дефекты стачивали ручными электронаждаками, что также требовало значительных усилий и времени. Таким образом, освоение производства бронелиста стало настоящим испытанием для всего коллектива комбината. В конечном итоге освоение нового производства не только обогатило работников комбината новыми знаниями, но и стало важным шагом в развитии всей отрасли. Успешное внедрение новых технологий и методов обработки броневой стали открыло новые горизонты для дальнейшего развития и совершенствования производства.

В результате невероятного напряжения всех сил и ресурсов августовское задание правительства по поставке броневой стали было выполнено на впечатляющие 190 %. Это стало первой крупной победой, которая воодушевила не только металлургов, но и весь г. Сталинск. Успех кузнечных металлургов имел колоссальное значение для страны, особенно в свете того, что к осени 1941 г. уже более 48 % прокатных станов на территории СССР были выведены из работы из-за бомбардировок и разрушений, причиненных врагом. Металлурги, сражаясь с нехваткой ресурсов и усталостью, находили способы оптимизировать производственные процессы и увеличивать объемы выпускаемой продукции.

16 августа 1941 г. Центральный Комитет ВКП(б) и Совет Народных Комиссаров СССР утвердили военно-хозяйственный план для промышленности на четвертый квартал 1941 г. и на весь 1942 г. [11]. Этот план охватывал привлечение важнейших регионов страны, таких как Поволжье, Урал, Западная Сибирь, Казахстан и Средняя Азия. Основное внимание было уделено увеличению производства специальных металлов, необходимых для нужд фронта, особенно в условиях нарастающих масштабов военных действий. Важно отметить, что на тот момент ситуация в стране была крайне напряженной и потребность в высококачественных металлах для военной техники становилась все более актуальной. В плане предусматривалось значительное увеличение выпуска броневых металлов, однако существующие технологии не могли обеспечить необходимый уровень производства. Выплавка броневых металлов с использованием дуплекс-метода в двух печах, который применялся на многих предприятиях, приводила к значительным потерям производства.

В результате реконструкции печи № 11 масса каждой плавки уменьшилась в среднем на 65 т, что было критическим показателем в условиях войны. Более того, шихта для этой печи готовилась в другой печи с основной подиной, что также негативно сказывалось на качестве и количестве получаемой стали. В результате ежедневные потери металла при работе на одной кислой печи составляли около 450 – 460 т. Эти потери были неприемлемыми, особенно когда речь шла о выполнении государственного плана по производству броневых металлов. Чтобы обеспечить выполнение поставленных задач, необходимо было переоборудовать несколько печей, что, в свою очередь, могло привести к резкому сокращению сталеплавильных мощностей комбината. В условиях войны такая ситуация была крайне нежелательной. Требовалось срочно искать пути оптимизации процессов.

Одним из решений стало использование большегрузных 185-тонных основных печей для выплавки броневых металлов. Это могло бы значительно увеличить объемы производства и снизить потери. Помимо увеличения массы плавки встал вопрос о качестве производимого металла. Вторая важная задача заключалась во внедрении принципиально новой технологии прокатки, которая позволила бы не только повысить производительность существующих мощностей, но и улучшить качество проката. Сталеплавильные и прокатные цехи

стали теми ключевыми точками, на которых решалась судьба сражения за металл, необходимый для танков и другой бронетехники.

На КМК, параллельно с традиционным производством броневой стали в печах с кислой футеровкой, начались практические исследования, направленные на освоение новых методов выплавки в мартеновских печах с основной футеровкой. Основная футеровка печей, в отличие от кислой, позволяла получать сталь более высокого качества, так как она обеспечивала более стабильные условия плавки и лучшее удаление вредных примесей. Важным этапом в этом процессе стало изучение опыта ижорских ученых-металлургов, которые уже имели успешные наработки в этой области, внедренные на Магнитогорском металлургическом комбинате, что значительно ускорило переход к производству легированного металла в больших объемах.

Первые опытные плавки броневых металлов в новой печи были доверены мастеру П.Д. Никитину, который имел богатый опыт работы с новыми марками стали. Однако задача, поставленная перед ним, была крайне сложной. Производство броневой стали требовало не только знаний и навыков, но и значительных усилий для удаления вредных примесей в чугунах. В процессе плавки часто возникала необходимость полностью удалять шлак из печи и наводить новый, что усложняло



Покорение металла

Conquering metal

технологический процесс и увеличивало время плавки. В сентябре 1941 г. в обоих мартеновских цехах завода началось массовое производство броневых металлов на 185-тонных основных печах. Это стало возможным благодаря успешному проведению экспериментов и накопленному опыту. К этому времени уже были разработаны новые технологии, позволяющие значительно улучшить качество получаемого металла и увеличить объемы его производства.

Кабинет главного сталеплавильщика стал местом, где разрабатывались и внедрялись новые технологии, а также принимались важные решения, касающиеся производства. Внутри команды сотрудников предприятия царила атмосфера напряженной работы и стремления к результату. Инженеры и рабочие не только решали текущие задачи, но и искали новые пути оптимизации производственных процессов. В результате совместных усилий работников завода, включая инженеров, сталеваров и рабочих других профессий, удалось добиться значительных успехов в производстве броневой стали. В условиях военного времени это было настоящим подвигом, который стал возможен благодаря сплоченности и повышению квалификации коллектива.

С октября 1941 г. начался рывок в производстве броневых сталей и проката, который стал важной вехой. В третьем квартале план по производству бронелиста был выполнен на 112 %, что свидетельствовало о высоком уровне организации и эффективности работы предприятия. В четвертом квартале, с учетом увеличенного задания, которое возросло почти в пять раз, производственные мощности позволили достичь выполнения плана на уровне 125 % [7].

Параллельно с увеличением объемов производства прокатчики активно искали новые пути для оптимизации процессов. В разработке и внедрении новой технологии активно участвовали выдающиеся специалисты. Главный инженер комбината Л.Э. Вайсберг, обладая глубокими знаниями и опытом, стал ключевой фигурой в этом процессе. Начальник листового стана С.И. Павловский и начальник блюминга В.Д. Смирнов внесли значительный вклад в оптимизацию производственных процессов, что позволило добиться высоких результатов. Обер-мастер листопркатного цеха М.И. Корчемный, заместитель начальника технического отдела Г.В. Шаров, а также машинисты-операторы блюминга П.А. Заварыкин и М.И. Меркулов, вальцовщики листового стана П.А. Новокрещин и И.П. Максимов – все они работали с полной самоотдачей, что стало залогом успеха. В кратчайшие сроки была разработана принципиально новая технология прокатки броневой стали, которая включала в себя усовершенствованные методы обработки и контроля качества. Специалисты нашли оптимальные температурные режимы для термообработки листов, что позволило значительно повысить прочность и долговечность получаемого материала. В результате этих нововведений производительность

блюминга и листового стана возросла в несколько раз, а количество поверхностных дефектов было сведено к минимуму.

Выводы

Кузнечский металлургический комбинат (КМК) сыграл незаменимую роль в обеспечении страны броневой сталью во время Великой Отечественной войны. Масштабы задач, стоявших перед КМК, были колоссальными. Требовалось не просто увеличить объемы производства, но и кардинально перестроить его, перейдя на выпуск высококачественной броневой стали, отвечающей жестким требованиям военного времени. Это требовало решения целого комплекса сложнейших проблем, многие из которых казались тогда практически непреодолимыми. Освоение производства броневой стали на КМК в условиях второй половины 1941 г. представляло собой значительный вызов и потребовало огромной самоотверженности жителей г. Сталинск. Рабочие практически жили и работали на комбинате. Техническое перевооружение также представляло собой серьезную трудность. Необходимо было в короткие сроки освоить новые технологии производства броневой стали, увеличить ее прочность и твердость. Инженеры КМК работали круглосуточно, разрабатывая и внедряя новые методы выплавки стали, прокатки и термообработки листов броневых металлов. Освоение и переход на массовое производство броневой стали в 1941 г. на КМК г. Сталинск (ныне Новокузнецк) имел большое значение для повышения обороноспособности страны в условиях сложного первого этапа Великой Отечественной войны.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Берлин А.Б. Новокузнецк в солдатской шинели: В год 50-летия Великой Победы – молодому поколению новокузнечан посвящается. Новокузнецк: Кузнечная крепость: Союз писателей; 1995:297.
2. Докучаев Г.А. Сибирский тыл в Великой Отечественной войне. Новосибирск: Наука, Сибирское отделение; 1968:322.
3. Вайсберг Л. Ни минуты на раскачку. В кн.: *Стальное сердце Сибири* / Сост. М.Ф. Беркович, Н.М. Шидловский; ред. А.М. Титова; предисл. А. Кузнецова. Кемерово: Кемеровское книжное издательство; 1982:121–125.
4. Белан Р. Вклад кузнечан в победу. В кн.: *Стальное сердце Сибири* / Сост. М.Ф. Беркович, Н.М. Шидловский; ред. А.М. Титова; предисл. А. Кузнецова. Кемерово: Кемеровское книжное издательство; 1982:125–129.
5. Фрумкин-Рыбаков Ю. История создания новых броневых марок стали на Ижорском заводе в 1936 – 1941 гг. Доклад к пленарному заседанию «Развитие науки и техники в СССР в предвоенные годы», секция 14, на XXXVI международной конференции СПб отделения Российского национального комитета по истории и философии науки и техники РАН. [Электронный ресурс]. URL:

<https://kolpino.ru/news/1/yulian-frumkin-rybakov-istoriya-sozdaniya-novykh-bronevykh-marok-stali-na-izhorskom-zavode-v-1936-1941-gg/> (Дата обращения: 09.03.2025).

6. Серикбол А. Военно-хозяйственная задача черной металлургии в годы Великой Отечественной войны. В кн.: *Салют, Победа! Сб. трудов Международной научно-практической военно-исторической конференции, 13 мая 2015 г., г. Юрга*. Томск: Изд-во ТПУ; 2015: 134–137.
7. История Кузнецкого металлургического комбината имени В.И. Ленина / Е.М. Полянская, Г.Н. Сусакин, Ю.А. Шпарог и др.; под общ. ред. Б.Н. Жеребина. Москва: Металлургия; 1973:463.
8. Запарий Вл.В., Запарий В.В., Шешуков О.Ю. Перебирая старые бумаги, или исправление ошибки через полвека. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2024;(4):122–126.
https://doi.org/10.52351/00260827_2024_4_122
9. Новокузнецк – город трудовой доблести / Составитель П.П. Лизогуб. Новокузнецк: Лотус-Пресс; 2021:168.
10. Громов В. Металл и люди [Электронный ресурс]. URL: https://www.sibsiu.ru/news/?ELEMENT_ID=13351. (Дата обращения: 09.03.2025).
11. Бутаков П.В. Промышленная политика СССР в годы Великой Отечественной войны. *Проблемный анализ и государственное управленческое проектирование: политология, экономика, право*. 2013;6(4):61–72.
Butakov P.V. The industrial policy of the USSR during the Great Patriotic War. *Problemnyi analiz i gosudarstvennoe upravlencheskoe proektirovanie: politologiya, ekonomika, pravo*. 2013;6(4):61–72. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Лев Алексеевич Тресвятский, доктор культурологии, доцент, профессор кафедры педагогического образования, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: lev-35@mail.ru

Lev A. Tresvyatskii, Dr. Sci. (Cultural), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Pedagogical Education, Siberian State Industrial University
E-mail: lev-35@mail.ru

Евгений Валентинович Протопопов, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-7554-2168
E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Evgenii V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-7554-2168
E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Александр Александрович Уманский, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-4403-9006
E-mail: umanskii@bk.ru

Aleksandr A. Umanskii, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-4403-9006
E-mail: umanskii@bk.ru

Алексей Николаевич Худолеев, д.ист.н., доцент, профессор кафедры истории и общественных наук, Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета
E-mail: khudoleev73@mail.ru

Aleksei N. Khudoleev, Dr. Sci. (Historical), Assist. Prof., Prof. of the Chair of History and Social Sciences, Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute of Kemerovo State University
E-mail: khudoleev73@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Л. А. Тресвятский – анализ исторических материалов, литературный поиск, составление библиографического списка.
Е. В. Протопопов – анализ материалов по технологии выплавки бронзового металла, редактирование текста.
А. А. Уманский – анализ материала по технологии прокатки бронзового листа, редактирование текста.
А. Н. Худолеев – литературный поиск, составление библиографического списка, составление заключения.

L. A. Tresvyatskii – analysis of historical materials, literary search, compilation of bibliographic list.
E. V. Protopopov – literary analysis of the technology of armor metal smelting, editing the text.
A. A. Umanskii – literary analysis of the technology of rolling armor plate, editing the text.
A. N. Khudoleev – literary search, compilation of a bibliographic list, drawing up a conclusion.

Поступила в редакцию 14.02.2025
После доработки 20.02.2025
Принята к публикации 20.02.2025

Received 14.02.2025
Revised 20.02.2025
Accepted 20.02.2025



УДК 621.373.826:621.78+620.18

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-124-130



Оригинальная статья

Original article

ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВ ИЗ БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ МАРОК 30ХГ2С2АФМ и 30ХГ2САФН

А. М. Юнусов¹, Е. В. Полевой¹, Г. Н. Юнин¹, Т. Н. Осколкова²

¹ АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

oskolkovatiana@yandex.ru

Аннотация. Эксплуатационная стойкость железнодорожных рельсов определяется в основном сопротивлением возникновению дефектов контактной усталости и износостойкостью, и зависит, помимо характеристик воздействия колес подвижного состава, от химического состава, структуры и механических свойств рельсовой стали. В настоящее время пути повышения эксплуатационных свойств традиционных перлитных рельсов за счет увеличения дисперсности микроструктуры практически исчерпаны. Одним из решений для повышения срока службы рельсов может стать переход на производство их из сталей бейнитного класса, отличающихся более высокими механическими свойствами, стойкостью к образованию поверхностных контактно-усталостных дефектов и повышенной хладостойкостью. Проведенные в начале 2000-х годов за рубежом эксплуатационные испытания показали, что рельсы из бейнитной стали действительно обладают повышенной по сравнению с рельсами из стали перлитного класса сопротивляемостью к зарождению контактно-усталостных дефектов, однако подвержены более интенсивному износу. Был сделан вывод, что стойкость бейнитных рельсов к повреждениям головки поверхностными контактно-усталостными дефектами является следствием удаления поврежденного слоя поверхности катания в результате износа. В 2004 – 2006 гг. на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» проведены исследования и выпуск опытной партии бейнитных рельсов, которые показали перспективность применения такой стали и возможность обеспечения одновременно повышенной износостойкости и низкотемпературной надежности. Однако в тот период комбинат не располагал в полной мере возможностями обеспечения высокого металлургического качества стали: выявленные недостатки связаны с недостаточной чистотой металла по неметаллическим включениям. В рамках возобновления работ по освоению рельсов бейнитного класса проведена выплавка, прокатка рельсов типа Р65 и охлаждение на спокойном воздухе двух опытных среднеуглеродистых сталей Б1 и Б2, отличающихся схемами легирования. Представленные результаты механических испытаний показали положительное влияние повышенного легирования хромом и никелем на механические свойства и структуру.

Ключевые слова: прокатка рельсов, бейнитная сталь, отпуск, микроструктура, ударная вязкость, стойкость к образованию контактно-усталостных дефектов, сканирующая электронная микроскопия

Для цитирования: Юнусов А.М., Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Осколкова Т.Н. Опыт производства рельсов из бейнитной стали марок 30ХГ2С2АФМ и 30ХГ2САФН. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(2):124–130.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-124-130>

EXPERIENCE IN PRODUCING RAILS FROM BAINITIC STEELS 30KhG2S2AFM AND 30KhG2SAFN

A. M. Yunusov¹, E. V. Polevoi¹, G. N. Yunin¹, T. N. Oskolkova²

¹ JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant (16 Kosmicheskoe Route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

oskolkovatiana@yandex.ru

Abstract. The operational resistance of railway rails is mainly determined by the resistance to contact fatigue defects and wear resistance, and, in addition to the impact characteristics of rolling stock wheels, depends on the chemical composition, structure and mechanical properties of rail steel. Currently, the ways to improve the operational properties of traditional pearlitic rails by increasing the microstructure dispersion are almost exhausted. One of the solutions to increase the service life of rails may be the transition to their production from bainitic steels, characterized by higher mechanical properties, resistance to the formation of surface contact and fatigue defects and increased cold resistance. Operational tests conducted abroad

in the early 2000s showed that rails made of bainitic steel do indeed have increased resistance to formation of contact fatigue defects compared to rails made of pearlitic steel, but they are subject to more intensive wear. It was concluded that the resistance of bainitic rails to head damage by surface contact and fatigue defects is a consequence of the removal of the damaged rolling surface layer as a result of wear. In 2004 – 2006, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant conducted research and produced an experimental batch of bainitic rails, which showed the promise of using such steel and the possibility of simultaneously providing increased wear resistance and low-temperature reliability. However, at that time, the plant did not have the full capabilities to ensure the high metallurgical quality of steel: the identified shortcomings are related to the insufficient purity of the metal for non-metallic inclusions. As part of the resumption of work on the development of bainitic rails, two experimental medium-carbon steels B1 and B2, differing in alloying schemes, were smelted, rolled onto rails of type P65 and cooled in calm air. The presented results of mechanical tests showed the positive effect of increased chromium and nickel alloying on mechanical properties and structure.

Keywords: rail rolling, bainitic steel, tempering, microstructure, impact strength, resistance to formation of contact fatigue defects, scanning electron microscopy

For citation: Yunusov A.M., Polevoi E.V., Yunin G.N., Oskolkova T.N. Experience in producing rails from bainitic steels 30KhG2S2AFM and 30KhG2SAFN. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):124–130. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-124-130>

ВВЕДЕНИЕ

Срок службы железнодорожных рельсов, как известно [1 – 3], определяется большим количеством технологических факторов и эксплуатационных свойств. Среди последних наиболее важными (по количеству изъятий дефектных и остродефектных рельсов) являются стойкость рельсового металла к развитию дефектов контактной усталости и износостойкость. Они, в свою очередь, во многом зависят от технологических параметров (химического состава, структуры, механических свойств рельсовой стали, загрязненности неметаллическими включениями, уровнем и распределением остаточных напряжений).

Традиционно [4] рельсовые стали содержат большое количество углерода (0,6 – 0,8 мас. %) и являются перлитными. Повышение износостойкости перлитных сталей достигается оптимизацией химического состава и режимов термической обработки, при которых обеспечивается уменьшение межпластинчатого расстояния цементитных пластин в пределах перлитной колонии, за счет чего повышаются прочностные, пластические свойства и твердость.

В структуре современных рельсов из сталей перлитного класса межпластинчатое расстояние приближается к своему предельному значению [5], теоретически оцениваемому на уровне 0,06 – 0,07 мкм. В связи с этим пути дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости рельсов из сталей перлитного класса исчерпаны. Предполагается переход на производство рельсов из сталей бейнитного класса, отличающихся более дисперсным строением и, следовательно, более высокими механическими свойствами и стойкостью к образованию контактно-усталостных дефектов (КУД).

В конце 1990 – начале 2000-х годов институтами и предприятиями металлургической промышленности при поддержке железных дорог Западной Европы и США было создано несколько опытных марок бейнитной стали, пригодной для изготовления термообработанных рельсов [6 – 10].

Первые результаты эксплуатационных испытаний горячекатаных рельсов из стали В360 на перегоне

вблизи станции Фрик (Швейцария) (1999 г.) свидетельствуют, что рельсы из бейнитной стали действительно обладают повышенной сопротивляемостью к возникновению и развитию контактно-усталостных дефектов [8].

Однако рельсы из бейнитной стали некоторых марок характеризуются более интенсивным износом, чем широко применяемые в настоящее время термообработанные рельсы из стали перлитного класса. По данным работ исследовательского центра материалов и обработки (Корпорация НКК, Япония), износостойкость перлитных сталей определяется в основном твердостью и микроструктурными параметрами. В работах [10; 11] сделан вывод, что хорошая стойкость бейнитных рельсов к повреждениям КУД объясняется удалением поврежденного слоя вблизи поверхности контакта в результате износа (так называемый «эффект волшебного шлифования»).

Это говорит о том, что, прежде чем стать реальной альтернативой термообработанным перлитным рельсам, бейнитные рельсы должны пройти дополнительные исследования [7].

МАТЕРИАЛЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В проведенных АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ЕВРАЗ ЗСМК) в 2004 – 2006 гг. исследованиях установлено, что в рельсах из среднеуглеродистой стали, легированной хромом, молибденом, никелем и ванадием, возможно получение микроструктуры нижнего бейнита, которая применяется для ответственных изделий с высокой конструктивной прочностью [12; 13]. Результаты исследований опытных рельсов после прокатки, нормализации и отпуска показали перспективность применения такой стали и возможность обеспечения одновременно повышенных износостойкости и низкотемпературной надежности. Полигонные испытания опытной партии бейнитных рельсов производства АО «Новокузнецкий металлургический комбинат» из стали марки Э30ХГ2САФМ в 2005 г. показали перспективность их применения при дальнейшем повышении чистоты стали по неметаллическим вклю-

чениям. Однако в тот период комбинат не располагал в полной мере возможностями обеспечения высокого металлургического качества стали и прокатки на современном оборудовании. В связи с растущими требованиями к рельсам, которые эксплуатируются в особо тяжелых условиях Восточного полигона с преобладанием экстремально низких температур, необходимо (с учетом современных возможностей модернизированного рельсового производства) разработать химический состав стали бейнитного класса и определить схему производства рельсов из нее.

В 2022 г. на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» возобновлена разработка технологии производства рельсов из бейнитной стали со свойствами, отвечающими современным условиям эксплуатации. Проведена выплавка двух опытных плавок усовершенствованного химического состава. Прокатка осуществлена в условиях рельсобалочного цеха по схеме, используемой на комбинате, с применением универсального стана тандем и отдельно стоящей чистовой клетки. Полное охлаждение опытных раскатов проводили на холодильнике пакетом, на спокойном воздухе без принудительной конвекции.

Проведены испытания двух среднеуглеродистых сталей, условно замаркированных Б1 и Б2. Сталь марки Б1 отличается повышенным содержанием молибдена и кремния, сталь марки Б2 – повышенным содержанием хрома и никеля (табл. 1). Для сравнения также приведен химический состав бейнитной стали марки Э30ХГ2САФМ, выплавленной в 2004 г. [13].

Химические составы опытных марок сталей имеют достаточно существенные отличия между собой по содержанию кремния, хрома, никеля и молибдена. При этом сталь марки Б1 отличается от стали

Э30ХГ2САФМ более высоким содержанием кремния, а также несколько повышенной концентрацией хрома и молибдена.

Для определения механических свойств рельсов проводили испытания на растяжение (цилиндрические образцы диаметром 6 мм с расчетной длиной 30 мм (тип III, ГОСТ 1497 – 84)), на ударный изгиб при +20 и –60 °С (ударные образцы на ударную вязкость с U-образным надрезом по I типу (ГОСТ 9454 – 78)). Твердость измеряли на поверхности катания и по сечению рельса.

Результаты механических испытаний (табл. 2) показывают, что рельсы из стали марки Б2, по сравнению с рельсами из стали марки Б1, обладают более высокими прочностными свойствами (предел текучести выше на 20 %, временное сопротивление – на 9,2 %), но более низким относительным удлинением (ниже на 27 %) при близких значениях относительного сужения.

При испытаниях при температуре +20 °С значения ударной вязкости этих двух марок сталей достаточно близки между собой, а при температуре –60 °С на стали марки Б2 получены более высокие значения (выше на 48 %). По результатам испытаний можно сделать вывод о положительном влиянии никеля на ударную вязкость при отрицательной температуре.

В отличие от рельсов из стали марки Э30ХГ2САФМ, рельсы из стали марки Б1 обладают более высокими прочностными свойствами (σ_T выше на 9,6 %, σ_B выше на 10,1 %), но при этом несколько пониженным (на 9,4 %) относительным удлинением при близких значениях относительного сужения. Следует отметить, что ударная вязкость рельсов из стали марки Б1 значительно выше, чем у рельсов из стали марки

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Table 1. Chemical composition of the studied steels

Сталь	Содержание элементов, мас. %					
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni
Б1	0,30 – 0,35	1,40 – 1,60	1,30 – 1,50	1,00 – 1,10	0,20 – 0,30	–
Б2	0,30 – 0,35	1,40 – 1,60	0,80 – 1,10	1,30 – 1,50	–	1,00 – 1,10
Э30ХГ2САФМ	0,32	1,48	1,21	1,00	0,20	0,07

Таблица 2. Механические свойства рельсов из бейнитной стали

Table 2. Mechanical properties of bainitic steel rails

Сталь	Механические свойства при растяжении				Ударная вязкость, KCU, Дж/см ²	
	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ , %	ψ , %	при +20 °С	при –60 °С
Б1	960 – 980	1390 – 1430	14,0 – 15,0	27 – 32	50 – 65	24 – 34
Б2	1150 – 1180	1510 – 1570	10,0 – 11,5	27 – 30	58 – 64	36 – 47
Э30ХГ2САФМ	880 – 890	1270 – 1290	15,0 – 17,0	25 – 33	32 – 37	11 – 17

Примечание. σ_T – предел текучести; σ_B – временное сопротивление; δ – относительное удлинение; ψ – относительное сужение; KCU – ударная вязкость.

Таблица 3. Твердость на поверхности катания головки и по сечению опытных рельсов

Table 3. Hardness on the head rolling surface and on the cross section of the experimental rails

Сталь	Твердость, НВ							
	головка					шейка	подошва	
	поверхность катания	10 мм от поверхности катания	выкружка левая	выкружка правая	22 мм от поверхности катания		перо 1	перо 2
Б1	394 – 399	392 – 398	380 – 395	392 – 396	380 – 384	376 – 387	414 – 426	418 – 422
Б2	444 – 462	440 – 448	454 – 458	446 – 450	418 – 421	410 – 420	508 – 520	510 – 516
Э30ХГ2САФМ	375	375	–	–	363	363	388	388

Э30ХГ2САФМ, что связано с более высокими чистой стали по примесным элементам, неметаллическим включениям и степенью проработки структуры на универсальном рельсoproкатном стане.

Результаты измерения твердости по сечению опытных рельсов представлены в табл. 3.

Рельсы из стали марки Б2 обладают в целом более высокой твердостью по сравнению с металлом рельсов из стали марки Б1, что связано с различной степенью легирования. Также стоит отметить достаточно высокую твердость в перьях подошвы рельсов из обеих марок сталей, что связано с повышенной скоростью охлаждения данных участков профиля ввиду более тонкого их сечения. Аналогичная разность по твердости наблюдалась и при испытаниях рельсов из стали марки Э30ХГ2САФМ.

Исследования микроструктуры на оптическом микроскопе Olympus GX71 показали, что в металле головки рельса из стали Б2 присутствуют участки структурной неоднородности, вызванной неравномерностью пластической деформации при прокатке, в виде чередующихся зон, обогащенных углеродом, с зонами,

обедненными углеродом. В связи с этим при охлаждении рельсов с прокатного нагрева в участках, обогащенных углеродом, произошло мартенситное превращение, а в участках, обедненных углеродом, – образовался бейнит (рис. 1). Комплекс механических свойств (высокие прочность, пластичность и вязкость) обусловлен образованием данной смешанной структуры. По мере увеличения глубины от поверхности выкружки доля бейнитной составляющей в структуре увеличивается, что связано с различными скоростями охлаждения по сечению головки.

Микроструктура подошвы рельса из стали Б2 у ее основания и перьев преимущественно состоит из мартенсита (рис. 2). Образование мартенситной структуры обусловлено повышенной скоростью охлаждения данного участка профиля в условиях спокойного воздуха ввиду более тонкого сечения по сравнению с головкой.

Микроструктура металла головки рельса из стали марки Б1 показана на рис. 3. Вблизи поверхности выкружки частично наблюдается обезуглероженный слой, видны мелкие зерна полигонального феррита. Структура преимущественно состоит из нижнего бей-

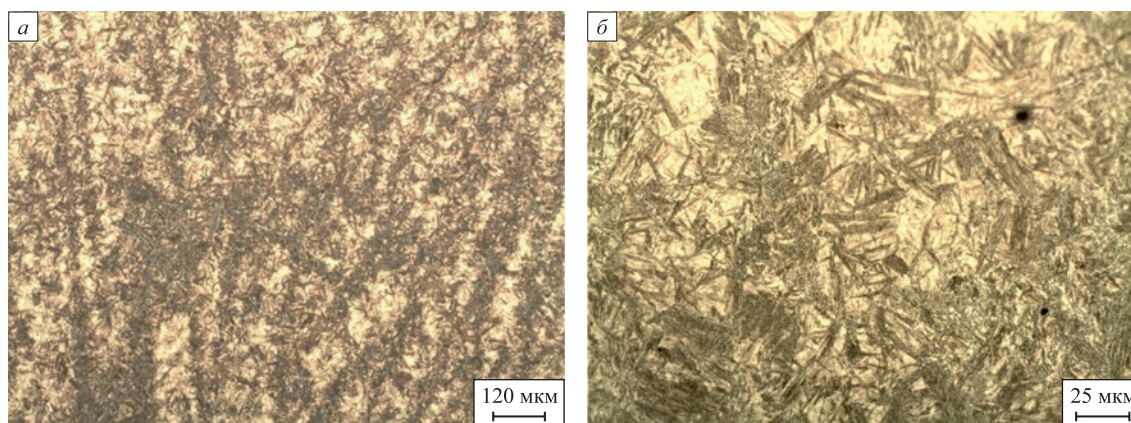


Рис. 1. Микроструктура головки рельса из стали Б2:

а – структурная неоднородность на глубине около 2 мм (участки бейнита нижнего (темные), участки мартенсита (светлые));
б – микроструктура на глубине до 10 мм от поверхности катания головки

Fig. 1. Microstructure of B2 steel rail head:

а – structural heterogeneity at a depth of about 2 mm (sections of lower bainite (dark), sections of martensite (light));
б – microstructure at a depth of up to 10 mm from the head rolling surface

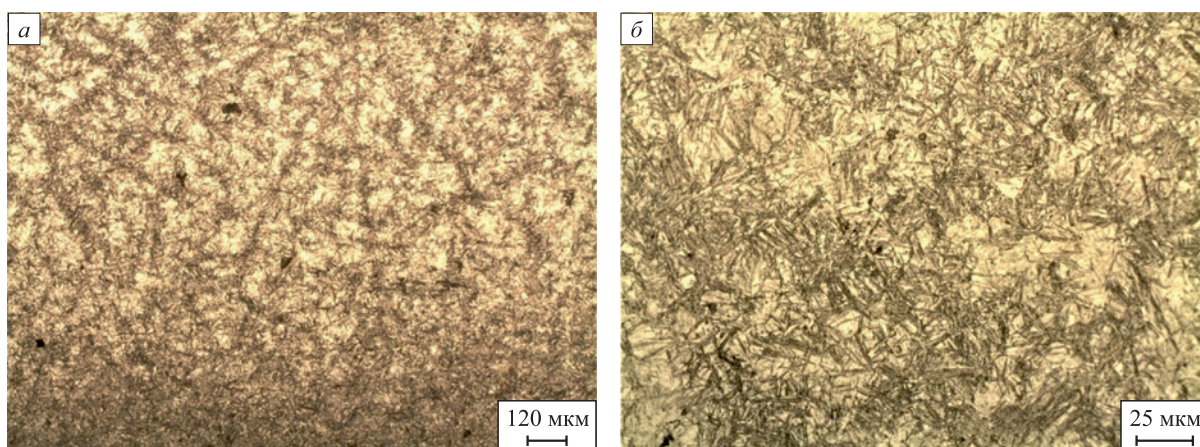


Рис. 2. Микроструктура подошвы рельса из стали Б2:
а – мартенсит в основании подошвы; б – мартенсит в перьях

Fig. 2. Microstructure of B2 steel rail foot:
а – martensite at foot base; б – martensite in foot fillets

нита, имеющего игольчатое строение. По мере удаления от поверхности в структуре появляются участки верхнего бейнита, имеющего перистое строение из чередующихся разорванных пластин феррита и цемента. На глубине свыше 20 мм структура практически полностью представлена верхним бейнитом.

Микроструктура металла подошвы и перьев представлена на рис. 4. В структуре металла подошвы присутствуют нижний и верхний бейнит (рис. 4, а), в структуре перьев – нижний бейнит с участками мартенсита (рис. 4, б).

Согласно данным работ [14 – 17] для рельсов из сталей бейнитного класса наиболее благоприятной считается сталь со смешанной структурой из нижнего бейнита и реечного мартенсита. Это объясняется тем, что при превращении аустенита в нижний бейнит остаточный аустенит разделяется рейками нижнего бейнита

на тонкие сегменты. При последующем мартенситном превращении внутри этих тонких сегментов формируется очень тонкая структура реечного мартенсита, а чем дисперснее структура, тем выше прочность и вязкость стали. Такие стали имеют высокие пластичность и вязкость разрушения. Скорость износа рельсов из таких сталей с увеличением контактных напряжений возрастает в меньшей степени, чем скорость износа рельсов из перлитных сталей [10; 17 – 19].

Результаты проведенного исследования позволяют считать, что сталь Б2 можно использовать для производства рельсов, охлажденных после прокатки на спокойном воздухе. Для повышения технологичности, в частности, улучшения условий правки и снижения микронапряжений, рекомендовано опробовать уменьшение содержания в стали углерода до 0,28 – 0,30 % при сохранении содержания остальных элементов.

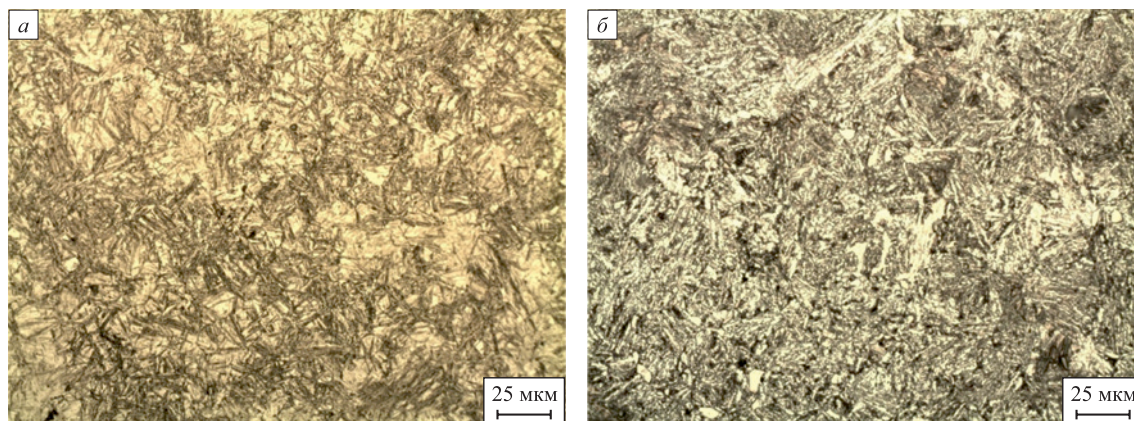


Рис. 3. Микроструктура головки рельса из стали марки Б1:
а – нижний бейнит и мелкие зерна полигонального феррита вблизи поверхности выкружки;
б – микроструктура на глубине около 20 мм (преимущественно верхний бейнит)

Fig. 3. Microstructure of B1 steel rail head:

а – lower bainite and small grains of polygonal ferrite near the fillet surface; б – microstructure at a depth of about 20 mm (mainly upper bainite)

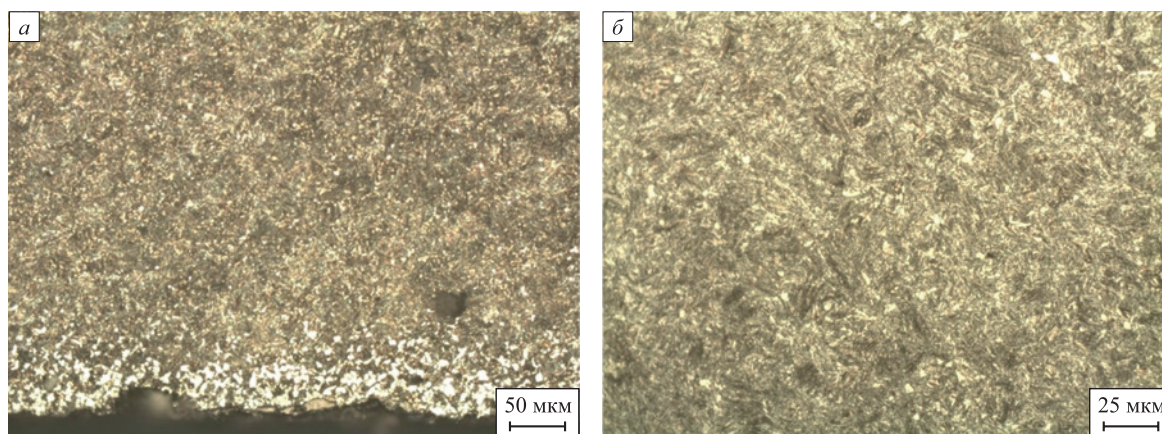


Рис. 4. Микроструктура подошвы и перьев рельса:
 а – обезуглероженный слой, бейнит вблизи основания подошвы;
 б – нижний бейнит, участки мартенсита (темные участки игольчатой структуры) в перьях

Fig. 4. Microstructure of the foot and foot fillets of rail:

а – decarbonized layer, bainite near the foot base; б – lower bainite, areas of martensite (dark areas of needle-like structure) in the foot fillets

Выводы

Сравнительная оценка металла горячекатаных рельсов из сталей опытных составов Б1 и Б2 показала, что повышенное легирование хромом в пределах 1,2 – 1,5 % и никелем в пределах 1,0 – 1,1 % приводит к повышению предела текучести на 20 %, временного сопротивления на 9,2 % и ударной вязкости при температуре испытания –60 °С на 48 % по сравнению со схемой легирования молибденом с содержанием 0,20 – 0,30 %.

Проведена оценка микроструктуры рельсов двух опытных составов, показавшая получение игольчатых структур верхнего и нижнего бейнита, образовавшихся при непрерывном охлаждении на спокойном воздухе, в рельсах из обеих сталей, а также повышенного количества участков мартенсита в головке рельсов из стали Б2, что повлияло на получение более высоких прочностных свойств и твердости.

Для дальнейшего освоения и с целью получения более стабильной структуры, состоящей из нижнего бейнита, рекомендовано выбрать за основу сталь марки Б2 с одновременным снижением содержания углерода до 0,25 – 0,30 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Шур Е.А. Повреждения рельсов. Москва: Интекст; 2012:192.
2. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Гизатулин Р.А. Производство рельсов повышенной износостойкости. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2007; 50(10):35–37.
 Pavlov V.V., Godik L.A., Korneva L.V., Kozyrev N.A., Gizatulin R.A. Production of rails with increased wear resistance. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007;50(10):35–37. (In Russ.).
3. Ермаков В.М. О некоторых вопросах ведения рельсового хозяйства. В кн.: *Улучшение качества и усло-*

вий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений (по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия» 7–9 октября 2014 г.): Сборник научных докладов. Санкт-Петербург: ОАО «УИМ»; 2015:137–148.

4. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянец, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин. Москва: Теплотехник; 2007:280.
5. 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;53(12):38–42.
 Korneva L.V., Yunin G.N., Kozyrev N.A., Atkonova O.P., Polevoi E.V. Comparative analysis of quality indicators of rails of JSC Novokuznetsk Metallurgical Plant and foreign manufacturers. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010;53(12):38–42. (In Russ.).
6. Hlavatý I., Sigmund M., Krejčí L., Mohyla P. The bainitic steels for rails applications. *Materials Science Engineering*. 2009;16(4):44–50.
7. Рельсовая сталь – эволюция и перспективы. *Железные дороги мира*. 2008;(5):59–64.
 Rail steel – evolution and prospects. *Zheleznye dorogi mira*. 2008;(5):59–64. (In Russ.).
8. Рельсы из бейнитной стали на железных дорогах Швейцарии. *Железные дороги мира*. 2011;(5):71–75.
 Bainitic steel rails on Swiss railways. *Zheleznye dorogi mira*. 2011;(5):71–75. (In Russ.).
9. Pacyna J. The microstructure and properties of the new bainitic rail steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2008;28(1):19–22.
10. Yokoyama H., Mitao S., Yamamoto S., Kataoka Y., Sugiyama T. High strength bainitic steel rails for heavy haul railways with superior damage resistance. *NKK Technical Review*. 2001;(84):44–51.
11. Yokoyama H., Mitao S., Yamamoto S., Fujikake M. Effect of the angle of attack on flaking behavior in pearlitic and

- bainitic steel rails. *Wear*. 2002;253(1-2):60–66.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(02\)00083-2](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(02)00083-2)
12. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Кузнецов Е.П. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали. *Металлург*. 2007;(4):51–53.
Pavlov V.V., Godik L.A., Korneva L.V., Kozyrev N.A., Kuznetsov E.P. The railway rails from bainite steel. *Metal-lurg*. 2007;(4):51–53. (In Russ.).
 13. Корнева Л.В., Осколкова Т.Н. Структура рельсов из стали бейнитного класса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2006;49(12):26–27.
Korneva L.V., Oskolkova T.N. Structure of bainitic steel rails. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006;49(12):26–27. (In Russ.).
 14. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Смирнов Л.А., Юнин Г.Н., Кошкарров Д.А., Киричков А.А., Павлов В.В., Полевой Е.В., Белокурова Е.В. Перспективы производства рельсов из бейнитной стали. *Сталь*. 2023;(2):41–46.
Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Smirnov L.A., Yunin G.N., Koshkarov D.A., Kirichkov A.A., Pavlov V.V., Polevoi E.V., Belokurova E.V. Outlook for manufacture of rails of bainitic steel. *Stal'*. 2023;(2):41–46.
 15. Zajac S., Schwinn V., Tacke K.-H. Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels. *Materials Science Forum*. 2005;500-501:387–394.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387>
 16. Qiu J., Zhang M., Tan Z., Gao G., Bai B. Research on the microstructures and mechanical properties of bainite/martensite rail treated by the controlled-cooling process. *Materials*. 2019;12(19):3061.
<https://doi.org/10.3390/ma12193061>
 17. Adamczyk-Cieślak B., Koralnik M., Kuziak R., Majchrowicz K., Mizera J. Studies of bainitic steel for rail applications based on carbide-free, low-alloy steel. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2021;52:5429–5442.
<https://doi.org/10.1007/s11661-021-06480-6>
 18. Wiedorn J., Kammerhofer C., Scheriau S. 340 Dobain HSH – Schienenwerkstoff gegen Head Checks. *FAHRWEG*. 2021;31–35. (In Germ.).
 19. Girsch G., Heyder R. Advanced pearlitic and bainitic high rails promise to improve rolling contact fatigue resistance. In: *Proceedings of 7th World Congress on Railway Research*. 2006;43–51.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Анатолий Майдарисович Юнусов, начальник отдела научно-исследовательских разработок научно-исследовательского центра, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
E-mail: Anatoly.Yunusov@evraz.com

Егор Владимирович Полевой, к.т.н., начальник научно-исследовательского центра, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
E-mail: egor.polevoj@evraz.com

Геннадий Николаевич Юнин, советник по технологии производства рельсового проката, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
E-mail: Gennady.Yunin@evraz.com

Татьяна Николаевна Осколкова, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-1310-1284
E-mail: oskolkovatiana@yandex.ru

Anatolii M. Yunusov, Head of the Research and Development Department of the Research Center, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant
E-mail: Anatoly.Yunusov@evraz.com

Egor V. Polevoi, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Research Center, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant
E-mail: egor.polevoj@evraz.com

Gennadii N. Yunin, Advisor on the Technology of Production of Rolled Rails, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant
E-mail: Gennady.Yunin@evraz.com

Tat'yana N. Oskolkova, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-1310-1284
E-mail: oskolkovatiana@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. М. Юнусов – организация и контроль проведения опытной прокатки, сбор и анализ данных по этапам производства, проведение лабораторного исследования опытного металла, подготовка отчета.

Е. В. Полевой – анализ и внесение предложений по разработке опытных химических составов бейнитных марок сталей, руководство при проведении научно-исследовательской работы.

Г. Н. Юнин – подготовка рекомендаций по производству, организация работ по выплавке и прокатке опытных рельсов.

Т. Н. Осколкова – проведение консультационных работ по подготовке к производству опытных рельсов, помощь в формировании статьи.

A. M. Yunusov – organization and control of experimental rolling, collection and analysis of data on production stages, laboratory research, report preparation.

E. V. Polevoi – analysis and proposals for the development of experimental chemical compositions of bainitic steels, management of research work.

G. N. Yunin – preparation of recommendations for production, organization of work on smelting and rolling of experimental rails.

T. N. Oskolkova – consulting work on preparation for production of experimental rails, assistance in the article formation.

Поступила в редакцию 03.06.2024
После доработки 20.10.2024
Принята к публикации 27.01.2025

Received 03.06.2024
Revised 20.10.2024
Accepted 27.01.2025



УДК 658.567.1

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-131-138



Оригинальная статья
Original article

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ УТИЛИЗАЦИИ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА

Г. А. Ульева^{1,2}, К. Туысхан², Е. М. Мацугина²,
И. Е. Волокитина², Г. Е. Ахметова²

¹ АО «Qarmet» (Республика Казахстан, 101400, Карагандинская обл., Темиртау, пр. Республики, 1)

² Карагандинский государственный индустриальный университет (Республика Казахстан, 101400, Карагандинская обл., Темиртау, пр. Республики, 30)

✉ irinka.vav@mail.ru

Аннотация. Для многих стран проблема утилизации отходов производства и быта стоит особенно остро, поскольку ежегодное накопление всех видов отходов достаточно велико (около 7 млрд т), а их повторное использование не превышает 30 %. При этом отходы производства отрицательно влияют на живые организмы и окружающую среду, поэтому необходимо расширение их переработки. В данной работе рассмотрены проблемы утилизации, переработки (рециклинга) промышленных и бытовых отходов и перспективы их применения в различных отраслях. Рассмотрено влияние различных рецептур исходных компонентов (микрокремнезема, доменного шлака, гашеной извести) и их фракций на физико-механические свойства полученных новых композиционных материалов. Проведены исследования полученных материалов с целью определения значений предела прочности на сжатие и процент водопоглощения. Так, все образцы имеют низкий процент водопоглощения (0 – 13,12 %), кроме образца 7 (41,34 %), состоящего из двух частей микрокремнезема, одной части шлака и одной части извести. Выявлено, что в образцах, в состав которых входит микрокремнезем, наблюдаются высокие значения предела прочности на сжатие. Образцы 3 и 4, состоящие из микрокремнезема и шлака, обладают самым низким пределом прочности – 14,74 и 17,18 кгс/см² соответственно. Однако образец 8, в состав которого одновременно входят две части микрокремнезема, шлак и известь, характеризуется самым высоким значением предела прочности на сжатие – 51,16 кгс/см². Таким образом, микрокремнезем оказывает большее влияние на увеличение прочностных свойств. При этом применение отходов производства при создании новых вторичных материалов приводит к снижению себестоимости продукции, расширению сырьевой базы страны, а также снижению экологической нагрузки региона.

Ключевые слова: отходы производства, промышленные отходы, бытовые отходы, отходы кремниевых производств, микрокремнезем, кирпичный лом, зола, доменный шлак, защита окружающей среды

Для цитирования: Ульева Г.А., Туысхан К., Мацугина Е.М., Волокитина И.Е., Ахметова Г.Е. Современное состояние проблемы утилизации отходов производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(2):131–138. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-131-138>

ACTUAL PROGRESS OF PRODUCTION WASTE DISPOSAL PROBLEMS

G. A. Ulyeva^{1,2}, K. Tuyskhan², E. M. Matsugina²,
I. E. Volokitina², G. E. Akhmetova²

¹ JSC “Qarmet” (1 Respubliki Ave., Timertau, Karaganda Region 101400, Republic of Kazakhstan)

² Karaganda State Industrial University (30 Respubliki Ave., Timertau, Karaganda Region 101400, Republic of Kazakhstan)

✉ irinka.vav@mail.ru

Abstract. For many countries the problem of industrial and household waste disposal is particularly acute, since the annual accumulation of all types of waste is quite large (about 7 billion tons), and their reuse does not exceed 30 %. At the same time, industrial waste has a negative impact on living organisms and the environment. Therefore, ways of recycling household and production wastes are necessary. This article considers the problems of utilization, processing (recycling) of industrial and household waste and the prospects of their application in various industries. The influence of different formulations of initial components (microsilica, blast furnace slag, slaked lime), their fractions on physical and mechanical properties of the obtained new composite materials is considered. The obtained materials were investigated in order to determine the values of compressive strength and percentage of water absorption. Thus, all samples have low water absorption percentage (0 – 13.12 %), except for Sample 7

(41.34 %), consisting of 2 parts of microsilica, 1 part of slag and 1 part of lime. It was found that high values of compressive strength are observed in the samples which include microsilica. Samples 3 and 4, composed of microsilica and slag jointly, have the lowest compressive strength of 14.74 and 17.18 kgf/cm², respectively. However, Sample 8, which is composed of 2 parts of microsilica, slag and lime simultaneously, is characterized by the highest compressive strength value of 51.16 kgf/cm². Microsilica has a greater influence on the increase of strength properties. At the same time, the use of industrial waste in the creation of new secondary materials leads to a reduction in the cost of production, expansion of the raw material base of the country, as well as reducing the environmental load of the region.

Keywords: industrial waste, production waste, domestic waste, silicon production waste, microsilica, brick scrap, ash, blast furnace slag, environmental protection

For citation: Ulyeva G.A., Tuyskhan K., Matsugina E.M., Volokitina I.E., Akhmetova G.E. Actual progress of production waste disposal problems. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):131–138. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-131-138>

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы такие отрасли промышленности, как металлургия, машиностроение и материаловедение продолжают активно развиваться [1 – 4], однако проблема твердых отходов, особенно бытовых, до сих пор не решена ни в одной стране мира^{1, 2}. В странах СНГ эта проблема стоит особенно остро, так как ежегодный объем всех видов отходов составляет около 7 млрд т, но перерабатывается и повторно используется не более 30 % от их общего объема. Главная особенность этих отходов состоит в их непосредственном влиянии на жизнь людей, так как они накапливаются прямо в населенных пунктах, жилых и рекреационных зонах. Отходы необходимо либо включать в естественные природные процессы, либо перерабатывать и утилизировать. Наиболее рациональный путь решения этой проблемы состоит в освоении технологий переработки отходов и развитии новой отрасли промышленности [5 – 8]. Однако на этом пути существует множество сложных задач, которые, несмотря на их трудоемкость, все же возможно решить [9].

В настоящее время объем промышленных отходов в Казахстане составляет 31,6 млрд т. В последние годы этот показатель ежегодно увеличивается на 1 млн т³.

Однако, согласно докладу «О состоянии окружающей среды и об использовании природных ресурсов Республики Казахстан за 2022 г.», объем промышленных отходов превышает 895 млн т. Лидерами по накоплению этих отходов являются Костанайская,

Павлодарская и Карагандинская области, в которых перерабатывается примерно половина отходов. Однако такие регионы, как Туркестанская (0,76 %), Алматинская (9,32 %) и Жамбылская (7,38 %) области, демонстрируют низкие показатели рециклинга. В 2022 г. доля переработанных и утилизированных промышленных отходов достигла 40,03 %, что превысило показатель предыдущего года (38,2 % в 2021 г.)⁴.

Вынужденное накопление огромных объемов отходов и их захоронение на свалках наносят ощутимый ущерб национальной экономике страны из-за упущенных возможностей по использованию вторичного сырья. При этом образование промышленных отходов приводит к убыткам, исчисляемым десятками миллионов долларов США [10 – 12]. Вторая, не менее важная сторона проблемы – это негативное воздействие промышленных отходов на окружающую среду, проявляющееся, в частности, в катастрофическом загрязнении атмосферы промышленными выбросами² [12].

Ученые как в нашей стране, так и за рубежом ведут исследования в области утилизации промышленных и бытовых отходов [13 – 15]. Так, разработан метод переработки пылевидных отходов кремния путем их переплава в среде твердожидкого алюминия [13; 16], который позволяет использовать измельченные кремниевые отходы при выплавке алюминиевого сплава. Однако данный метод не подходит для переработки других порошкообразных кремнийсодержащих отходов.

Известно, что для производства алюминиево-кремниевых сплавов используется кристаллический кремний фракции 20 – 50 мм, тогда как пылевидные и мелкие фракции, образующиеся после дробления и отсева, направляются в отходы и не используются при производстве указанных сплавов. В работах [17 – 19] предложен метод переработки отходов кремния с помощью их введения в алюминиевый расплав при перемешивании. Особенностью этого метода является подача кремниевой фракции размером 0,1 – 20,0 мм на поверхность расплава при температуре 670 – 680 °С с последующим нагревом до 720 – 750 °С со скоростью 2,5 – 4,0 °С/мм. Это позволяет повысить степень усвоения кремния и снизить потери металла вследствие окисления расплава за счет сокращения продолжительности плавления.

Для получения высококачественного технического кремния казахские технологи и ученые разрабатывают

¹ Совершенствование законодательства с целью повышения эффективности переработки и использования отходов производства и потребления. URL: <https://council.gov.ru/activity/activities/roundtables/29479> (дата обращения: 06.03.2025).

² Проблема промышленных отходов. URL: <https://msd.com.ua/tehnologiya-teploizolyacii/programma-promyshlennykh-otxodov> (дата обращения: 06.03.2025).

³ Национальный доклад о состоянии окружающей среды и об использовании природных ресурсов Республики Казахстан за 2021 год. URL: <https://www.gov.kz/memleket/entities/ecogeo/documents/details/383692?lang=ru> (дата обращения: 06.03.2025).

⁴ На обсуждение проект Национального доклада о состоянии окружающей среды и об использовании природных ресурсов Республики Казахстан за 2022 год. URL: <https://www.gov.kz/memleket/entities/ecogeo/documents/details/144658?lang=ru> (дата обращения: 26.09.2024).

методы переработки улавливаемой пыли, которые позволяют не только снизить себестоимость производства, но и уменьшить нагрузку на окружающую среду за счет сокращения промышленных выбросов. Также ведется разработка технологий переработки микросилики для получения брикетированной моношихты.

В работе [20] представлена технология получения кремнеземного наполнителя, предназначенного для использования в производстве резиновых композиций на Карагандинском резинотехническом заводе, а также в других отраслях промышленности.

Существующие технологии утилизации порошкообразных кремнийсодержащих отходов, несмотря на их разнообразие, имеют одну общую особенность, которая состоит в том, что даже после переработки кремний в составе кремнийсодержащих отходов сохраняет свое химическое состояние и остается неизменным [21; 22].

Таким образом, в данной статье авторы, опираясь на проведенный обзор литературы, рассматривают технологию переработки промышленных и бытовых отходов, в том числе микросилики, для получения вторичных композиционных материалов [23].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходные компоненты были взяты в соотношениях 1:1 (образцы 1, 3, 5), 2:1 (образцы 2, 4, 6), 1:1:1 (образец 7) и 2:1:1 (образец 8). В табл. 1 представлен состав полученных образцов.

Все материалы просеивали через сито с размером фракции 1 – 2 мм, после чего взвешивали. Затем исходные компоненты объединяли в сухом виде и тщательно перемешивали до достижения равномерного распределения всех компонентов. После этого в смесь постепенно добавляли 5 – 7 г воды, продолжая перемешивать до получения однородной массы. Полученную массу помещали в формы, встряхивали и уплотняли. Полное высыхание форм занимало 14 сут. (рис. 1). После сушки образцы извлекали, проверяли их целостность и взвешивали. При этом все высушенные образцы при постукивании издавали металлический звук.

Исследование физико-механических свойств полученных вторичных материалов проводилось в три этапа:

– первый этап – исследование водопоглощения образцов без покрытия;

– второй этап – исследование водопоглощения образцов с покрытием;

– третий этап – испытание образцов на сжатие.

После этого образцы испытывались на водопоглощение в соответствии с ГОСТ 12730.3–2020, для чего их полностью погружали в воду. В процессе насыщения водой выделялись пузырьки, что может свиде-

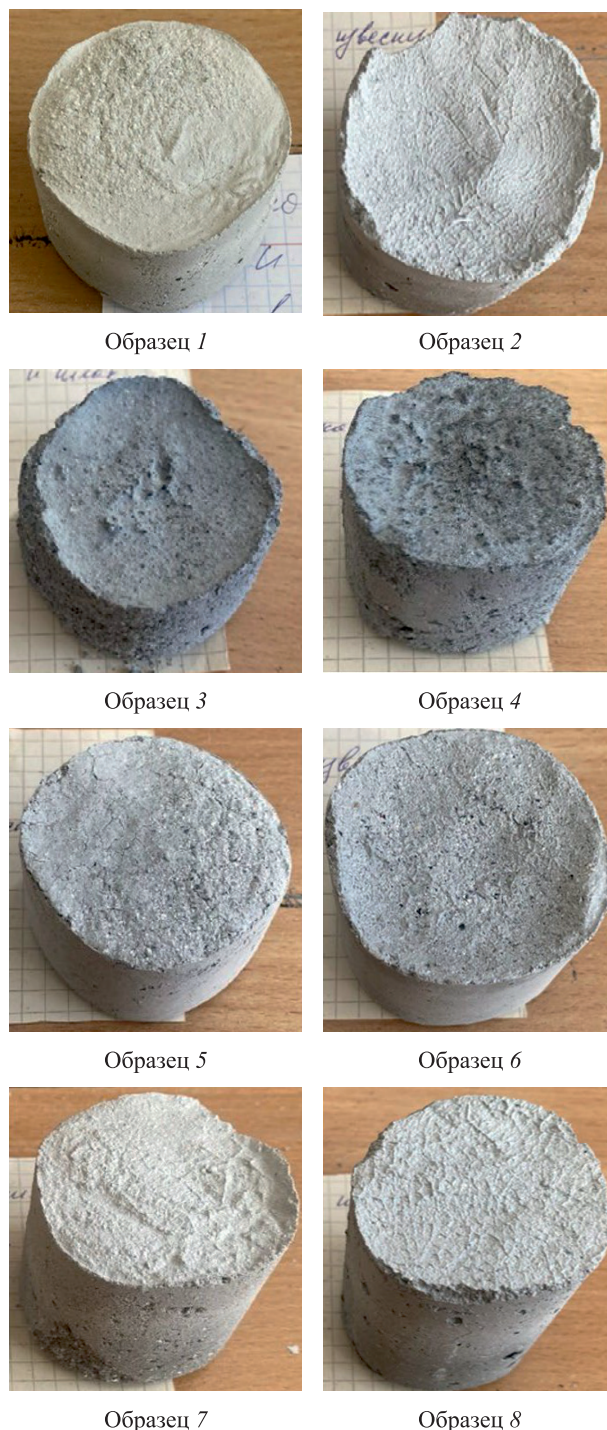


Рис. 1. Полученные образцы после высыхания

Fig. 1. Samples obtained after drying

Таблица 1. Соотношение исходных компонентов

Table 1. Ratio of initial components

Материал	Масса материала в образце, г							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Микросилика	25	50	25	50	–	–	25	50
Известь	25	25	–	–	25	25	25	25
Шлак	–	–	25	25	25	50	25	25

тельствовать о наличии в образцах внутренних пор. Образцы выдерживали в воде до полного прекращения выделения пузырьков, затем их взвешивали. После этого образцы загружали в печь типа SNOL, нагретую

до 150 – 200 °С. Образцы высушивали до достижения постоянной массы и взвешивали повторно.

Расчет процента водопоглощения W_m образцов производится по формуле (ГОСТ 12730.3–2020)

$$W_m = \frac{m_w - m_d}{m_d} \cdot 100 \%,$$

где m_d – масса высушенного образца, г; m_w – масса водонасыщенного образца, г.

Для снижения водопоглощения авторы предлагают покрывать образцы защитным лаком и повторно проводить испытания. После нанесения покрытия образцы сушили при комнатной температуре в течение 24 ч, затем проверяли и взвешивали.

При выдержке образцов в воде пузырьки воздуха, в отличие от первого испытания на водопоглощение, не выделялись, так как все поры были полностью закупорены лаком. Однако некоторые образцы всплывали, что может указывать на наличие внутренних пор.

После насыщения водой образцы взвешивали, затем оставляли сушиться при комнатной температуре в течение 24 ч. Далее каждые 24 ч проводили повторное взвешивание до достижения постоянной массы, после чего заново определяли процент водопоглощения (табл. 2).

Затем образцы испытывались на сжатие на испытательной машине 40КУ в соответствии с ГОСТ 10180–2012. Поведение образцов при испытании на сжатие соответствовало требованиям ГОСТ 10180–2012.

Перед испытанием боковые грани каждого образца шлифовали для обеспечения параллельности поверхностей (рис. 2).

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ

Результаты определения процента водопоглощения представлены в табл. 2, а результаты проведенных испытаний на сжатие – в табл. 3.

Как видно из табл. 3, образцы 3 и 4 обладают наименьшим пределом прочности на сжатие – 14,74

Таблица 2. Процент водопоглощения после двух этапов

Table 2. Water absorption percentage after two stages

Номер образца	Водопоглощение W_m , %	
	первый этап	второй этап
1	44,70	1,93
2	53,30	2,64
3	16,60	2,33
4	15,70	13,12
5	27,60	0
6	24,30	12,50
7	58,30	41,34
8	62,20	4,66

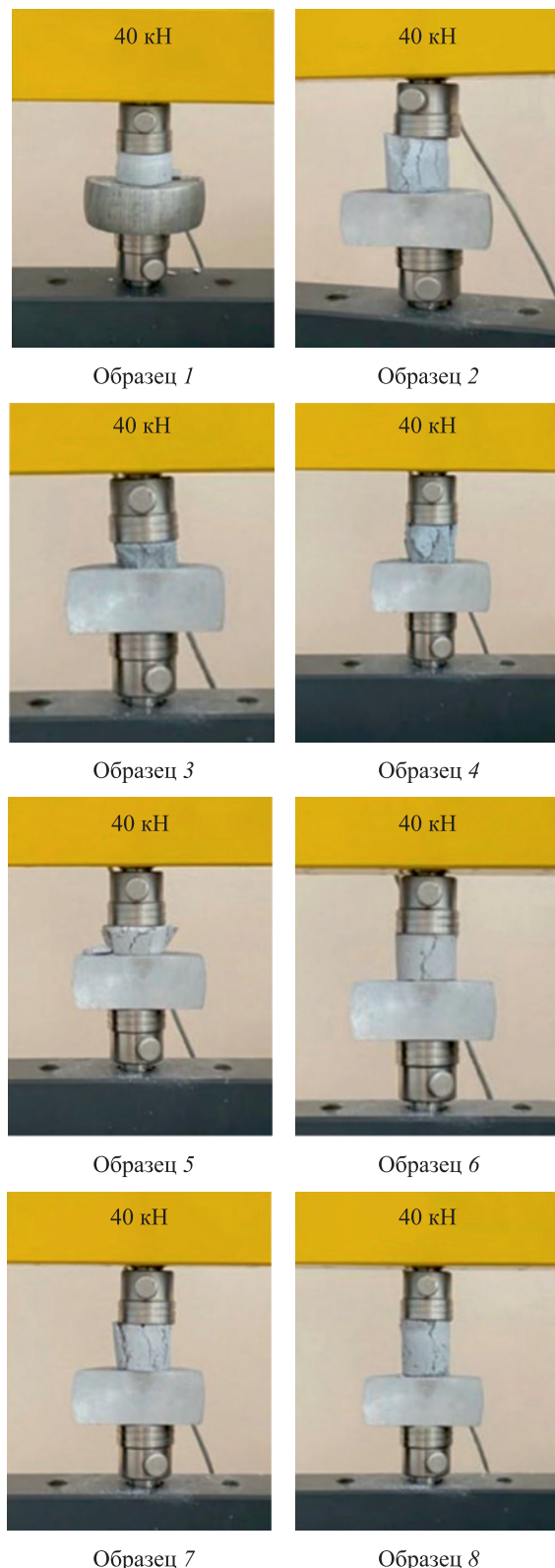


Рис. 2. Образец на испытательной машине до и после разрушения

Fig. 2. Sample on the testing machine before and after fracture

Таблица 3. Результаты испытания на сжатие

Table 3. Compression test results

Номер образца	Нагрузка P , кгс	Площадь поперечного сечения образца, F , см ²	Предел прочности при сжатии, $\sigma_{сж}$, кгс/см ²	Поведение образцов при испытании на сжатие
1	509,90	18,08	28,20	На боковой поверхности образца появились трещина и небольшое разрушение
2	445,60	18,08	24,64	На образце появилось несколько трещин, но разрушения не произошло
3	234,50	15,90	14,74	По краям образца появились трещины без разрушения при приложении нагрузки
4	273,30	15,90	17,18	По краям появились трещины и незначительное разрушение
5	416,04	21,22	19,60	Постепенное трещинообразование и незначительное разрушение по краям образца
6	662,80	18,84	35,18	Трещинообразование по всей площади поперечного сечения без разрушения
7	705,60	18,08	39,02	Трещинообразование и незначительное разрушение по краям образца
8	887,20	17,34	51,16	Появились трещины вдоль краев образца без разрушения

и 17,18 кгс/см² соответственно. В составе этих образцов присутствуют микросилика и шлак, при этом именно шлак оказывает наибольшее влияние на снижение прочности. Необходимо отметить, что в образце 4 содержание микросилики увеличилось в 2 раза, что привело к росту предела прочности. Однако при сравнении образцов 5 и 6, содержащих шлак и известь, можно отметить, что их сочетание способствует увеличению прочности на сжатие, особенно при повышенном содержании шлака.

Образцы 1 и 2, состоящие из микросилики и извести, демонстрируют средние значения предела прочности на сжатие – 28,20 и 24,64 кгс/см² соответственно.

Также следует отметить, что образцы с трехкомпонентным составом (микросилика–шлак–известь) обладают наибольшим пределом прочности на сжатие, особенно образец 8 (51,16 кгс/см²). В этом образце содержание микросилики увеличено вдвое по сравнению с образцом 7, что способствует упрочнению материала.

Таким образом, механические свойства образцов зависят от их состава. Например, микросилика способствует увеличению прочности, что видно на примере образца 4. Шлак также способен повышать предел прочности на сжатие, как показано на примере образца 6, в котором вторым компонентом является известь.

Диаграмма сжатия испытанных образцов представлена на рис. 3.

Разрушения на поверхности образцов 3 и 8 (с наименьшим и наибольшим значением предела прочности на сжатие) были исследованы с помощью сканирующего электронного микроскопа EVO18 (Qarmet JSC) (рис. 4).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ

Этап 1. Согласно данным табл. 2, образцы 1 и 2, состоящие из микросилики и извести в соотношении 1:1 и 2:1, демонстрируют неудовлетворительный результат – водопоглощение этих образцов составляет 44,7 и 53,3 %. Вероятно, негативное влияние на эти значения оказывает второй компонент – гигроскопичная известь.

Образцы 3 и 4 содержат микросилику и шлак в соотношении 1:1 и 2:1 и демонстрируют хорошие показатели водопоглощения – 16,6 и 15,7 %. Возможно,

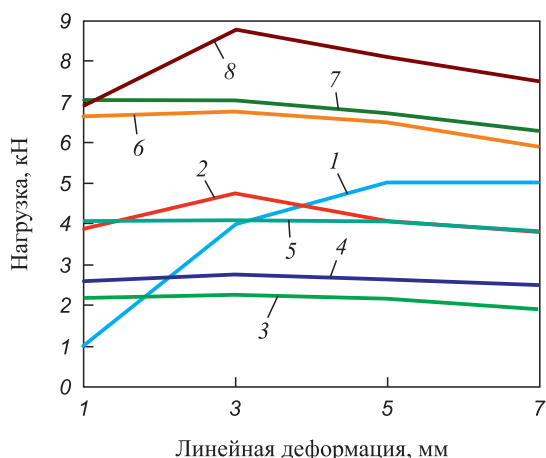


Рис. 3. Диаграммы сжатия при испытании (цифры у кривых – номер образца)

Fig. 3. Compression test diagrams (numbers on curves indicate sample number)

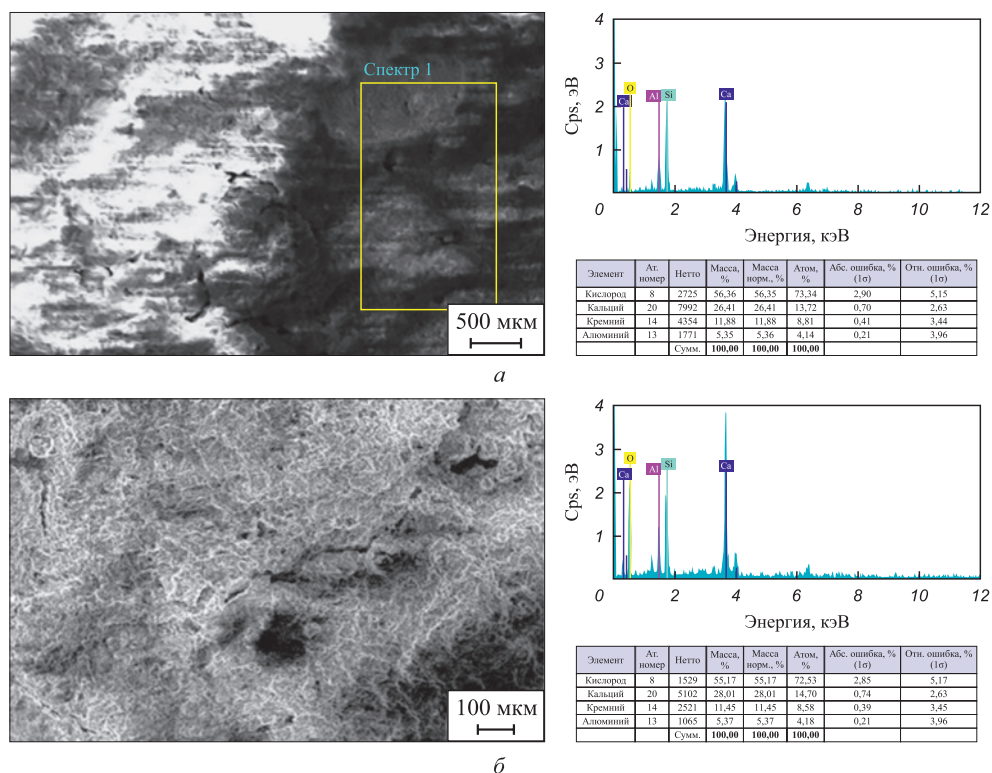


Рис. 4. Строение материала:
а – образец 3, б – образец 8

Fig. 4. Material structure:
а – Sample 3, б – Sample 8

исходные компоненты этих образцов уменьшают их гидрофильность.

Образцы 5 и 6 с соотношением шлака и извести 1:1 и 2:1, в составе которых шлак является основным компонентом, а известь вторым, также показали хорошие результаты: водопоглощение уменьшилось с 27,6 до 24,3 % при увеличении содержания шлака с 25 до 50 г.

Образцы 7 и 8, содержащие микросилику, шлак и известь в соотношении 1:1:1 и 2:1:1, показали неудовлетворительные результаты: водопоглощение образца 7 составило 58,3 %, а образца 8 – 62,2 %. Примечательно, что в образцах с более высоким содержанием микросилики процент водопоглощения выше.

Этап 2. На данном этапе после нанесения защитного лака образцы продемонстрировали значительное улучшение показателей водопоглощения. В частности, у образцов 1, 2, 3, 8 были отмечены самые низкие значения водопоглощения – 1,93, 2,64, 2,33 и 4,66 % соответственно. Образец 5 показал наилучший результат, его водопоглощение составило 0 %.

Образцы 4 и 7 имеют средние показатели водопоглощения – 13,12 и 12,5 % соответственно.

Образец 7 продемонстрировал худший показатель водопоглощения (41,34 %). Возможно, это связано с наличием макропор, а также непредсказуемым поведением компонентов при их соотношении 1:1:1 в сочетании с защитным лаком.

Таким образом, различные состав и соотношение компонентов приводят к разным конечным свойствам. Все компоненты ведут себя по-разному, что позволяет подобрать их в оптимальном соотношении для получения материала с заданными свойствами. Следует отметить, что образец 5 с составом шлак–известь в соотношении 1:1 показал наилучшие результаты водопоглощения, в то время как образец 7 с составом микросилика–шлак–известь в соотношении 1:1:1 продемонстрировал наиболее неудовлетворительные результаты.

Структура образца 3, обладающего самым низким показателем предела прочности на сжатие, отличается рыхлой структурой и неравномерным распределением компонентов микросилики и шлака по объему, что делает материал хрупким.

Полученные в ходе экспериментов данные соответствуют требованиям ГОСТ 12730.3–2020 «Водопоглощение» и ГОСТ 10180–2012 «Предел прочности на сжатие».

Выводы

В данной работе показана возможность использования промышленных и бытовых отходов для получения вторичных материалов с функциональным комплексом физико-механических свойств. Разработанные образцы с высокими показателями водопогло-

щения могут применяться в качестве облицовочного материала для интерьеров. Однако при нанесении защитного покрытия они могут использоваться и для наружной отделки. При этом материалы на основе микросилики и доменного шлака обладают удовлетворительными прочностными характеристиками (17,18 – 51,16 кгс/см²), которые расширяют область их возможного применения.

Совершенствование методов утилизации и переработки отходов является важной экономической задачей, решение которой изменит восприятие промышленных отходов как конечного продукта и будет способствовать более активному использованию методов рециклинга и смещению фокуса на получение экономической выгоды от этого процесса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Volokitin A.V., Volokitina I.E., Latypova M.A., Chigirinsky V.V., Kolesnikov A.S. Effect of controlled rolling on the structural and phase transformation. *Progress in Physics of Metals*. 2023;24(1):132–156. <https://doi.org/10.15407/ufm.24.01.132>
- Volokitina I., Volokitin A., Denisova A., Fedorova T., Lawrinuk D., Kolesnikov A., Yerzhanov A., Kuatbay Y., Liseitsev Yu. Effect of thermomechanical processing of building stainless wire to increase its durability. *Case Studies in Construction Materials*. 2023;19:e02346. <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2023.e02346>
- Volokitina I., Bychkov A., Volokitin A., Kolesnikov A. Natural aging of aluminum alloy 2024 after severe plastic deformation. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2023;12(3):564–566. <https://doi.org/10.1007/s13632-023-00966-y>
- Volokitina I., Sapargaliyeva B., Agabekova A., Ulyeva G., Yerzhanov A., Kozlov P. Study of changes in microstructure and metal interface Cu/Al during bimetallic construction wire straining. *Case Studies in Construction Materials*. 2023;18:e02162. <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2023.e02162>
- Гельманова З.С., Базаров Б.А., Мезентцева А.В., Конакбаева А.Н., Толешов А.К. Управление производственной безопасностью на горнодобывающих предприятиях Казахстана. *Горный информационно-аналитический бюллетень*. 2021;(2-1):184–198. <https://doi.org/10.25018/0236-1493-2021-21-0-184-198>
- Gelmanova Z.S., Bazarov B.A., Mezentseva A.V., Konakbaeva A.N., Toleshov A.K. Industrial safety management at mining enterprises in Kazakhstan. *Mining Informational and Analytical Bulletin*. 2021;(2-1):184–198. (In Russ.). <https://doi.org/10.25018/0236-1493-2021-21-0-184-198>
- Zhangabay N., Baidilla I., Tagybayev A., Suleimenov U., Kurganbekov Zh., Kambarov M., Kolesnikov A., Ibraimbayeva G., Abshenov Kh., Volokitina I., Nsanbayev B., Anarbayev Y., Kozlov P. Thermophysical indicators of elaborated sandwich cladding constructions with heat-reflective coverings and air gaps. *Case Studies in Construction Materials*. 2023;18:e02161. <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2023.e02161>
- Волокитина И.Е., Волокитин А.В. Изменение микроstructures и механических свойств сталемедной проволоки в процессе деформирования. *Металлург*. 2023;(2):93–99. https://doi.org/10.52351/00260827_2023_02_93
- Volokitina I.E., Volokitin A.V. Changes in microstructure and mechanical properties of steel-copper wire during deformation. *Metallurgist*. 2023;67:232–239. <https://doi.org/10.1007/s11015-023-01510-7>
- Nurumgaliyev A., Zhuniskaliyev T., Shevko V., Mukhambetgaliyev Y., Yerekeyeva G., Kelamanov B., Kuatbay Y., Badikova A. Modeling and development of technology for smelting a complex alloy (ligature) Fe-Si-Mn-Al from manganese-containing briquettes and high-ash coals. *Scientific Reports*. 2024;14(1):7456. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-57529-6>
- Ruberti M. The chip manufacturing industry: Environmental impacts and eco-efficiency analysis. *Science of the Total Environment*. 2023;858(2):159873. <https://doi.org/10.1016/j.scitotenv.2022.159873>
- Ma M., Wang T., Ke X., Liu Y., Song Y., Shang X., Li J., Han Q. A novel slag composite for the adsorption of heavy metals: Preparation, characterization and mechanisms. *Environmental Research*. 2023;216(2):114442. <https://doi.org/10.1016/j.envres.2022.114442>
- Ulyeva G.A., Akhmetova G.E., Tuyskhan K., Tulegenov A.V. State-of-the-Art and analysis of characteristics, properties, significance and application prospects of metallurgical slags. *Progress in Physics of Metals*. 2022;23:108–130. <https://doi.org/10.15407/ufm.23.01.108>
- Chang Z., Long G., Zhou J., Cong M. Valorization of sewage sludge in the fabrication of construction and building materials: A review. *Resources Conservation and Recycling*. 2020;154:104606. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2019.104606>
- Raheem A., Sikarwar V., He J., Dastyar W., Dionysiou D.D., Wang W., Zhao M. Opportunities and challenges in sustainable treatment and resource reuse of sewage sludge: A review. *Chemical Engineering Journal*. 2018;337:616–641. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cej.2017.12.149>
- Ulyeva G.A., Akhmetova G.E., Tuyskhan K., Reshotrina E.N. Development of new composite materials based on “Metal-Non-metal” with improved functional properties. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2022;44:1137–1146. <http://dx.doi.org/10.15407/mfint.44.09.1137>
- Nowaka O., Enderle P., Varbanov P. Ways to optimize the energy balance of municipal wastewater systems: Lessons learned from Austrian applications. *Journal of Cleaner Production*. 2015;88:125–131. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2014.08.068>
- Пат. 2180013 C1 RU. Способ переплава пылевидных отходов кремния в среде твердожидкого алюминия / Гаврилин И.В., Кечин В.А., Колтышев В.И.; заявл. 17.07.2000; опубл. 27.02.2002.
- Пат. 2016110 C1 RU. Способ переработки отходов кремния / Лисай В.Э., Маленьких А.Н., Зверев Ю.А., Тепляков Ф.К., Горбунов В.А., Данилов С.Н.; заявл. 29.12.1991; опубл. 15.07.1994.
- Wang S., Zhou P., Liu X., Zhang S., Jia Q. Effect of modified coal tar pitch addition on the microstructure and properties of Al₂O₃-SiC-C castables for solid waste incinerators. *Ceramics International*. 2022;48(14):20778–20790. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.04.060>

19. Chen G., Li Y., Huang L., Zhang C., Luo X. Preparation of Al-Si alloy from silicon cutting waste: Enabling oxide surface removing and silicon utilization improving via vacuum sintering. *Science of the Total Environment*. 2023;863:161038.
<https://doi.org/10.1016/j.scitotenv.2022.161038>
20. Пат. C01B 33/18 RU. Способ получения осажденного кремнеземного наполнителя / Салькеева Л.К., Севостьянова К.А., Каколина Г.М., Тажбаев Е.М., Сугралина Л.М., Омашева А.В.; заявл. 04.02.2013; опубл. 15.11.2016. Бюл. № 15.
21. Liang S., Zhou X., Ruan S., Kastiukas G., Sun Y. Milled waste glass powder in magnesium-silicate-hydrate cement: Technical and environmental assessment. *Journal of Materials in Civil Engineering*. 2023;35(1):04022379.
[https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.000455](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.000455)
22. Beskopylny A.N., Stel'makh S.A., Shcherban' E.M., Beskopylny N., El'shaeva D. A study on the cement gel formation process during the creation of nanomodified high-performance concrete based on nanosilica. *Gels*. 2022;8(6):346.
<https://doi.org/10.3390/gels8060346>
23. Abdurakhmanov B.M., Kurbanov M.S., Nuraliev U.M., Andriyko L.S. Application of methane and micro silica for silicon carbide synthesis. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2022;61(5–6):298–307.
<https://doi.org/10.1007/s11106-022-00317-6>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Гульнара Анатольевна Ульева, ведущий специалист лаборатории металловедения и дефектоскопии Центра аналитического контроля, АО «Qarmet»; к.т.н., доцент кафедры «Металлургия и материаловедение», Карагандинский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-3600-1318

E-mail: g.ulyeva@tttu.edu.kz

Курметбек Туысхан, магистр, докторант, Карагандинский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4272-2637

E-mail: k.tuyskhan@tttu.edu.kz

Екатерина Михайловна Мацугина, магистрант, Карагандинский государственный индустриальный университет

ORCID: 0009-0002-2550-4822

E-mail: y.matsugina@tttu.edu.kz

Ирина Евгеньевна Волокитина, к.т.н., профессор кафедры «Металлургия и материаловедение», Карагандинский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-2190-5672

E-mail: irinka.vav@mail.ru

Гульжайнат Есенжоловна Ахметова, к.т.н., доцент кафедры «Металлургия и материаловедение», Карагандинский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-8244-5027

E-mail: g.akhmetova@tttu.edu.kz

Gulnara A. Ulyeva, Leading Specialist of the Laboratory of Metallography and Defectoscopy of the Analytical Control Center, JSC "Qarmet"; Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy and Materials Science, Karaganda State Industrial University

ORCID: 0000-0002-3600-1318

E-mail: g.ulyeva@tttu.edu.kz

Kurmetbek Tuyskhan, Master Student, Doctoral, Karaganda State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4272-2637

E-mail: k.tuyskhan@tttu.edu.kz

Ekaterina M. Matsugina, MA Student, Karaganda State Industrial University

ORCID: 0009-0002-2550-4822

E-mail: y.matsugina@tttu.edu.kz

Irina E. Volokitina, PhD, Prof. of the Chair of Metallurgy and Materials Science, Karaganda State Industrial University

ORCID: 0000-0002-2190-5672

E-mail: irinka.vav@mail.ru

Gulzhainat E. Akhmetova, PhD, Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy and Materials Science, Karaganda State Industrial University

ORCID: 0000-0001-8244-5027

E-mail: g.akhmetova@tttu.edu.kz

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Г. А. Ульева – комплексное металлографическое исследование.

К. Туысхан – испытание образцов на сжатие, табличное и графическое представление результатов.

Е. М. Мацугина – испытание образцов на водопоглощение, статистическая обработка полученных данных.

И. Е. Волокитина – постановка задачи, анализ результатов исследований, формулировка выводов.

Г. Е. Ахметова – описание результатов, формулировка выводов, критический анализ литературы.

G. A. Ulyeva – complex metallographic study.

K. Tuyskhan – compression testing of samples, tabular and graphical presentation of results.

E. M. Matsugina – water absorption testing of samples, statistical processing of obtained data.

I. E. Volokitina – problem statement, analysis of research results, formulation of conclusions.

G. E. Akhmetova – description of results, formulation of conclusions, critical literary analysis.

Поступила в редакцию 20.10.2024

После доработки 10.12.2024

Принята к публикации 28.02.2025

Received 13.09.2024

Revised 10.12.2024

Accepted 28.02.2025

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIALS SCIENCE



УДК 538.953

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-139-147



Оригинальная статья

Original article

ИНИЦИАЦИЯ ПЛАВЛЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН НАКЛОНА В АУСТЕНИТЕ
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УГЛА РАЗОРИЕНТАЦИИИ. В. Зоря¹, Г. М. Полетаев², Ю. В. Бебихов³, А. С. Семенов³¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)² Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)³ Политехнический институт Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова (Россия, 678170, Республика Саха (Якутия), Мирный, ул. Тихонова, 5)

✉ zorya.i@mail.ru

Аннотация. С помощью молекулярно-динамического моделирования проведено исследование влияния угла разориентации и энергии границ зерен наклона с осями разориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ на температуру плавления и характер начальной инициации плавления на границе зерен в аустените. Показано, что при постепенном нагревании плавление начинается от границ зерен, там, где имеются нарушения кристаллической структуры и, соответственно, атомы находятся в менее глубоких потенциальных ямах. В случае большеугловых границ плавление начинается одновременно вдоль всей границы, в случае малоугловых – в ядрах зернограницных дислокаций. Получены зависимости температуры плавления моделируемых расчетных ячеек от угла разориентации зерен и избыточной энергии. Для осей разориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ результаты оказались аналогичными. В области малых углов разориентации (менее 15°) температура плавления с ростом угла падает почти линейно, затем, для большеугловых границ, снижение становится менее интенсивным. Эти зависимости коррелируют с энергией образования границ зерен или со связанной с ней величиной избыточной энергии расчетной ячейки. Главным количественным критерием, определяющим влияние дефектов на снижение температуры плавления, является избыточная энергия, то есть разность энергий рассматриваемой структуры и идеального кристалла, которую еще можно интерпретировать как энергию образования рассматриваемой структуры. Температура плавления линейно уменьшается с ростом избыточной энергии. Очевидно, что данный эффект, то есть влияние границ зерен на температуру плавления, становится существенным только для материалов с очень высоким содержанием границ зерен, например, для материалов с нанокристаллической структурой.

Ключевые слова: молекулярная динамика, плавление, граница зерен, угол разориентации, аустенит

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FZMM-2023-0003) и Российского научного фонда (проект № 24-22-00092).

Для цитирования: Зоря И.В., Полетаев Г.М., Бебихов Ю.В., Семенов А.С. Инициация плавления на границах зерен наклона в аустените в зависимости от угла разориентации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(2):139–147.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-139-147>

INITIATION OF MELTING AT TILT GRAIN BOUNDARIES IN AUSTENITE
DEPENDING ON THE MISORIENTATION ANGLEI. V. Zorya¹, G. M. Poletaev², Yu. V. Bebikhov³, A. S. Semenov³¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)² Polzunov Altai State Technical University (46 Lenina Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)³ Mirny Polytechnic Institute (branch) of North-Eastern Federal University (5 Tikhonova Str., Mirnyi, Republic of Sakha (Yakutia) 678170, Russian Federation)

✉ zorya.i@mail.ru

Abstract. Using molecular dynamics simulation, the authors studied the influence of misorientation angle and energy of tilt grain boundaries with the misorientation axes $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ on the melting temperature and nature of early initiation of melting at grain boundaries in austenite. It is shown that with gradual heating, melting begins from the grain boundaries, where there is a violation of the crystal structure and, accordingly, the atoms are located in less deep potential wells. In the case of large-angle boundaries, melting begins simultaneously along the entire boundary,

in the case of small-angle boundaries – in the cores of grain-boundary dislocations. Dependences of the melting temperature of the simulated calculation cells on the angle of grain misorientation and excess energy were obtained. For the misorientation axes $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$, the results were similar. In the region of small misorientation angles (less than 15°), the melting point decreases almost linearly with increasing angle, then, for large-angle boundaries, the decrease becomes less intense. These dependences correlate with the energy of grain boundary formation or with the associated excess energy of the calculation cell. The main quantitative criterion determining the effect of defects on a decrease in melting temperature is excess energy, that is, the energy difference between the considered structure and the ideal crystal, which can also be interpreted as the energy of the considered structure formation. The melting point decreases linearly with increasing excess energy. Obviously, the effect of grain boundaries on the melting point becomes significant only for materials with a very high content of grain boundaries, for example, for materials with a nanocrystalline structure.

Keywords: molecular dynamics, melting, grain boundary, misorientation angle, austenite

Acknowledgements: The research was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project FZMM-2023-0003) and the Russian Science Foundation (project No. 24-22-00092).

For citation: Zorya I.V., Poletaev G.M., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S. Initiation of melting at tilt grain boundaries in austenite depending on the misorientation angle. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):139–147. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-139-147>

ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия большое внимание уделяется нанокристаллическим материалам, к которым относят поликристаллы со средним размером зерна менее 100 нм. Эти материалы обладают необычными физико-механическими свойствами, что связано, главным образом, с большой, по сравнению с обычным крупнозернистым состоянием, объемной долей границ зерен, тройных стыков и других дефектов [1–3]. Сверхмалые размеры зерен получают разными способами, которые включают, как правило, интенсивную пластическую деформацию. Иногда такие материалы получают путем спекания нанопорошков, конденсации из газовой фазы и т. д. Однако общими свойствами нанокристаллических материалов являются высокая степень неравновесности структуры и большие значения избыточной (или запасенной) энергии [1–3]. Избыточная энергия, то есть отличие свободной энергии материала от энергии идеального кристалла при той же температуре (или, другими словами, энергия, которая может потенциально выделяться при трансформации структуры, например, при рекристаллизации), в нанокристаллических материалах обусловлена наличием высокой плотности дефектов: границ зерен, тройных стыков, дислокаций, дисклинаций и др. При этом набор дефектов и их тип в значительной степени зависят от метода получения нанокристаллической структуры и последующей обработки [1–4].

Уникальные свойства наноматериалов во многом обусловлены высокой объемной долей поверхности и других границ раздела (межфазных, межзеренных). Одним из таких свойств, важных с точки зрения эксплуатации и технологии изготовления наноматериалов, является зависимость температуры плавления от эффективного размера: размера зерна, толщины пленки, диаметра наночастицы. Наиболее хорошо изучена зависимость температуры плавления наночастиц от их размера. В настоящее время известно, что температура плавления круглых наночастиц обратно пропорциональна их диаметру, что было продемонстрировано как экспериментально [5–9], так и с помощью моле-

кулярно-динамического (МД) моделирования [10–14], а также объяснено в теоретических работах [15–20].

Что касается материалов с нанокристаллической структурой, то в работах [21–25] с помощью МД моделирования было показано, что плавление в них не является гомогенным процессом, оно начинается, как правило, со свободных поверхностей и границ зерен. Уменьшение среднего размера зерна приводит к уменьшению температуры плавления нанокристаллических серебра [22; 23] и алюминия [24; 25]. В работах [14; 26] также наблюдается уменьшение температуры плавления наночастиц никеля с нанокристаллической структурой по сравнению с монокристаллическими частицами.

Рассматриваемое явление снижения температуры плавления в зависимости от среднего размера зерна в нанокристаллическом материале по сравнению с монокристаллическими наночастицами сложнее и менее изучено, поскольку обуславливается наличием дефектов не одного типа, как, например, поверхности в случае частиц, а широкого спектра границ зерен разных типов с разной энергией и других дефектов. В настоящем исследовании внимание сконцентрировано на влиянии угла разориентации и, соответственно, энергии границ зерен наклона на температуру плавления и характер инициации плавления на границе. Рассматриваются границы наклона с осями разориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. В качестве объекта исследования выбран аустенит в связи с его широким практическим применением.

ОПИСАНИЕ МОДЕЛИ

Для описания межатомных взаимодействий в молекулярно-динамической модели использовался ЕАМ потенциал [27], где он был получен на основе сопоставления с экспериментальными данными и *ab initio* расчетами различных свойств аустенита. Данный потенциал хорошо воспроизводит широкий спектр механических и структурно-энергетических свойств, он прошел успешную апробацию при моделировании различных процессов, включая процессы плавления [27–29].

Расчетные ячейки имели форму параллелепипеда с размерами примерно $9,9 \times 10,8 \times 13,5$ нм и содержали около 118 000 атомов (рис. 1). Граница зерен наклона создавалась в середине расчетной ячейки путем поворота двух кристаллов, двух половин ячейки, на угол разориентации θ вокруг оси $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ или $\langle 111 \rangle$, которая совпадала с осью x на рис. 1. Для удержания границы зерен в центре расчетной ячейки в течение моделирования вдоль оси z (сверху и снизу расчетной ячейки на рис. 1) использовались фиксированные граничные условия: атомы, окрашенные в темно-серый цвет, оставались неподвижными в течение моделирования. Вдоль других осей использовались периодические граничные условия. Таким образом, в расчетной ячейке находилось две параллельных и аналогичных границы зерен. На рис. 1 с помощью визуализатора кристаллических фаз на основе метода CNA (*Common Neighbor Analysis*) [30] изображен пример расчетной ячейки, содержащей две границы, одну посередине и вторую

на краю ячейки, с осью разориентации $\langle 111 \rangle$ и углом разориентации 30° (далее – $\langle 111 \rangle 30^\circ$). После поворота кристаллов и процедуры удаления лишних атомов проводилась релаксация структуры в течение 20 пс при постоянной температуре 1000 К. При этом атомы смещались в положения, соответствующие минимуму энергии. Расчетная ячейка (рис. 1) получена после процедуры структурной релаксации.

Угол разориентации θ для границ $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ варьировался от 0 до 30° . Таким образом, половина рассматриваемых границ (до 15°) относилась к малоугловым границам, то есть к границам с различными геометрически необходимыми зернограничными дислокациями, а другая половина (после 15°) – к большеугловым границам. Как будет показано ниже, основной характеристикой, влияющей на процесс плавления, является энергия границы, которая для большеугловых границ, как правило, примерно одинакова, в связи с чем, например, большинство углов между границами в тройных стыках близки к 120° [31; 32]. Именно поэтому для всех рассматриваемых типов границ наклона в настоящей работе ограничились углом разориентации 30° .

В модели использовался NPT канонический ансамбль в сочетании с термостатом Нозе-Гувера. При плавлении происходит увеличение удельного объема вследствие разрушения кристаллической решетки, поэтому важным было поддержание давления постоянным и равным нулю. При изменении температуры тепловое расширение учитывалось, в том числе и для фиксированных областей на границах расчетной ячейки (темно-серые области на рис. 1). При использовании метода молекулярной динамики шаг интегрирования по времени составлял 2 фс.

Для определения температуры плавления использовался метод постепенного нагревания с построением зависимости средней потенциальной энергии атома от температуры, который часто используется в подобных задачах [10 – 14; 26; 33 – 35]. Температура повышалась линейно со скоростью 10^{12} К/с путем соответствующего увеличения модулей скоростей атомов через определенный шаг по времени (5 пс в данном случае).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 показаны примеры зависимостей средней потенциальной энергии атома от температуры для расчетных ячеек с границами $\langle 111 \rangle 6^\circ$ (кривая 3) и $\langle 111 \rangle 30^\circ$ (кривая 4), а также для монокристаллического аустенита (кривые 1 и 2) при постепенном повышении температуры со скоростью 10^{12} К/с в интервале от 1500 до 2300 К. С ростом температуры средняя энергия атома для одной и той же фазы растет почти линейно в связи с увеличением тепловых колебаний атомов и тепловым расширением. Резкое увеличение средней энергии атома на графиках соответствует фазовому переходу, то есть плавлению.

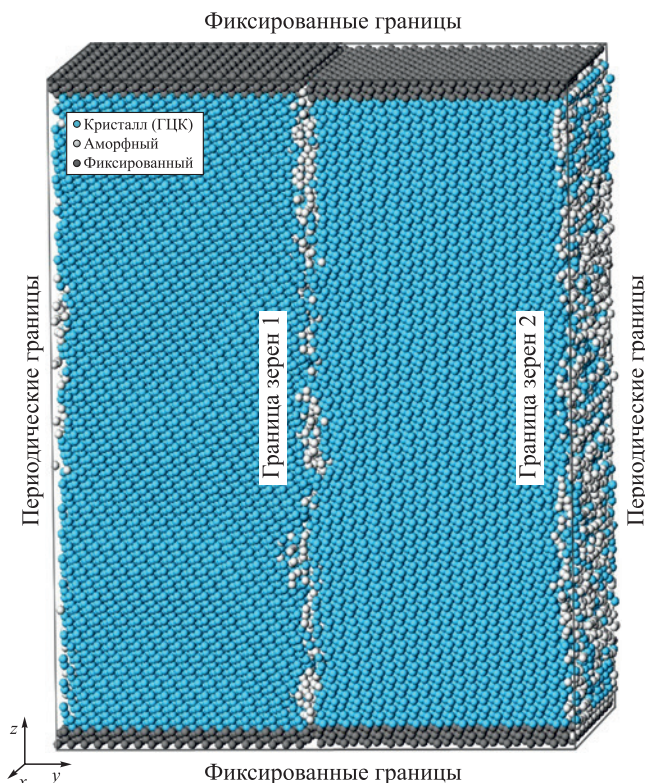


Рис. 1. Пример расчетной ячейки, содержащей две границы наклона $\langle 111 \rangle 30^\circ$

(голубым цветом показаны атомы, ближайшее окружение которых соответствует ГЦК кристаллической решетке аустенита; белым – кристаллическая решетка не идентифицирована; темно-серым – атомы, которые оставались неподвижными в течение моделирования)

Fig. 1. Example of a calculation cell containing two tilt boundaries $\langle 111 \rangle 30^\circ$

(blue – atoms whose immediate environment corresponds to the FCC crystal lattice of austenite; white – crystal lattice was not identified; dark gray – atoms remained stationary during the simulation)

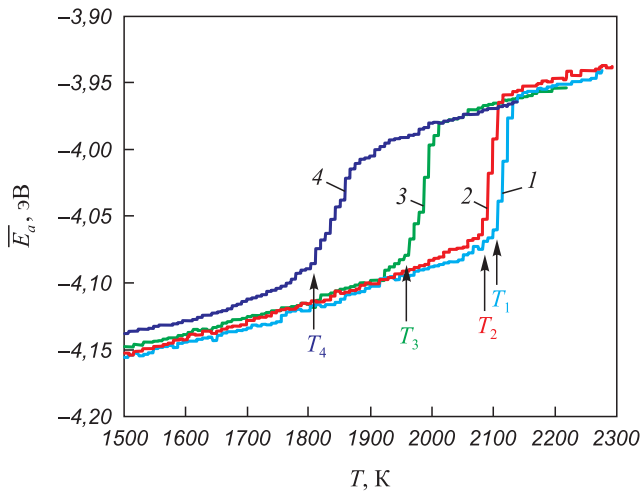


Рис. 2. Зависимости средней потенциальной энергии атома от температуры при нагревании со скоростью 10^{12} К/с: 1 – для монокристаллического аустенита с зафиксированными вдоль оси z границами; 2 – с периодическими граничными условиями со всех сторон; 3 – для расчетной ячейки с двумя границами наклона $\langle 111 \rangle 6^\circ$; 4 – с двумя границами наклона $\langle 111 \rangle 30^\circ$ при соответствующих температурах плавления T_1 , T_2 , T_3 и T_4

Fig. 2. Dependences of the average potential energy of an atom on temperature when heated at a rate of 10^{12} K/s: 1 – for monocrystalline austenite with boundaries fixed along z axis; 2 – with periodic boundary conditions on all sides; 3 – for a computational cell with two tilt boundaries $\langle 111 \rangle 6^\circ$; 4 – with two tilt boundaries $\langle 111 \rangle 30^\circ$ at corresponding melting temperatures T_1 , T_2 , T_3 and T_4

Структура в зафиксированных областях (рис. 1), как уже говорилось выше, оставалась кристаллической и после плавления, что, очевидно, оказывает влияние на процесс и температуру плавления всей расчетной ячейки. Однако мы вынуждены были использовать фиксированные границы ввиду важности удержания границ зерен с изначально заданными характеристиками в ячейке в течение всего моделирования. Для монокристаллического аустенита, то есть расчетной ячейки без каких-либо дефектов, было проведено дополнительное исследование влияния фиксированных границ на температуру плавления. На рис. 2 приведены зависимости средней энергии атома от температуры для монокристалла: при наличии фиксированных границ (кривая 1) и в случае периодических границ со всех сторон (кривая 2). Как можно видеть, плавление в случае наличия фиксированных границ, действительно, происходило при большей температуре по сравнению со случаем использования периодических условий со всех сторон. Тем не менее, отличие это было небольшим и слабо влияло на качественные результаты исследования.

В случае наличия границ зерен в расчетной ячейке плавление протекало гетерогенно, то есть инициировалось на границе, после чего фронт кристалл–жидкость двигался от границ в центр зерен с конечной скоростью, зависящей, как известно, от температуры. Величина скорости – порядка нескольких десятков

метров в секунду [36; 37]. Статичной двухфазности, то есть одновременного пребывания части расчетной ячейки в жидком состоянии, а другой – в кристаллическом, в течение сравнительно продолжительного времени не наблюдалось: фронт всегда двигался в том или ином направлении. В связи с этим определяли температуру плавления по моменту начала фазового перехода (показан стрелками на рис. 2), который, в свою очередь, определяли по пересечению аппроксимационных прямых до и после начала плавления.

На рис. 2 хорошо видно, что плавление ячейки, содержащей большеугловую границу $\langle 111 \rangle 30^\circ$, происходит при существенно более низкой температуре (1835 К), чем в случае малоугловой границы $\langle 111 \rangle 6^\circ$ (2013 К), что подтверждает влияние типа границы зерен на плавление. Энергия образования и, соответственно, степень нарушения кристаллической структуры в случае большеугловой границы выше.

На рис. 3 с использованием визуализатора кристаллических фаз изображена расчетная ячейка в плоскости yz , содержащая две большеугловые границы $\langle 111 \rangle 30^\circ$ в разные моменты плавления. В основе визуализатора лежит метод CNA (*Common Neighbor Analysis*) [30], позволяющий определить принадлежность каждого атома к той или иной кристаллической структуре путем анализа расположения соседних атомов. В рассматриваемом случае атом считался принадлежащим к ГЦК решетке, если более 75 % его ближайших соседей располагались вблизи узлов идеального ГЦК кристалла (с учетом теплового расширения) в пределах заданной погрешности 25 % от радиуса первой координационной сферы. Атомы, не удовлетворяющие этим условиям, а также условиям принадлежности к ГПУ решетке, считались принадлежащими к аморфной структуре (на рис. 3 показаны белым цветом).

На рис. 3, а изображена начальная структура ячейки с двумя параллельными границами $\langle 111 \rangle 30^\circ$ после первичной структурной релаксации. В случае большеугловой границы дефект выглядит почти сплошным. Нарушение кристаллической структуры наблюдается вдоль всей границы. С ростом температуры плавление начиналось на границе почти равномерно вдоль нее (рис. 3, б), кроме областей вблизи зафиксированных границ (сверху и снизу расчетной ячейки), что является очевидным, поскольку в этих местах сказывается влияние зафиксированной кристаллической структуры на границах.

При дальнейшем увеличении температуры фронт кристалл–жидкость двигался от границ в остальной объем (рис. 3, в). Аморфной фазы (белые атомы) при этом становилось все больше. Можно заметить, что инициация плавления на границе происходила даже при меньшей температуре по сравнению со значением, найденным по графику (рис. 1) для всей расчетной ячейки. Дело в том, что на температуру плавления всей расчетной ячейки влияет плотность в ней границ зерен. В работах [22 – 25] наблюдалась такая зависимость:

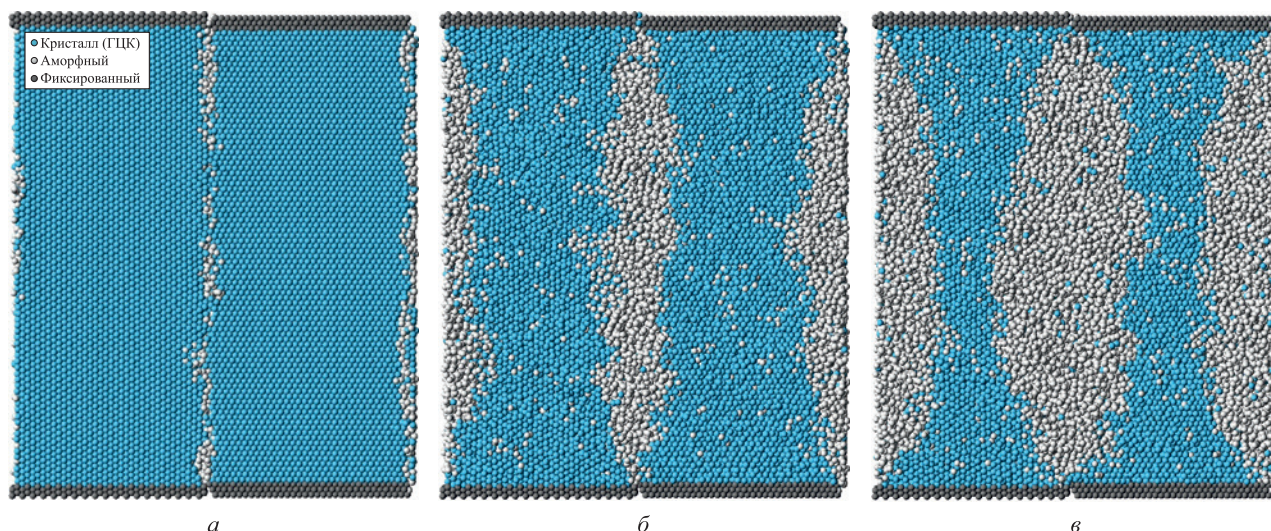


Рис. 3. Плавление от большеугловых границ зерен $\langle 111 \rangle 30^\circ$ в процессе нагревания со скоростью 10^{12} К/с:

a – начальная структура расчетной ячейки в плоскости *yz*; *б* и *в* – структура расчетной ячейки при достижении температуры 1810 и 1830 К

Fig. 3. Melting from large-angle grain boundaries $\langle 111 \rangle 30^\circ$ during heating at a rate of 10^{12} K/s:

a – initial structure of the calculation cell at *yz* plane; *б* and *в* – structure of the calculation cell when temperature reaches 1810 and 1830 K

по мере уменьшения среднего размера зерна в серебре или алюминии с нанокристаллической структурой температура плавления снижалась. В рассматриваемом случае это означает, что, например, при увеличении размера ячейки вдоль оси *y* следует ожидать снижения влияния границы зерен на температуру плавления.

Плавление с границ зерен начинается по причине сравнительно более легкого разрушения кристаллической структуры вблизи них из-за того, что атомы в дефектах находятся в менее глубоких потенциальных ямах по сравнению с чистым кристаллом и им легче их покинуть в результате тепловых колебаний. Атомы

вблизи фронта кристалл–жидкость со стороны кристаллической фазы также находятся в сравнительно менее глубоких потенциальных ямах, чем в объеме кристалла, из-за более беспорядочного расположения атомов со стороны расплава. Кроме того, в расплаве более интенсивная самодиффузия и больше свободного объема по сравнению с кристаллом, что также является причиной более легкого разрушения кристалла вблизи фронта кристалл – жидкость, чем внутри объема кристалла, и причиной движения фронта.

На рис. 4 изображена расчетная ячейка, содержащая две малоугловые границы $\langle 111 \rangle 6^\circ$, в разные моменты

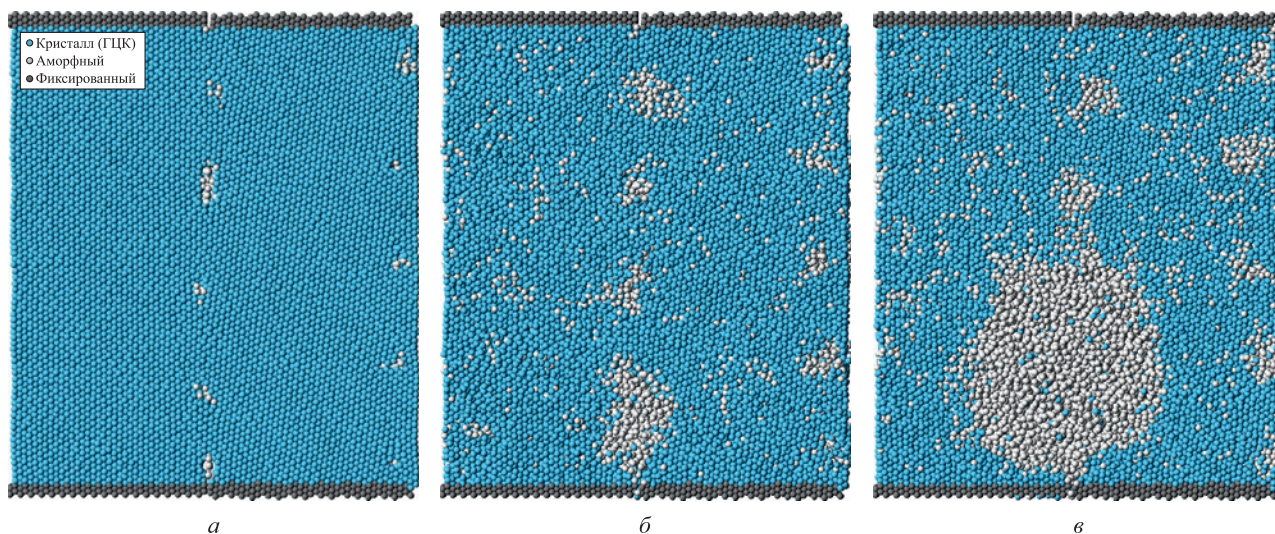


Рис. 4. Плавление от малоугловых границ зерен $\langle 111 \rangle 6^\circ$ в процессе нагревания со скоростью 10^{12} К/с:

a – начальная структура расчетной ячейки в плоскости *yz*; *б* и *в* – структура расчетной ячейки при достижении температуры 1980 и 2000 К

Fig. 4. Melting from small-angle grain boundaries $\langle 111 \rangle 6^\circ$ during heating at a rate of 10^{12} K/s:

a – initial structure of the calculation cell at *yz* plane; *б* and *в* – structure of the calculation cell when temperature reaches 1980 and 2000 K

времени в процессе нагревания. Структура малоугловых границ наклона представляет собой, как известно, набор геометрически необходимых зернограницных дислокаций (при отсутствии дополнительных внесенных дефектов). На рис. 4, а изображена стартовая структура расчетной ячейки, ядра зернограницных дислокаций хорошо различимы: это периодически расположенные вдоль границ небольшие области нарушения порядка кристаллической структуры (атомы белого цвета). Для угла разориентации 6° расстояние между дислокациями достаточно большое и хорошо видно, что структура между ними кристаллическая без каких либо нарушений. Разрушение кристаллической структуры при плавлении начиналось именно с ядер дислокаций (рис. 4, б). Инициация плавления при нагреве происходила при большей температуре, чем в случае большеугловой границы. При дальнейшем повышении температуры некоторые аморфные области росли быстрее, объединялись и распространялись в итоге на весь объем.

На рис. 5, а показана зависимость температуры плавления расчетной ячейки T_m от угла разориентации θ для

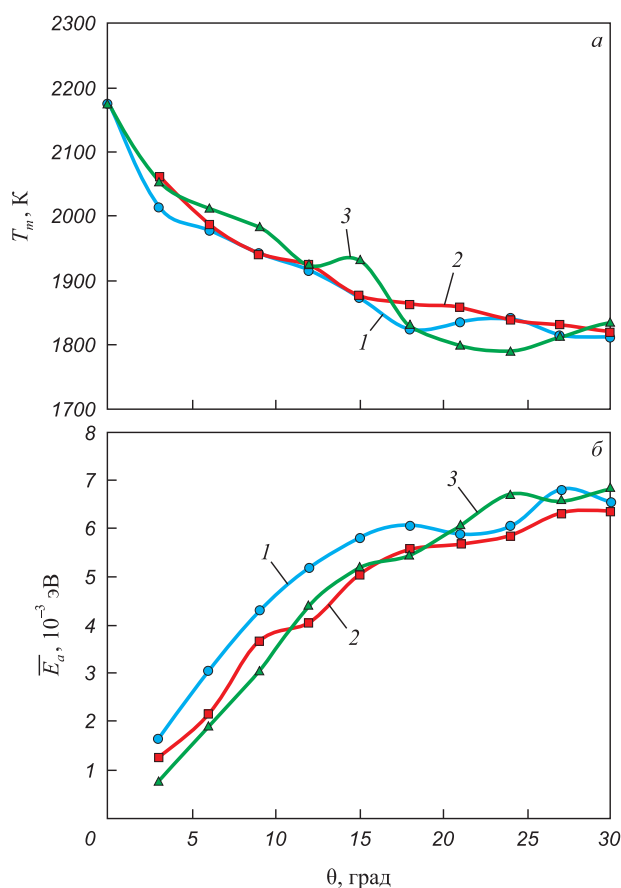


Рис. 5. Зависимости температуры плавления расчетной ячейки T_m (а) и избыточной энергии ΔE_a , приходящейся на один атом (б), от угла разориентации θ : 1 – $\langle 100 \rangle$; 2 – $\langle 110 \rangle$; 3 – $\langle 111 \rangle$

Fig. 5. Dependences of the melting point of the calculation cell T_m (а) and the excess energy per atom, ΔE_a (б) on misorientation angle: 1 – $\langle 100 \rangle$; 2 – $\langle 110 \rangle$; 3 – $\langle 111 \rangle$

всех рассмотренных границ зерен. Полученные зависимости оказались идентичными для всех трех рассмотренных осей разориентации границ $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Следует подчеркнуть, что специальные углы разориентации, то есть углы, для которых характерна высокая плотность совпадения структур зерен, в настоящем исследовании не рассматривались.

С ростом угла разориентации θ в области малых углов (менее 15°) температура плавления падает почти линейно, для большеугловых границ снижение становится менее интенсивным. Приведенные зависимости $T_m(\theta)$ коррелируют с энергией образования границы зерен или со связанной с ней величиной избыточной энергии расчетной ячейки. На рис. 5, б показаны зависимости избыточной энергии ΔE_a , приходящейся на один атом, от угла разориентации θ . Эта избыточная энергия определялась как разность средних значений потенциальной энергии атома в расчетной ячейке, содержащей пару рассматриваемых границ зерен, и в идеальном кристалле, содержащем столько же атомов.

Полученные зависимости $\Delta E_a(\theta)$ типичны для зависимостей энергии границ от угла разориентации [38 – 40]. Сначала, примерно до значения $\theta = 15^\circ$ (то есть для малоугловых границ), наблюдается почти линейный рост энергии: это обусловлено тем, что линейно растет плотность зернограницных дислокаций. При больших углах (примерно больше 15°) ядра дислокаций сливаются в один общий дефект и энергия растет с увеличением θ менее интенсивно.

Между величинами T_m и ΔE_a , благодаря приведенным зависимостям, можно заметить корреляцию. Чтобы убедиться в этом, построили зависимость $T_m(\Delta E_a)$ (рис. 6). Полученная зависимость в рамках рассматри-

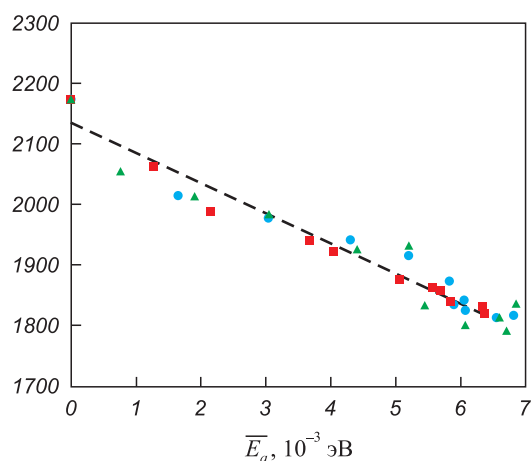


Рис. 6. Зависимость температуры плавления от избыточной энергии, приходящейся на один атом: ●, ■, ▲ – результаты модели для осей разориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, штриховая линия – линейная аппроксимация

Fig. 6. Dependence of the melting point on the excess energy per atom: ●, ■, ▲ – results of the model for misorientation axes $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$, dashed line – linear approximation

ваемого диапазона значений $\overline{\Delta E_a}$, действительно, оказалась очень близка к линейной с уравнением аппроксимационной линии $T_m = -49\,828\overline{\Delta E_a} + 2135$ (показана штриховой линией).

Таким образом, можно сделать вывод, что главным количественным критерием, определяющим влияние дефектов на снижение температуры плавления, является избыточная энергия, то есть разность энергий рассматриваемой структуры и идеального кристалла, которую еще можно интерпретировать как энергию образования рассматриваемой структуры или энергию, которая может потенциально выделяться при трансформации структуры, например, при рекристаллизации. Линейная зависимость объясняется, по всей видимости, тем, что избыточная энергия – показатель того, насколько ниже будет работа, которую нужно затратить на разрушение кристаллической решетки при плавлении, или, другими словами, насколько ниже будет теплота плавления рассматриваемого материала.

Выводы

С помощью молекулярно-динамического моделирования проведено исследование влияния угла разориентации и энергии границ зерен наклона с осями разориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ на температуру плавления и характер начальной инициации плавления на границе зерен в аустените. Показано, что при постепенном нагревании плавление начинается от границ зерен, там, где имеются нарушения кристаллической структуры и, соответственно, атомы находятся в менее глубоких потенциальных ямах. В случае большеугловых границ плавление начинается одновременно вдоль всей границы, в случае малоугловых – в ядрах зернограницных дислокаций. Получены зависимости температуры плавления моделируемых расчетных ячеек от угла разориентации зерен и избыточной энергии. Для осей разориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ результаты оказались аналогичными. В области малых углов разориентации (менее 15°) температура плавления с ростом угла падает почти линейно, затем, для большеугловых границ, снижение становится менее интенсивным. Эти зависимости коррелируют с энергией образования границ зерен или со связанной с ней величиной избыточной энергии расчетной ячейки. Главным количественным критерием, определяющим влияние дефектов на снижение температуры плавления, является избыточная энергия, то есть разность энергий рассматриваемой структуры и идеального кристалла, которую еще можно интерпретировать как энергию образования рассматриваемой структуры. Температура плавления линейно уменьшается с ростом избыточной энергии. Очевидно, что данный эффект, то есть влияние границ зерен на температуру плавления, становится существенным только для материалов с очень высоким содержанием границ зерен, например, для материалов с нанокристаллической структурой.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Gleiter H. Nanostructured materials: Basic concepts and microstructure. *Acta Materialia*. 2000;48(1):1–29. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00285-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00285-2)
2. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science*. 2006;51(4):427–556. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2005.08.003>
3. Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys. *Acta Materialia*. 2003;51(19):5743–5774. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.08.032>
4. Nazarov A.A., Murzaev R.T. A method for the construction of initial structures for molecular dynamics simulations of nanocrystals with nonequilibrium grain boundaries containing extrinsic dislocations. *Letters on Materials*. 2018;8(1):5–10. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-1-5-10>
5. Castro T., Reifemberger R., Choi E., Andres R.P. Size-dependent melting temperature of individual nanometer-sized metallic clusters. *Physical Review B*. 1990;42:8548–8556. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.42.8548>
6. Dick K., Dhanasekaran T., Zhang Z., Meisel D. Size-dependent melting of silica-encapsulated gold nanoparticles. *Journal of the American Chemical Society*. 2002;124(10):2312–2317. <https://doi.org/10.1021/ja017281a>
7. Hirasawa M., Orii T., Seto T. Size-dependent crystallization of Si nanoparticles. *Applied Physics Letters*. 2006;88(9):093119. <https://doi.org/10.1063/1.2182018>
8. Tang S., Zhu S., Lu H., Meng X. Shape evolution and thermal stability of Ag nanoparticles on spherical SiO_2 substrates. *Journal of Solid State Chemistry*. 2008;181(3):587–592. <https://doi.org/10.1016/j.jssc.2008.01.014>
9. Kim H.K., Huh S.H., Park J.W., Jeong J.W., Lee G.H. The cluster size dependence of thermal stabilities of both molybdenum and tungsten nanoclusters. *Chemical Physics Letters*. 2002;354(1-2):165–172. [https://doi.org/10.1016/S0009-2614\(02\)00146-X](https://doi.org/10.1016/S0009-2614(02)00146-X)
10. Qi Y., Cagin T., Johnson W.L., Goddard III W.A. Melting and crystallization in Ni nanoclusters: The mesoscale regime. *The Journal of Chemical Physics*. 2001;115:385–394. <https://doi.org/10.1063/1.1373664>
11. Shim J.-H., Lee B.-J., Cho Y.-W. Thermal stability of unsupported gold nanoparticle: A molecular dynamics study. *Surface Science*. 2002;512(3):262–268. [https://doi.org/10.1016/S0039-6028\(02\)01692-8](https://doi.org/10.1016/S0039-6028(02)01692-8)
12. Li X. Modeling the size- and shape- dependent cohesive energy of nanomaterials and its applications in heterogeneous systems. *Nanotechnology*. 2014;25(18):185702. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/25/18/185702>
13. Chepkasov I.V., Gafner Yu.Ya., Vysotin M.A., Redel' L.V. A study of melting of various types of Pt-Pd nanoparticles. *Physics of the Solid State*. 2017;59:2076–2081. <https://doi.org/10.1134/S1063783417100109>
14. Poletaev G.M., Gafner Y.Y., Gafner S.L. Molecular dynamics study of melting, crystallization and devitrification of nickel nanoparticles. *Letters on Materials*. 2023;13(4):298–303.
15. Nanda K.K., Sahu S.N., Behera S.N. Liquid-drop model for the size-dependent melting of low-dimensional systems.

- Physical Review A*. 2002;66:013208.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevA.66.013208>
16. Qi W.H., Wang M.P., Zhou M., Shen X.Q., Zhang X.F. Modeling cohesive energy and melting temperature of nanocrystals. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2006;67(4):851–855.
<https://doi.org/10.1016/j.jpccs.2005.12.003>
17. Luo W., Hu W., Xiao S. Size effect on the thermodynamic properties of silver nanoparticles. *The Journal of Physical Chemistry C*. 2008;112(7):2359–2369.
<https://doi.org/10.1021/jp0770155>
18. Luo W., Deng L., Su K., Li K., Liao G., Xiao S. Gibbs free energy approach to calculate the thermodynamic properties of copper nanocrystals. *Physica B: Condensed Matter*. 2011;406(4):859–863.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2010.12.014>
19. Li H., Han P.D., Zhang X.B., Li M. Size-dependent melting point of nanoparticles based on bond number calculation. *Materials Chemistry and Physics*. 2013;137(3):1007–1011.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2012.11.016>
20. Zhu J., Fu Q., Xue Y., Cui Z. Accurate thermodynamic relations of the melting temperature of nanocrystals with different shapes and pure theoretical calculation. *Materials Chemistry and Physics*. 2017;192:22–28.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.01.049>
21. Phillpot S.R., Lutsko J.F., Wolf D., Yip S. Molecular-dynamics study of lattice-defect-nucleated melting in silicon. *Physical Review B*. 1989;40:2831.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.40.2831>
22. Xiao S., Hu W., Yang J. Melting behaviors of nanocrystalline Ag. *The Journal of Physical Chemistry B*. 2005;109(43):20339–20342. <https://doi.org/10.1021/jp054551t>
23. Xiao S., Hu W., Yang J. Melting temperature: From nanocrystalline to amorphous phase. *Journal of Chemical Physics*. 2006;125(18):184504. <https://doi.org/10.1063/1.2371112>
24. Wejrzanowski T., Lewandowska M., Sikorski K., Kurzydowski K.J. Effect of grain size on the melting point of confined thin aluminum films. *Journal of Applied Physics*. 2014;116(16):164302. <https://doi.org/10.1063/1.4899240>
25. Noori Z., Panjepour M., Ahmadian M. Study of the effect of grain size on melting temperature of Al nanocrystals by molecular dynamics simulation. *Journal of Materials Research*. 2015;30:1648–1660.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2015.109>
26. Poletaev G.M., Bebikhov Y.V., Semenov A.S. Molecular dynamics study of the formation of the nanocrystalline structure in nickel nanoparticles during rapid cooling from the melt. *Materials Chemistry and Physics*. 2023;309:128358. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.128358>
27. Lau T.T., Först C.J., Lin X., Gale J.D., Yip S., Van Vliet K.J. Many-body potential for point defect clusters in Fe–C alloys. *Physical Review Letters*. 2007;98:215501.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.98.215501>
28. Oila A., Bull S.J. Atomistic simulation of Fe–C austenite. *Computational Materials Science*. 2009;45(2):235–239.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.09.013>
29. Зоря И.В., Поletaев Г.М., Бебихов Ю.В., Семенов А.С. Молекулярно-динамическое исследование влияния примеси углерода на процесс кристаллизации наночастиц аустенита при быстром охлаждении. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(4):440–448.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-440-448>
- Zorya I.V., Poletaev G.M., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S. Molecular dynamics study of the influence of carbon impurity on austenite nanoparticles crystallization during rapid cooling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(4):440–448.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-440-448>
30. Tsuzuki H., Brancio P.S., Rino J.P. Structural characterization of deformed crystals by analysis of common atomic neighborhood. *Computer Physics Communications*. 2007;177(6):518–523.
<https://doi.org/10.1016/j.cpc.2007.05.018>
31. Fortes M.A., Deus A.M. Effects of triple grain junctions on equilibrium boundary angles and grain growth kinetics. *Materials Science Forum*. 2004;455–456:648–652.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.455-456.648>
32. Perevalova O.B., Konovalova E.V., Koneva N.A., Kozlov E.V. Energy of grain boundaries of different types in fcc solid solutions, ordered alloys and intermetallics with L1(2) superstructure. *Journal of Materials Science & Technology*. 2003;19(6):593–596.
33. Poletaev G., Gafner Y., Gafner S., Bebikhov Y., Semenov A. Molecular dynamics study of the devitrification of amorphous copper nanoparticles in vacuum and in a silver shell. *Metals*. 2023;13(10):1664. <https://doi.org/10.3390/met13101664>
34. Poletaev G.M., Sannikov A.V., Gafner Y.Y., Gafner S.L. Molecular dynamics study of the effect of structural defects, impurities, and the presence of a shell on the melting temperature of metallic nanoparticles. *Letters on Materials*. 2024;14(4):332–339.
<https://doi.org/10.48612/letters/2024-4-332-339>
35. Poletaev G.M., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S., Sitnikov A.A. Molecular dynamics investigation of the effect of the interface orientation on the intensity of titanium dissolution in crystalline and amorphous aluminum. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2023;136(4):477–483.
<https://doi.org/10.1134/S1063776123040118>
36. Chan W.-L., Averbach R.S., Cahill D.G., Ashkenazy Y. Solidification velocities in deeply undercooled silver. *Physical Review Letters*. 2009;102:095701.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.102.095701>
37. Zhang H.Y., Liu F., Yang Y., Sun D.Y. The molecular dynamics study of vacancy formation during solidification of pure metals. *Scientific Reports*. 2017;7:10241.
<https://doi.org/10.1038/s41598-017-10662-x>
38. Li S., Yang L., Lai C. Atomistic simulations of energies for arbitrary grain boundaries. Part I: Model and validation. *Computational Materials Science*. 2019;161:330–338.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.02.003>
39. Olmsted D.L., Foiles S.M., Holm E.A. Survey of computed grain boundary properties in face-centered cubic metals: I. Grain boundary energy. *Acta Materialia*. 2009;57(13):3694–3703.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.007>
40. Van Beers P.R.M., Kouznetsova V.G., Geers M.G.D., Tschopp M.A., McDowell D.L. A multiscale model of grain boundary structure and energy: From atomistics to a continuum description. *Acta Materialia*. 2015;82:513–529.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.08.045>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Ирина Васильевна Зоря, д.ф.-м.н., доцент, заведующий кафедрой теплогазоводоснабжения, водоотведения и вентиляции, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-5748-813X

E-mail: zorya.i@mail.ru

Геннадий Михайлович Поletaев, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

ORCID: 0000-0002-5252-2455

E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Юрий Владимирович Бебихов, д.ф.-м.н., доцент, Политехнический институт Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова

ORCID: 0000-0002-8366-4819

E-mail: bebikhov.yura@mail.ru

Александр Сергеевич Семенов, д.ф.-м.н., директор института, Политехнический институт Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова

ORCID: 0000-0001-9940-3915

E-mail: as.semenov@s-vfu.ru

Irina V. Zorya, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Heat-Gas-Water Supply, Water Disposal and Ventilation, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-5748-813X

E-mail: zorya.i@mail.ru

Gennadii M. Poletaev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Leading Researcher, Polzunov Altai State Technical University

ORCID: 0000-0002-5252-2455

E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Yurii V. Bebikhov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Mirny Polytechnic Institute (branch) of North-Eastern Federal University

ORCID: 0000-0002-8366-4819

E-mail: bebikhov.yura@mail.ru

Aleksandr S. Semenov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Director of the Institute, Mirny Polytechnic Institute (branch) of North-Eastern Federal University

ORCID: 0000-0001-9940-3915

E-mail: as.semenov@s-vfu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. В. Зоря – постановка задачи, анализ литературных источников, обработка результатов, написание основного текста статьи.

Г. М. Поletaев – постановка задачи, разработка компьютерной модели, анализ литературных источников, обработка результатов, редактирование финальной версии статьи.

Ю. В. Бебихов – проведение расчетов, получение результатов, получение рисунков и графиков.

А. С. Семенов – проведение расчетов, получение результатов, получение рисунков и графиков для статьи.

I. V. Zorya – problem statement, analysis of literary sources, processing of results, writing the main text of the article.

G. M. Poletaev – problem statement, development of a computer model, analysis of literary sources, processing of results, editing the final version of the article.

Yu. V. Bebikhov – performing calculations, obtaining results, obtaining drawings and graphs.

A. S. Semenov – performing calculations, obtaining results, obtaining drawings and graphs.

Поступила в редакцию 14.11.2024

После доработки 25.12.2024

Принята к публикации 10.01.2025

Received 14.11.2024

Revised 25.12.2024

Accepted 10.01.2025



УДК 621.785.5

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-148-157



Оригинальная статья

Original article

К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ДОБАВОК ОКСИДОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА КИНЕТИКУ ОБРАЗОВАНИЯ БОРИРОВАННЫХ СЛОЕВ И ДИФфуЗИЮ БОРА ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН ПРИ БОРИРОВАНИИ СТАЛЕЙ

Д. А. Ишмаматов^{1, 2}, А. С. Помельникова¹, А. Л. Петелин^{1, 3}

¹ Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (Россия, 105005, Москва, ул. 2-я Бауманская, 5/1)

² Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности (АО «Гиредмет») (Россия, 111141, Москва, Электродная ул., 2, стр. 1)

³ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

✉ ishmametv@yandex.ru

Аннотация. Проведены металлографические исследования, показывающие, что применение добавок оксидов редкоземельных элементов (РЗЭ) при жидкостном безэлектролизном борировании приводит к увеличению глубины борированных слоев, причем данные добавки не взаимодействуют с материалом обрабатываемого изделия. Добавка оксидов лантана и иттрия увеличивает глубину борированного слоя на 30 – 40 %, добавка оксида скандия не влияет или приводит к снижению глубины борированного слоя. В данной работе проведен рентгенофазовый анализ сплавов для борирования с добавками оксидов РЗЭ. Показано, что при добавке оксида РЗЭ в расплаве образуется легкоплавкий борат РЗЭ (LaBO_3 , YBO_3 , ScBO_3), который способствует зернограничной диффузии, что приводит к значительной интенсификации процессов борирования. Получены оценочные значения коэффициентов объемной и зернограничной диффузии. Добавка оксида иттрия увеличивает коэффициент объемной диффузии в стали ВКС-5 на 280 %. В стали Х12МФ добавка оксида лантана привела к увеличению коэффициента объемной диффузии на 83 %. На стали 40Х во всех исследуемых случаях увеличение коэффициента объемной диффузии не зафиксировано. Коэффициент зернограничной диффузии увеличился в сталях ВКС-5 и Х12МФ на 1000 % при добавке оксида лантана. Добавка оксида иттрия привела к увеличению коэффициента зернограничной диффузии на 1000 % в стали ВКС-5, на 135 % в стали Х12МФ и на 87 % в стали 40Х. Добавка оксида скандия позволила увеличить коэффициент зернограничной диффузии на 160 % в стали ВКС-5. Значения коэффициентов диффузии по границам зерен, полученные путем модельных расчетов, хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Ключевые слова: борирование, борированные слои, редкоземельный элемент, оксид лантана, оксид иттрия, оксид скандия, жидкостное борирование, модифицирование, морфология борированных слоев, диффузия

Для цитирования: Ишмаматов Д.А., Помельникова А.С., Петелин А.Л. К вопросу о влиянии добавок оксидов редкоземельных элементов на кинетику образования борированных слоев и диффузию бора по границам зерен при борировании сталей. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(2):148–157. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-148-157>

ON THE INFLUENCE OF RARE-EARTH OXIDE ADDITIVES ON KINETICS OF BORATED LAYER FORMATION AND BORON DIFFUSION ALONG GRAIN BOUNDARIES DURING STEEL BORIDING

D. A. Ishmametov^{1,2} , A. S. Pomel'nikova¹, A. L. Petelin^{1,3}

¹ Bauman Moscow State Technical University (5/1 Baumanskaya 2-ya Str., Moscow 105005, Russian Federation)

² Federal State Research and Design Institute of Rare Metal Industry (2, bld. 1 Ehlektrodnaya Str., Moscow 111141, Russian Federation)

³ National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

 ishmametv@yandex.ru

Abstract. Metallographic studies showed that the use of rare-earth oxide (REO) additives during liquid electrolysis-free boriding increases the borated layers depth, with these additives not interacting with the treated product material. Addition of lanthanum and yttrium oxides increases the borated layer depth by 30 – 40 %, while addition of scandium oxide either has no effect or decreases the layer depth. X-ray phase analysis of boriding alloys with REO additives was conducted in this study. It was shown that REO additions to the melt result in formation of low-melting rare-earth borates (LaBO_3 , YBO_3 , ScBO_3), which enhance grain boundary diffusion and significantly intensify the boriding process. Estimated values of bulk and grain boundary diffusion coefficients were obtained. The addition of yttrium oxide increased the bulk diffusion coefficient in VKS-5 steel by 280 %. In Kh12MF steel, addition of lanthanum oxide resulted in an 83 % increase in the bulk diffusion coefficient. For 40Kh steel, no increase in the bulk diffusion coefficient was recorded in any of the investigated cases. The grain boundary diffusion coefficient increased in VKS-5 and Kh12MF steels by 1000 % with addition of lanthanum oxide. Addition of yttrium oxide increased the grain boundary diffusion coefficient by 1000 % in VKS-5 steel, by 135 % in Kh12MF steel, and by 87 % in 40Kh steel. Addition of scandium oxide increased the grain boundary diffusion coefficient by 160 % in VKS-5 steel. The diffusion coefficient values at grain boundaries obtained through modeling calculations agree well with the experimental data.

Keywords: boriding, borated layers, rare-earth element, lanthanum oxide, yttrium oxide, scandium oxide, liquid borating, modification, morphology of borated layers, diffusion

For citation: Ishmametov D.A., Pomel'nikova A.S., Petelin A.L. On the influence of rare-earth oxide additives on kinetics of borated layer formation and boron diffusion along grain boundaries during steel boriding. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):148–157.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-148-157>

ВВЕДЕНИЕ

Несмотря на то, что применение добавок металлических редкоземельных элементов (РЗЭ) при жидкостном борировании приводит к увеличению глубины борированных слоев, образованию сложных боридов и улучшению механических свойств [1; 2], их использование не нашло широкого применения в технологии борирования из-за высокой стоимости подобных добавок. Появившиеся в последнее время исследования добавок оксидов РЗЭ при борировании порошковым методом [3 – 5] показывают, что они оказывают схожее влияние. Проведенные исследования добавок оксидов РЗЭ при борировании жидкостным методом показали, что они приводят к увеличению глубины борированных слоев, а в некоторых случаях к изменению их морфологии [6; 7]. Отмечается, что добавки оксидов РЗЭ не взаимодействуют с обрабатываемым материалом, являясь лишь катализатором процесса борирования [8; 9].

Ключевым фактором для управления процессом борирования при использовании добавок оксидов РЗЭ является понимание механизма их влияния на кинетику образования борированных слоев и диффузию бора вглубь металла [10 – 12].

Несмотря на отсутствие следов РЗЭ в структуре обработанных сталей, их присутствие в расплаве может влиять на процесс борирования несколькими способами [13 – 14].

- Оксиды редкоземельных металлов способны выступать в роли катализаторов, ускоряющих химические реакции в расплаве. Это может приводить к увеличению скорости образования активных атомов бора, которые диффундируют в сталь, и в итоге к формированию более глубоких борированных слоев.

- Присутствие оксидов РЗЭ изменяет физико-химические свойства расплава, такие как вязкость, поверхностное натяжение и распределение ионов. Это может способствовать более равномерному и активному взаимодействию бора с поверхностью стали, увеличивая глубину проникновения атомов бора.

- Оксиды РЗЭ могут оказывать влияние на структуру и дефектность оксидного слоя на поверхности стали, что способствует более активной диффузии атомов бора вглубь металла.

- Оксиды РЗЭ могут влиять на формирование промежуточных фаз в расплаве или на границе сталь – расплав, что способствует более активному процессу борирования.

В иностранной литературе известна работа [15], которая объясняет положительное влияние добавки

оксида церия на глубину борированных слоев, полученных на титановом сплаве Ti6Al4V. Положительное влияние добавки оксида церия связывают с образованием легкоплавкого бората РЗЭ, который повышает транспортирующую способность борировующего агента. Однако в данной работе рассматривается лишь порошковый метод борирования и не учитывается вклад легкоплавкой фазы бората РЗЭ в зернограничную диффузию бора вглубь материала.

Целью данного исследования является анализ воздействия оксидов РЗЭ на процессы диффузии бора при формировании борированных слоев в сталях с различным составом.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Образцы исследуемых сталей подвергались жидкостному безэлектролизному борированию в расплаве на основе тетрабората натрия и карбида бора с добавками оксидов лантана, иттрия или скандия в количестве 1, 5, 10, 20 мас. %. Борирование проводилось при температуре 1000 °С в течение 8 ч. После борирования образцы охлаждались на воздухе.

В работе исследовались стали ВКС-5, Х12МФ, 40Х. Выбор сталей был обусловлен различным содержанием как углерода, так и легирующих элементов. Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1.

Микроструктуру образцов изучали на электронно-зондовом микроанализаторе Jeol JXA-iSP100, фотографии микроструктуры получены с использованием детектора обратно-рассеянных электронов.

Исследование рентгенофазового состава сплава для борирования проводили на рентгеновском дифрактометре BRUKER D2 PHASER.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Как было ранее установлено, добавки оксидов РЗЭ сильно влияют на глубину, свойства и в некоторых случаях на морфологию получаемых борированных слоев. С помощью электронного микроскопа были исследованы все стали, обработанные в различных расплавах, представленных в данной работе. На рис. 1 показаны микроструктуры борированных слоев на стали ВКС-5, полученные в стандартном расплаве и в расплавах

с добавками 1, 5, 10 и 20 мас. % оксида лантана. Эти изображения выбраны, так как они наиболее наглядно демонстрируют типовые особенности образования борированных слоев при жидкостном борировании с добавками РЗЭ.

Из рис. 1 видно, что добавка 1 мас. % оксида лантана способствует получению более качественных борированных слоев. Добавка 5 мас. % оксида лантана способствует увеличению глубины проникновения высокобористой темной фазы FeB, которая образуется неравномерно. Увеличение добавки до 10 мас. % приводит к еще более глубокому проникновению фазы FeB. В этом случае темная фаза характеризуется высокой сплошностью. Важно отметить, что зона углубления борированного слоя – это светлые иглообразные участки, наблюдаемые как продолжение темного слоя. Она демонстрирует первичный ускоренный процесс диффузионного распространения бора по границам зерен матрицы с последующим проникновением бора внутрь объема зерен от границ, как от источников диффузанта. Однако по мере уменьшения концентрации диффузанта в границах на определенной глубине заполнение объемов зерен бором происходит не полностью, образуется зубчатый рельеф в конце борированного слоя. Бор частично декорирует границы зерен, которые становятся видимыми при переходе к внутренней структуре. Сетку боридной фазы по границам зерен в переходном слое можно наблюдать на всех приведенных структурах.

В табл. 2 приведены данные по глубинам борированных слоев, полученных в расплавах с разными добавками на сталях.

Анализ табл. 2 показывает, что добавка оксида РЗЭ влияет на глубину борированных слоев, причем есть некоторое критическое количество добавки оксида РЗЭ, превышение которого ведет к замедлению процесса борирования и снижению глубины борированных слоев. Добавка оксида скандия не приводит к увеличению глубины борированных слоев. Следует отметить сильное влияние химического состава на глубину борированных слоев, получаемых в расплавах без добавок. По данным работ [6; 18] основное влияние на глубину борированных слоев оказывает углерод, однако данные табл. 1 показывают, что прямой зависимости не наблюдается. Так, у низкоуглеродистой стали ВКС-5 глубина

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Table 1. Chemical composition of the studied steels

Сталь	Содержание элементов, мас. %										
	Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V	Mo	Nb	Ce
ВКС-5	основа	0,15	0,68	0,41	2,80	1,30	1,20	0,41	0,58	0,10	0,03
Х12МФ	основа	1,62	0,33	0,30	12,20	0,36	–	0,26	0,41	–	–
40Х	основа	0,41	0,24	0,62	1,10	0,21	–	–	–	–	–

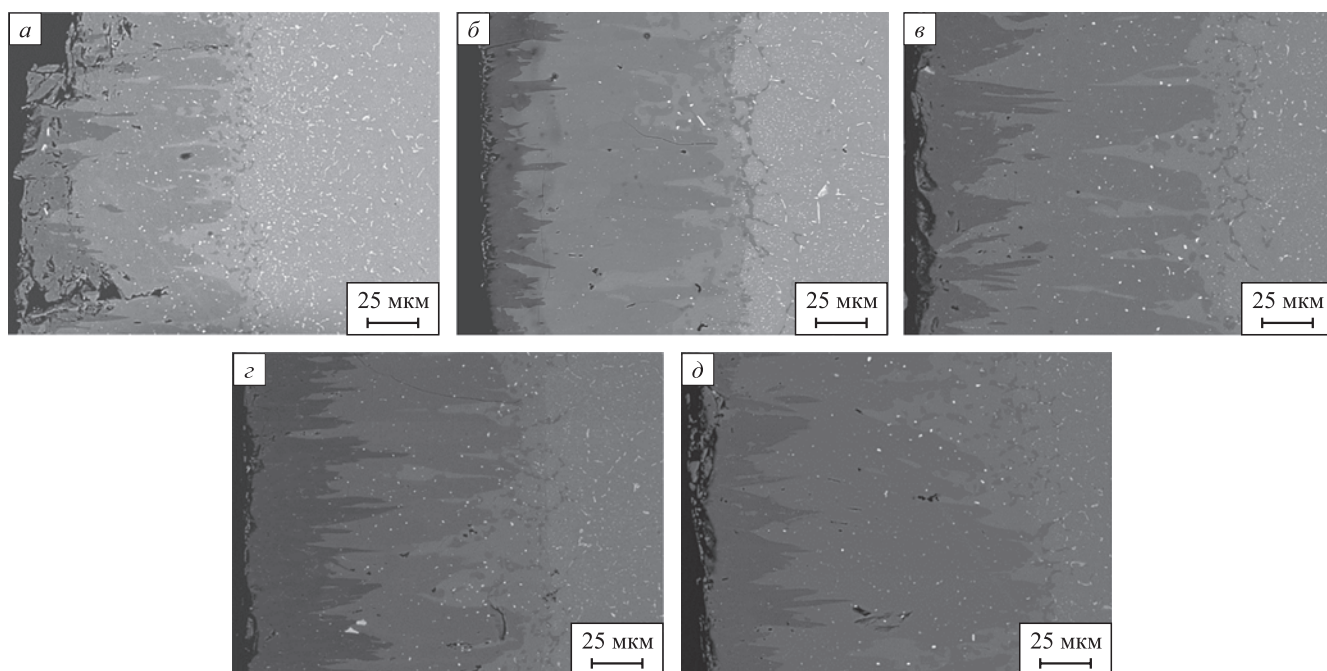


Рис. 1. Микроструктура борированных слоев, полученных на стали ВКС-5:

a – без добавления оксида лантана; *б* – с добавлением 1 мас. % оксида лантана; *в* – с добавлением 5 мас. % оксида лантана; *г* – с добавлением 10 мас. % оксида лантана; *д* – с добавлением 20 мас. % оксида лантана

Fig. 1. Microstructure of borated layers on VKS-5 steel:

a – without lanthanum oxide addition, *б* – with 1 wt. % lanthanum oxide addition, *в* – with 5 wt. % lanthanum oxide addition, *г* – with 10 wt. % lanthanum oxide addition, *д* – with 20 wt. % lanthanum oxide addition

слоя составила 120 – 130 мкм, у среднеуглеродистой стали 40Х – 240 – 250 мкм, а у высокоуглеродистой стали Х12МФ – 95 – 105 мкм.

Таблица 2. Данные по глубинам борированных слоев, полученных в расплавах с разными добавками на сталях

Table 2. Depth data of borated layers in melts with various additives on steels

Состав	Глубина борированных слоев, мкм		
	ВКС-5	Х12МФ	40Х
Без добавки	120 – 130	95 – 105	240 – 250
1 % La_2O_3	120 – 130	100 – 105	240 – 250
5 % La_2O_3	150 – 160	140 – 145	260 – 270
10 % La_2O_3	160 – 170	118 – 124	270 – 275
20 % La_2O_3	150 – 160	100 – 105	268 – 274
1 % Y_2O_3	100 – 105	95 – 105	200 – 220
5 % Y_2O_3	235 – 245	120 – 130	140 – 150
10 % Y_2O_3	165 – 170	95 – 100	210 – 230
20 % Y_2O_3	105 – 115	100 – 105	160 – 170
1 % Sc_2O_3	122 – 126	95 – 110	235 – 245
5 % Sc_2O_3	128 – 134	76 – 82	155 – 162
10 % Sc_2O_3	127 – 133	87 – 96	158 – 164
20 % Sc_2O_3	64 – 79	0	103 – 113

Учитывая, что практически во всех случаях добавка оксида РЗЭ в количестве 5 мас. % приводила к увеличению глубины борированных слоев, проанализированы составы расплавов, получаемых при добавке 5 мас. % оксида РЗЭ.

На рис. 2 – 4 представлены дифрактограммы расплавов для борирования с добавками оксидов РЗЭ.

Из приведенных дифрактограмм видно, что во всех расплавах образуется новая фаза, борат РЗЭ (LaBO_3 , YBO_3 , ScBO_3). По данным работ [14 – 16] данные фазы являются легкоплавкими. Отмечается, что при выплавке исследуемых в данной работе расплавов наблюдалось повышение их текучести при добавке не более 10 мас. %.

Проведенный рентгенофазовый анализ позволяет сделать вывод, что появление легкоплавкой фазы в расплаве в присутствии РЗМ приводит к увеличению его текучести и, вероятно, к ускорению диффузии атомов бора вглубь стали. Учитывая, что температура борирования составляет 1000 °С, что соответствует условию превалирования зернограницной диффузии над объемной ($T < 0,7T_{\text{пл}}$ [17]), можно предположить, что в процессе борирования происходит ускоренная диффузия бора именно по границам зерен (ГЗ) с последующим насыщением объемов зерен от ГЗ, как от источников диффундирующего элемента. Это объясняется тем, что энергия активации диффузии по границам зерен значительно ниже, чем по объему, что делает такой путь

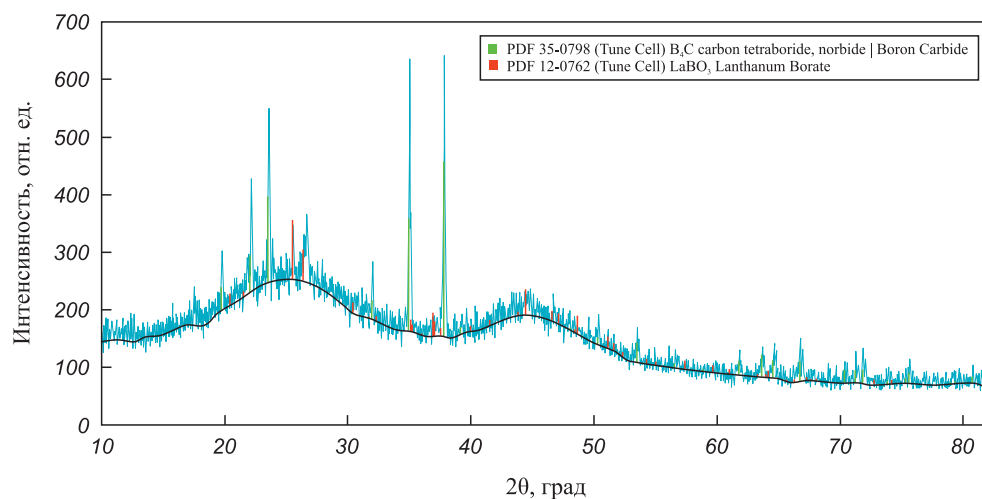


Рис. 2. Дифрактограмма расплава с добавкой 5 мас. % оксида лантана

Fig. 2. Diffraction pattern of the melt with 5 wt. % lanthanum oxide addition

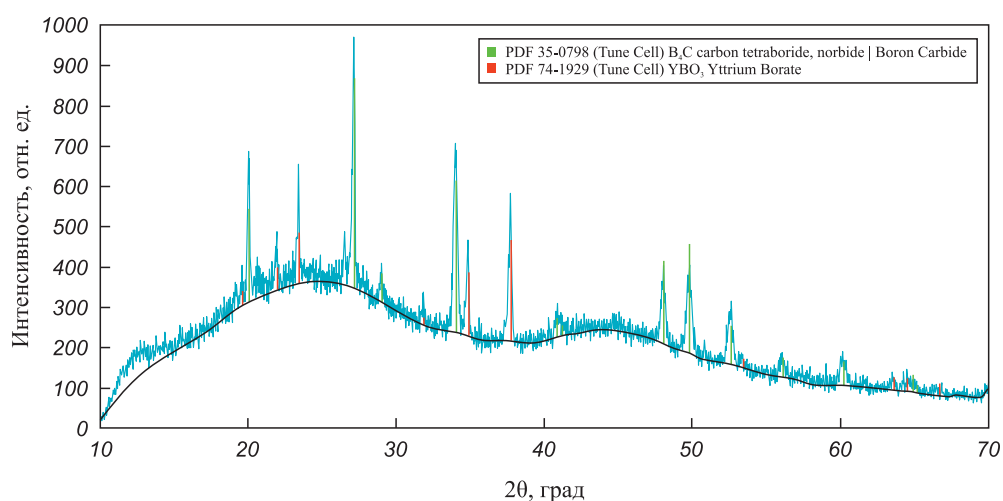


Рис. 3. Дифрактограмма расплава с добавкой 5 мас. % оксида иттрия

Fig. 3. Diffraction pattern of the melt with 5 wt. % yttrium oxide addition

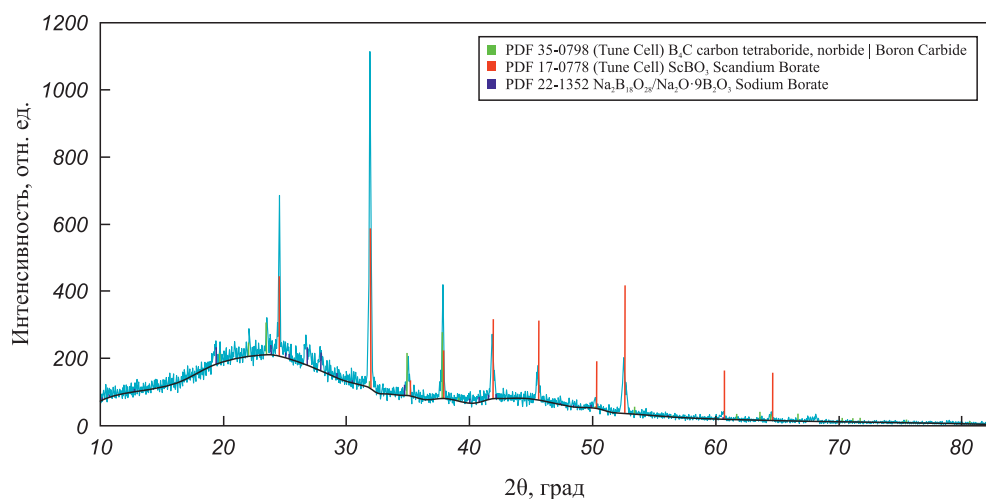


Рис. 4. Дифрактограмма расплава с добавкой 5 мас. % оксида скандия

Fig. 4. Diffraction pattern of the melt with 5 wt. % scandium oxide addition

диффузии более выгодным при данной температуре. В пользу данного предположения говорит морфология борированных слоев, а именно светлые иглообразные участки в борированном слое и боридная сетка по границам зерен в переходном слое.

Можно предположить, что легкоплавкая фаза бората РЗЭ выступает в роли транспортирующей среды, способствующей ускоренному переносу атомов бора к выходам ГЗ на поверхность матрицы. Диффузия атомов бора по ГЗ, ускоренная по сравнению с диффузией по объему зерен, создает опережающие зернограничные потоки вглубь стали. Это ведет к увеличению концентрации атомов бора в зоне реакции и, как следствие, ускоряет протекание процесса.

Учитывая предполагаемый значительный вклад оксидов РЗЭ в процессы зернограничной диффузии, представляется целесообразным оценить глубину проникновения атомов бора при различных составах борсодержащих расплавов и сделать оценку коэффициентов объемной и зернограничной диффузии бора в исследуемых сталях.

Из проведенных металлографических исследований были определены следующие величины глубин.

- h – глубина борированного слоя, на котором доминирует объемная диффузия. Это зона, в которой процесс насыщения бора происходит преимущественно за счет объемной диффузии, подвод атомов бора к ГЗ затруднен, отсутствует легкоплавкая транспортирующая среда (движение атомов бора через объем кристаллической решетки). В данной зоне вклад зернограничной диффузии незначителен или отсутствует и распределение бора в материале определяется лишь его объемной диффузией.

- L_b – путь диффузии по границам зерен; расстояние от поверхности образца до глубины, на которой степень обогащения ГЗ атомами бора падает значительно (ориентировочно в e раз).

- L_v – путь проникновения бора по объему при насыщении объема зерен от ГЗ, как от источников атомов бора, т. е. в присутствии зернограничных потоков.

На рис. 5 показано, какие зоны на борированном слое характеризуют вышеуказанные величины.

Оценка коэффициента объемной диффузии бора в сталях осуществлялась по формуле, приведенной в работе [18]:

$$h = \sqrt{D\tau}, \quad (1)$$

где h – глубина слоя, мкм; D – коэффициент диффузии бора по объему, $\text{м}^2/\text{с}$; τ – время борирования, с.

В табл. 3 приведены определенные по результатам металлографических исследований средние значения h , L_b , L_v .

Анализ данных табл. 3 свидетельствует о значительном влиянии добавок оксидов РЗЭ на глубину борированных слоев. Для стали ВКС-5 с мелкозерни-

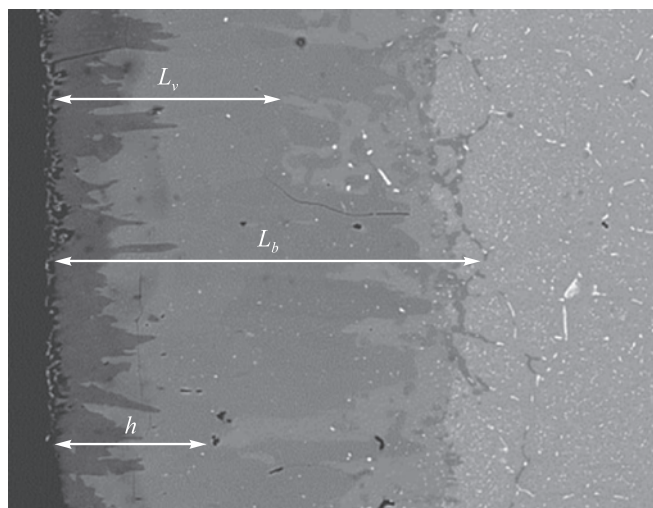


Рис. 5. Структура борированного слоя с отмеченными глубинами h , L_b , L_v

Fig. 5. Structure of the borated layer with marked depths h , L_b , L_v

стой структурой (порядка 5 – 8 мкм) отмечен максимальный вклад зернограничной диффузии, особенно при добавках оксида иттрия и лантана, что отражено в увеличении значений L_b . Сталь Х12МФ с размером зерен 8 – 12 мкм демонстрирует схожие тенденции, хотя влияние добавок выражено менее ярко, чем в стали ВКС-5. В то же время сталь 40Х с более крупными зернами (12 – 18 мкм) демонстрирует наименее выраженное влияние. Эти результаты подтверждают, что мелкозернистая структура стали способствует развитию зернограничной диффузии, в то время как в сталях с более крупными зернами существенный вклад в формирование борированных слоев вносит объемная диффузия.

Для того, чтобы прогнозировать кинетику формирования борированных слоев при жидкостном борировании с введением РЗМ в расплав, можно провести оценочные расчеты коэффициентов диффузии по границам зерен (D_b). Также возможно рассчитать значения глубин L_b с использованием формул, предложенных в работах [19; 20], и сравнить их с данными, определенными из микроструктурного анализа. Это позволит определить достоверность оценки коэффициента диффузии по границам зерен, полученных в экспериментальных исследованиях.

Оценочный расчет L_b проводили по формуле (2), представленной в работах [19; 20], значения L_v и D брали из табл. 2. Средний размер зерен для стали ВКС-5 составлял 5 – 8 мкм, для стали Х12МФ – 8 – 12 мкм, для стали 40Х – 12 – 18 мкм:

$$L_v = L_b \left[1 + \ln \left(1 - \frac{4}{\pi} e^{-\frac{\pi^2 D \tau}{l^2}} \right) \right], \quad (2)$$

где l – размер зерна, мкм.

Таблица 3. Средние значения h , L_b , L_v , D для всех исследуемых борированных слоев

Table 3. Average values of h , L_b , L_v , D for all studied borated layers

Состав	ВКС-5				Х12МФ				40Х			
	h , мкм	L_b , мкм	L_v , мкм	D , м ² /с	h , мкм	L_b , мкм	L_v , мкм	D , м ² /с	h , мкм	L_b , мкм	L_v , мкм	D , м ² /с
Без добавки	39	140	91	$0,05 \cdot 10^{-12}$	42	105	73	$0,06 \cdot 10^{-12}$	100	250	150	$0,34 \cdot 10^{-12}$
1 % La ₂ O ₃	52	144	91	$0,09 \cdot 10^{-12}$	42	105	61	$0,06 \cdot 10^{-12}$	75	273	125	$0,19 \cdot 10^{-12}$
5 % La ₂ O ₃	64	176	96	$0,14 \cdot 10^{-12}$	58	145	102	$0,12 \cdot 10^{-12}$	54	270	162	$0,10 \cdot 10^{-12}$
10 % La ₂ O ₃	68	187	119	$0,16 \cdot 10^{-12}$	50	124	87	$0,09 \cdot 10^{-12}$	83	303	165	$0,24 \cdot 10^{-12}$
20 % La ₂ O ₃	62	180	112	$0,13 \cdot 10^{-12}$	42	104	73	$0,06 \cdot 10^{-12}$	81	274	164	$0,23 \cdot 10^{-12}$
1 % Y ₂ O ₃	31	116	78	$0,03 \cdot 10^{-12}$	31	105	42	$0,03 \cdot 10^{-12}$	66	220	132	$0,15 \cdot 10^{-12}$
5 % Y ₂ O ₃	74	269	171	$0,19 \cdot 10^{-12}$	52	130	78	$0,09 \cdot 10^{-12}$	45	150	75	$0,07 \cdot 10^{-12}$
10 % Y ₂ O ₃	68	189	136	$0,16 \cdot 10^{-12}$	30	100	70	$0,03 \cdot 10^{-12}$	69	230	138	$0,17 \cdot 10^{-12}$
20 % Y ₂ O ₃	46	127	80	$0,07 \cdot 10^{-12}$	51	100	63	$0,09 \cdot 10^{-12}$	51	170	102	$0,09 \cdot 10^{-12}$
1 % Sc ₂ O ₃	38	139	76	$0,05 \cdot 10^{-12}$	44	110	66	$0,07 \cdot 10^{-12}$	73	245	171	$0,18 \cdot 10^{-12}$
5 % Sc ₂ O ₃	40	147	94	$0,05 \cdot 10^{-12}$	24	82	57	$0,02 \cdot 10^{-12}$	48	162	113	$0,08 \cdot 10^{-12}$
10 % Sc ₂ O ₃	53	146	93	$0,09 \cdot 10^{-12}$	29	96	54	$0,03 \cdot 10^{-12}$	49	164	98	$0,08 \cdot 10^{-12}$
20 % Sc ₂ O ₃	23	87	55	$0,02 \cdot 10^{-12}$	0	0	0	0	34	113	68	$0,04 \cdot 10^{-12}$

В табл. 4 представлены значения L_b , полученные оценочными вычислениями по формуле (2) – $L_{b,расч}$ и определенные из микроструктурного анализа – $L_{b,эксп}$.

Анализ табл. 4 показывает, что расчетные значения диффузионной длины L_b хорошо согласуются с экспериментальными данными (расхождения не более 12 %), что подтверждает надежность выбранной методики расчета и достоверность экспериментальных данных.

Используя формулу (3), приведенную в работах [19; 20], и значения L_b из табл. 3, можно сделать оценку коэффициента диффузии по ГЗ:

$$L_b = \sqrt{\frac{D_b \delta l}{8D}} e^{\frac{\pi^2 D \tau}{l^2}}, \quad (3)$$

где δ – межатомное расстояние, нм, с помощью которого оценена средняя толщина ГЗ.

Таблица 4. Значения $L_{b,расч}$ и $L_{b,эксп}$

Table 4. $L_{b,calc}$ and $L_{b,exp}$ values

Состав	ВКС-5		Х12МФ		40Х	
	$L_{b,расч}$	$L_{b,эксп}$	$L_{b,расч}$	$L_{b,эксп}$	$L_{b,расч}$	$L_{b,эксп}$
Без добавки	137,9	140	95,7	105	213,3	250
1 % La ₂ O ₃	138,8	144	103,9	105	268,1	273
5 % La ₂ O ₃	164,8	176	138,5	145	274,4	270
10 % La ₂ O ₃	164,1	187	136,9	124	306,2	303
20 % La ₂ O ₃	196,7	180	100,4	104	260,2	274
1 % Y ₂ O ₃	112,9	116	102,1	105	214,1	220
5 % Y ₂ O ₃	271,6	269	118,9	130	157,1	150
10 % Y ₂ O ₃	195,7	189	94,9	100	223,6	230
20 % Y ₂ O ₃	123,8	127	105,9	100	171,6	170
1 % Sc ₂ O ₃	127,9	139	104,9	110	249,5	245
5 % Sc ₂ O ₃	135,4	147	85,2	82	169,1	162
10 % Sc ₂ O ₃	130,4	146	106,2	96	168,9	164
20 % Sc ₂ O ₃	81,8	87	0	0	117,3	113

Таблица 5. Оценочные значения коэффициентов диффузии по ГЗ

Table 5. Estimated values of grain boundary diffusion coefficients

Состав	Коэффициенты диффузии, м ² /с					
	ВКС-5		Х12МФ		40Х	
	$D_{b,расч}$	$D_{b,эксп}$	$D_{b,расч}$	$D_{b,эксп}$	$D_{b,расч}$	$D_{b,эксп}$
Без добавки	$0,6 \cdot 10^{-9}$	$0,6 \cdot 10^{-9}$	$0,3 \cdot 10^{-9}$	$0,4 \cdot 10^{-9}$	$0,9 \cdot 10^{-8}$	$0,1 \cdot 10^{-7}$
La ₂ O ₃ 1 %	$0,1 \cdot 10^{-8}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$	$0,4 \cdot 10^{-9}$	$0,4 \cdot 10^{-9}$	$0,8 \cdot 10^{-8}$	$0,9 \cdot 10^{-8}$
La ₂ O ₃ 5 %	$0,2 \cdot 10^{-8}$	$0,3 \cdot 10^{-8}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$	$0,2 \cdot 10^{-8}$	$0,5 \cdot 10^{-8}$	$0,4 \cdot 10^{-8}$
La ₂ O ₃ 10 %	$0,3 \cdot 10^{-8}$	$0,3 \cdot 10^{-8}$	$0,9 \cdot 10^{-9}$	$0,8 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-7}$	$0,1 \cdot 10^{-7}$
La ₂ O ₃ 20 %	$0,3 \cdot 10^{-8}$	$0,3 \cdot 10^{-8}$	$0,4 \cdot 10^{-9}$	$0,4 \cdot 10^{-9}$	$0,9 \cdot 10^{-8}$	$0,1 \cdot 10^{-7}$
Y ₂ O ₃ 1 %	$0,3 \cdot 10^{-9}$	$0,3 \cdot 10^{-9}$	$0,2 \cdot 10^{-9}$	$0,2 \cdot 10^{-9}$	$0,4 \cdot 10^{-8}$	$0,4 \cdot 10^{-8}$
Y ₂ O ₃ 5 %	$0,8 \cdot 10^{-8}$	$0,8 \cdot 10^{-8}$	$0,8 \cdot 10^{-9}$	$0,9 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$	$0,9 \cdot 10^{-9}$
Y ₂ O ₃ 10 %	$0,4 \cdot 10^{-8}$	$0,3 \cdot 10^{-8}$	$0,2 \cdot 10^{-9}$	$0,2 \cdot 10^{-9}$	$0,5 \cdot 10^{-8}$	$0,5 \cdot 10^{-8}$
Y ₂ O ₃ 20 %	$0,7 \cdot 10^{-9}$	$0,7 \cdot 10^{-9}$	$0,6 \cdot 10^{-9}$	$0,5 \cdot 10^{-9}$	$0,2 \cdot 10^{-8}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$
Sc ₂ O ₃ 1 %	$0,5 \cdot 10^{-9}$	$0,6 \cdot 10^{-9}$	$0,4 \cdot 10^{-9}$	$0,5 \cdot 10^{-9}$	$0,7 \cdot 10^{-8}$	$0,6 \cdot 10^{-8}$
Sc ₂ O ₃ 5 %	$0,6 \cdot 10^{-9}$	$0,7 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$
Sc ₂ O ₃ 10 %	$0,9 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-9}$	$0,2 \cdot 10^{-9}$	$0,2 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$	$0,1 \cdot 10^{-8}$
Sc ₂ O ₃ 20 %	$0,1 \cdot 10^{-9}$	$0,1 \cdot 10^{-9}$	0	0	$0,3 \cdot 10^{-9}$	$0,3 \cdot 10^{-9}$

Оценочные значения коэффициентов диффузии по ГЗ приведены в табл. 5.

Анализ данных табл. 5 показывает, что рассчитанные коэффициенты диффузии по границам зерен в целом хорошо коррелируют с экспериментальными данными, что подтверждает адекватность выбранного метода расчета. Во всех исследуемых сталях, особенно в ВКС-5, наблюдается увеличение глубины проникновения бора в матрицу при добавках оксидов лантана и иттрия.

Выводы

Проведены исследования структуры борированных слоев, полученных в расплавах с добавлением оксидов лантана, иттрия, скандия в количестве 5, 10, 20 мас. %. Определены глубины получаемых борированных слоев. Отмечается, что добавки оксидов лантана и иттрия приводят к значительному увеличению глубины, а добавка скандия либо не изменяет, либо снижает глубину борированных слоев.

Проведенный рентгенофазовый анализ выявил образование в расплаве для борирования легкоплавкой фазы – бората РЗЭ (LaBO₃, YBO₃, ScBO₃). Образование бората РЗЭ приводит к увеличению текучести расплава, что способствует более активному транспортному переносу атомов бора к ГЗ и увеличивает подвод бора по ГЗ вглубь стали. Это ведет к повышению концентрации бора внутри зерен и играет ключевую роль в формировании более глубоких и равномерных борированных слоев.

Получены оценочные значения коэффициента объемной и зернограницной диффузии. Добавка оксида иттрия привела к увеличению коэффициента объемной диффузии в стали ВКС-5 на 280 %. В стали Х12МФ добавка оксида лантана привела к увеличению коэффициента объемной диффузии на 83 %. В стали 40Х во всех исследуемых случаях увеличение коэффициента объемной диффузии не зафиксировано. Коэффициент зернограницной диффузии увеличился в сталях ВКС-5 и Х12МФ на 1000 % при добавке оксида лантана. Добавка оксида иттрия привела к увеличению коэффициенту зернограницной диффузии на 1000 % в стали ВКС-5, на 135 % в стали Х12МФ и на 87 % в стали 40Х. Добавка оксида скандия позволила увеличить коэффициент зернограницной диффузии на 160 % в стали ВКС-5.

Сталь ВКС-5 демонстрирует максимальный эффект от добавок РЗЭ, что связано с ее мелкозернистой структурой и доминирующей ролью зернограницной диффузии. В стали Х12МФ, имеющей средний размер зерен, влияние добавок также заметно, но менее выражено, чем в ВКС-5. В стали 40Х с более крупной зернистой структурой добавки РЗЭ в некоторых случаях способствуют увеличению глубины борирования, хотя объемная диффузия остается значимой.

Значения коэффициентов диффузии по ГЗ, полученные путем модельных расчетов, хорошо согласуются с экспериментальными данными, что подтверждает надежность используемых расчетных методик и их применимость для моделирования диффузионных процессов в сталях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Пат. 1617046 SU. Состав для борирования стальных изделий из расплава / Дозморов С.В., Бахмат В.В., Антипов И.А., Лозморова Е.В., Брынский А.А., Копачев В.Я.; заявлено 20.06.1988; опубликовано 30.12.1990. Бюллетень № 48.
2. Пат. 1093727 SU. Расплав для борирования стальных изделий / Ковалевский А.В., Присмотров Е.П., Савельев Ю.Д., Сорока В.В.; заявлено 20.10.1982; опубликовано 23.05.1984. Бюллетень № 19.
3. Mei S., Zhang Y., Zheng Q., Fan Y., Lygdenov B., Guryev A. Compound boronizing and its kinetics analysis for H13 steel with rare earth CeO₂ and Cr₂O₃. *Applied Sciences*. 2022;12(7):3636. <https://doi.org/10.3390/app12073636>
4. Zhang Y.W., Zheng Q., Fan Y., Mei S.Q., Lygenov B., Guryev A. Effects of CeO₂ content, boronizing temperature and time on the microstructure and properties of boronizing layer of H13 steel. *Materials for Mechanical Engineering*. 2021;45(7):22–26. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.45.22>
5. Santaella C.R.K., Cotinho S.P., Correa O.V., Pillis M.F. Enhancement of the RE-boronizing process through the use of La, Nd, Sm, and Gd compounds. *Journal of Engineering Research*. 2022;2(14):2–7. <https://doi.org/10.22533/at.ed.3172142206074>
6. Ишмаматов Д.А., Помельникова А.С. Изучение структуры и свойств борированных слоев, полученных на разнотермических сталях методом жидкостного безэлектродного борирования в расплаве с добавкой оксида иттрия. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2023;21(11):511–520. <https://doi.org/10.36652/1684-1107-2023-21-11-511-520>
Ishmametov D.A., Pomel'nikova A.S. Study of structure and properties of borated layers obtained on steels with different alloying elements by method of liquid electrolysis-free borating in melt with addition of yttrium oxide. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroyeni*. 2023;21(11):511–520. (In Russ.). <https://doi.org/10.36652/1684-1107-2023-21-11-511-520>
7. Ишмаматов Д.А., Помельникова А.С., Румянцев С.Б. Влияние оксида лантана на структуру и свойства борированных слоев, полученных на низкоуглеродистой сложнотермической стали. *Технология металлов*. 2024;(5):2–9. <https://doi.org/10.31044/1684-2499-2024-0-5-2-9>
Ishmametov D.A., Pomel'nikova A.S., Rummyantseva S.B. Effect of lanthanum oxide on structure and properties of borated layers obtained on low-carbon complex-alloyed steel. *Tekhnologiya metallov*. 2024;(5):2–9. (In Russ.). <https://doi.org/10.31044/1684-2499-2024-0-5-2-9>
8. Ишмаматов Д.А., Помельникова А.С., Румянцев С.Б. Исследование влияния оксида лантана на кинетику, морфологию и свойства борированных слоев, полученных жидкостным методом на сталях с разным содержанием углерода. *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2024;20(4):174–180. <https://doi.org/10.36652/1813-1336-2024-20-4-174-180>
9. Greco A., Mistry K., Sista V., Eryilmaz O., Erdemir A. Friction and wear behaviour of boron-based surface treatment and nano-particle. *Wear*. 2011;271(9–10):1754–1760. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.11.060>
10. Lin N., Zhou P., Zhou H., Guo J., Zhang H., Zou J., Ma Y., Han P., Tang B. Pack boronizing of P110 oil casing tube steel to combat wear and corrosion. *International Journal of Electrochemical Science*. 2015;10(3):2694–2706. [https://doi.org/10.1016/S1452-3981\(23\)04878-2](https://doi.org/10.1016/S1452-3981(23)04878-2)
11. Wang D., Li Y.D., Zhang X.L. A novel steel RE-borosulphurizing and mechanical properties of the produced RE-borosulfide layer. *Applied Surface Science*. 2013;276:236–241. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.03.094>
12. Chapter 12 – Steel Transformations. In: *Modern Physical Metallurgy*. 8th ed. Smallman R.E., Ngan A.H.W. eds. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2014:473–498.
13. Kulka M. Trends in thermochemical techniques of boriding. In: *Current Trends in Boriding*. Cham: Springer; 2019:17–98.
14. Agarwal S., Kim H.I., Park K., Lee J.Y. Thermodynamic aspects for rare earth metal production. In: *Rare Metal Technology 2020*. Springer; 2020:39–56. https://doi.org/10.1007/978-3-030-38106-6_3
15. Yuan K. A study on RE boronizing process in a titanium alloy. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2021;30(4):977–986. <https://doi.org/10.1007/s11666-021-01157-3>
16. Liu Y.H. Study on the solid boronizing agents, boronizing process, microstructure and properties of titanium alloy (Ti6Al4V): PhD thesis. Jiangsu University; 2013.
17. Бокштейн Б.С., Бокштейн С.З., Жуховицкий А.А. Термодинамика и кинетика диффузии в твердых телах. Москва: Металлургия; 1974:280.
18. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. Москва: Физматлит; 2010:384.
19. Петелин А.Л., Плохих А.И. Модель диффузии по границам слоев в многослойных материалах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015;56(11):45–48. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-11-45-48>
Petelin A.L., Plohih A.I. The model of the layer boundary diffusion in multilayer materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015;56(11):45–48. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-11-45-48>
20. Поликевич К.Б., Петелин А.Л., Плохих А.И., Фомина Л.П. Диффузия азота по границам слоев при азотировании многослойных материалов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):318–324. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-318-324>
Polikevich K.B., Petelin A.L., Plokhikh A.I., Fomina L.P. Nitrogen diffusion along the layer boundaries after nitriding of multilayer materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):318–324. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-318-324>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Дмитрий Амирович Ишмаметов, аспирант кафедры «Материаловедение», Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана; начальник лаборатории, Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности (АО «Гиредмет»)

ORCID: 0009-0008-8541-5147

E-mail: ishmametv@yandex.ru

Алла Сергеевна Помельникова, д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение», Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана

E-mail: pomelnikovalla@rambler.ru

Александр Львович Петелин, д.ф.-м.н., профессор, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана; профессор кафедры физической химии, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: alexander-petelin@yandex.ru

Dmitrii A. Ishmametov, Postgraduate of the Chair "Materials Science", Bauman Moscow State Technical University; Head of the Laboratory, Federal State Research and Design Institute of Rare Metal Industry

ORCID: 0009-0008-8541-5147

E-mail: ishmametv@yandex.ru

Alla S. Pomel'nikova, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Materials Science", Bauman Moscow State Technical University

E-mail: pomelnikovalla@rambler.ru

Aleksandr L. Petelin, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Bauman Moscow State Technical University; Prof. of the Chair of Physical Chemistry, National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: alexander-petelin@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Д. А. Ишмаметов – литературный обзор, выбор и подготовка объектов исследования.

А. С. Помельникова – определение проблематики исследования, разработка концепции.

А. Л. Петелин – разработка математической модели, расчет коэффициентов диффузии для рассматриваемых объектов исследования.

D. A. Ishmametov – literature review, selecting and preparing the research objects.

A. S. Pomel'nikova – formation of the research task, conceptualization.

A. L. Petelin – development of the mathematical model, calculation of diffusion coefficients for the studied samples.

Поступила в редакцию 13.11.2024

После доработки 07.02.2025

Принята к публикации 28.02.2025

Received 13.11.2024

Revised 07.02.2025

Accepted 28.02.2025

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВPHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

УДК 669.15:544.353:517.26:(546.74+546.76)

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-158-162



Оригинальная статья

Original article

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ
ВТОРОГО ПОРЯДКА АЗОТА С НИКЕЛЕМ И ХРОМОМ В ЖИДКОЙ СТАЛИЛ. А. Большов, С. К. Корнейчук[✉], Э. Л. Большова

Вологодский государственный университет (Россия, 160000, Вологда, ул. Ленина, 15)

korn62@mail.ru

Аннотация. Предложена простая теория термодинамических свойств жидких растворов азота в бинарных сплавах систем Fe–Ni и Fe–Cr, которая аналогична теории, предложенной авторами ранее (2019 – 2021). Данная теория основана на решеточной модели растворов Fe–Ni и Fe–Cr. Предполагается модельная решетка типа ГЦК, в узлах которой располагаются атомы железа, никеля и хрома. Атомы азота располагаются в октаэдрических междоузлиях. Атом азота взаимодействует лишь с атомами металлов, находящимися в соседних с этим атомом узлах решетки, и это взаимодействие парное. Предполагается, что энергия этого взаимодействия не зависит ни от состава сплава, ни от температуры, и жидкие растворы систем Fe–Ni и Fe–Cr являются совершенными. Для бесконечно разбавленного по азоту раствора этого элемента в сплаве Fe– j ($j = \text{Ni, Cr}$) рассматривается рациональный коэффициент активности азота γ_N^0 . Далее анализируется разложение функции $\ln \gamma_N^0$ при постоянной температуре в ряд по степеням аргумента c_j , где c_j – концентрация компонента j , выраженная в мольных долях. Коэффициент J_n в члене n -й степени этого разложения называется термодинамическим параметром взаимодействия n -го порядка азота с элементом j в жидкой стали. При этом $J_1 = \varepsilon_N^j$ называется вагнеровским параметром взаимодействия, а $J_2 = \rho_N^j$ – параметром взаимодействия второго порядка. В рамках представленной теории найдена простая связь между параметрами взаимодействия ρ_N^j и ε_N^j . Формула имеет вид $\rho_N^j = \frac{1}{12} (\varepsilon_N^j)^2$, для ее проверки были использованы экспериментальные данные по растворимости азота в жидких сплавах систем Fe–Ni и Fe–Cr при температуре 1873 К, полученные в работе Затир-Колорц и Файхтингера (1991 г.). Из этих данных следует: $\varepsilon_N^{\text{Ni}} = 2,6$; $\varepsilon_N^{\text{Cr}} = -10,2$; $\rho_N^{\text{Ni}} = 0,8$; $\rho_N^{\text{Cr}} = 6,3$. Теоретические значения, рассчитанные по приведенной формуле, получились следующими: $\rho_N^{\text{Ni}} = 0,56$; $\rho_N^{\text{Cr}} = 8,67$. Имея ввиду значительную экспериментальную неопределенность для параметров взаимодействия ρ_N^{Ni} и ρ_N^{Cr} , согласие теоретических результатов с экспериментальными следует признать удовлетворительным.

Ключевые слова: термодинамика, раствор, азот, железо, никель, хром, коэффициент активности, параметр взаимодействия n -го порядка, вагнеровский параметр взаимодействия, лангенберговский параметр взаимодействия

Для цитирования: Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Термодинамические параметры взаимодействия второго порядка азота с никелем и хромом в жидкой стали. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(2):158–162.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-158-162>

THERMODYNAMIC SECOND-ORDER INTERACTION COEFFICIENTS
OF NITROGEN WITH NICKEL AND CHROMIUM IN LIQUID STEELL. A. Bol'shov, S. K. Korneichuk[✉], E. L. Bol'shova

Vologda State University (15 Lenina Str., Vologda 16000, Russian Federation)

korn62@mail.ru

Abstract. The authors propose a simple theory of thermodynamic properties of liquid nitrogen solutions in alloys of the Fe–Ni and Fe–Cr systems. The theory is analogous to the theory of these systems proposed previously by the authors in 2019 and 2021. It is based on lattice model of the Fe–Ni and Fe–Cr solutions. The model assumes a FCC lattice. At the sites of this lattice are the atoms of iron, nickel and chromium. Nitrogen atoms are located in octahedral interstices. Nitrogen atom interacts only with the metal atoms located in the lattice sites neighboring to it. This interaction is pairwise. It is assumed that the energy of this interaction depends neither on composition nor on temperature and the liquid solutions of Fe–Ni and Fe–Cr systems are perfect. For an infinitely nitrogen-diluted solution of this element in the Fe– j alloy ($j = \text{Ni, Cr}$), a rational nitrogen activity coefficient γ_N^0 is determined. Next, we considered the expansion of the function $\ln \gamma_N^0$ at a constant temperature in a series in powers of the argument c_j , where c_j is the concentration of the j component, expressed in mole fractions. The coefficient J_n in the term of the n^{th} degree of this expansion is called the thermodynamic n^{th} order interaction coefficient of nitrogen with j element in liquid steel. In this case, $J_1 = \varepsilon_N^j$ is called Wagner interaction coefficient, $J_2 = \rho_N^j$ – the second order interaction coefficient. Within the framework of the presented theory the simplest relationship between

the interaction coefficients ρ_N^j and ε_N^j was found. The formula looks like: $\rho_N^j = \frac{1}{12} (\varepsilon_N^j)^2$. To verify this formula, experimental data on the solubility of nitrogen in liquid alloys of the Fe–Ni and Fe–Cr systems at a temperature of 1873 K, obtained by Satir-Kolorz and Feichtinger (1991) were used. From these data follows: $\varepsilon_N^{\text{Ni}} = 2.6$; $\varepsilon_N^{\text{Cr}} = -10.2$; $\rho_N^{\text{Ni}} = 0.8$; $\rho_N^{\text{Cr}} = 6.3$. The theoretical values calculated using the above formula are as follows: $\rho_N^{\text{Ni}} = 0.56$; $\rho_N^{\text{Cr}} = 8.67$. Bearing in mind the significant uncertainty in the experimental determination of the second order interaction coefficient of nitrogen with alloying elements in iron-based binary alloys, the correspondence between the theoretical and experimental results should be considered satisfactory.

Keywords: thermodynamics, solution, nitrogen, iron, nickel, chromium, activity coefficient, n^{th} order interaction coefficient, Wagner interaction coefficient, Langenberg interaction coefficient

For citation: Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Thermodynamic second-order interaction coefficients of nitrogen with nickel and chromium in liquid steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):158–162. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-158-162>

Азот – элемент, играющий большую роль в производстве стали [1]. В последние десятилетия особая роль отводится производству и применению высокоазотистых сталей [2; 3] и значительное внимание уделяется поведению азота в отдельных производственных процессах [4–6]. Первостепенное значение имеет растворимость азота в жидкой стали [7–10]. Целью исследований в этом направлении является повышение точности предсказаний растворимости и возможности нитридообразования.

Рассмотрим термодинамику растворов азота в жидких бинарных сплавах на основе железа Fe– j , где под j понимаются никель и хром. Концентрации элементов в растворе Fe– j –N, выраженные в мольных долях, обозначим как c_{Fe} , c_j и c_N соответственно. В практической металлургии эти концентрации обычно выражаются в процентах по массе и обозначаются как [% Fe], [% j] и [% N].

Будем исходить из понятия абсолютной [11] активности азота в растворе a_N . Рациональный коэффициент активности обозначим как γ_N ($\gamma_N = a_N/c_N$). Массово-процентный коэффициент активности азота обозначим как f_N ($f_N = a_N/[\% \text{N}]$). Коэффициенты активности в бесконечно разбавленном по азоту растворе ($c_N \rightarrow 0$; [% N] $\rightarrow 0$) пусть будут γ_N^0 и f_N^0 соответственно. Эти коэффициенты нормируем, исходя из условия: $\gamma_N^0 \rightarrow 1$ при $c_{\text{Fe}} \rightarrow 1$; $f_N^0 \rightarrow 1$ при [% Fe] $\rightarrow 100$.

Основная идея феноменологической термодинамики многокомпонентных малоconцентрированных сплавов была заложена Вагнером [12]. Идею Вагнера к расчету растворимости азота в стали применил Лангенберг [13]. Существенное развитие идея Вагнера получила в работе [14]. Согласно этому исследованию, на определенном интервале сходимости справедливо разложение

$$\ln \gamma_N^0 = \sum_{n=1}^{\infty} J_n c_j^n, \quad (1)$$

где J_n – рациональный параметр взаимодействия n -го порядка.

Можно записать аналогичное разложение

$$\lg f_N^0 = \sum_{n=1}^{\infty} \widetilde{J}_n [\% j]^n, \quad (2)$$

где $\widetilde{J}_n$ – массово-процентный параметр взаимодействия n -го порядка.

Для параметров взаимодействия первого и второго порядков существуют и более конкретные обозначения [12–14]: $J_1 = \varepsilon_N^j$; $J_2 = \rho_N^j$; $\widetilde{J}_1 = e_N^j$; $\widetilde{J}_2 = r_N^j$, где ε_N^j и e_N^j – вагнеровский и лангенберговский параметры взаимодействия соответственно.

Далее ограничимся условием постоянной температуры $T = \text{const}$.

При этом из инвариантности дифференциала логарифма коэффициента активности получено соотношение [15]

$$\varepsilon_N^j = 230,3 \frac{A_j}{A_{\text{Fe}}} e_N^j + \frac{A_{\text{Fe}} - A_j}{A_{\text{Fe}}}, \quad (3)$$

где A_{Fe} – атомная масса железа; A_j – атомная масса легирующего элемента j . Аналогичным образом получено соотношение [14]

$$\rho_N^j = \frac{230,3}{A_{\text{Fe}}^2} [100 A_j^2 r_N^j + A_j (A_{\text{Fe}} - A_j) e_N^j] + \frac{1}{2} \left(\frac{A_{\text{Fe}} - A_j}{A_{\text{Fe}}} \right)^2. \quad (4)$$

Для измерения термодинамических параметров взаимодействия азота с элементом j в жидкой стали, в принципе, достаточно экспериментально изучить зависимость растворимости азота в бинарном сплаве на основе железа от концентрации элемента j . Растворимость азота в жидком железе была измерена в 1938 г. [16]. Вскоре после этого началось изучение растворимости азота в жидких бинарных сплавах железа [17]. Термодинамические параметры взаимодействия первого порядка азота с легирующими элементами были тщательно изучены в работах [18–21]. Итоги основного этапа экспериментального изучения этих параметров отражены в обзорной статье [22]. Такое изучение продолжается и в настоящее время [23].

Усечение степенных рядов (1) и (2) с сохранением только линейных членов разложения не позволяет адекватно описать концентрационную зависимость растворимости азота в жидких бинарных сплавах

железа для ряда систем. Поэтому необходим учет, по крайней мере, еще и квадратичных членов. Технические возможности эксперимента позволяют надежно определить значение термодинамических параметров взаимодействия второго порядка азота с легирующим металлом только в отдельных случаях. Поэтому теория, позволяющая предсказать эти значения, была бы полезна для оценки надежности полученных экспериментальных результатов.

В настоящей работе предложена простейшая модель растворов азота в жидких сплавах системы Fe–*j* (*j* = Ni, Cr), позволяющая выразить термодинамический параметр взаимодействия второго порядка ρ_N^j через вагнеровский параметр взаимодействия ε_N^j . Теория основана на решеточной модели растворов Fe–*j*. Предполагается модельная решетка типа ГЦК. В узлах этой решетки находятся атомы железа и атомы элемента *j*. Атомы азота располагаются в октаэдрических междоузлиях. Атом азота взаимодействует лишь с атомами металлов, находящимися в соседних с этим атомом узлах решетки, и это взаимодействие парное. Предполагается, что энергия этого взаимодействия не зависит ни от состава сплава, ни от температуры. Принимается, что жидкие растворы в системе Fe–*j* являются совершенными. В рамках предложенной теории запишем выражение для логарифма коэффициента активности $\ln \gamma_N^0$ в бесконечно разбавленном по азоту растворе как функцию концентрации c_j . При этом используем результат, полученный в работах [24; 25]:

$$\ln \gamma_N^0 = -\delta \ln \left(1 - \frac{1}{\delta} \varepsilon_N^j c_j \right), \quad (5)$$

где δ – число узлов ГЦК решетки, окружающих октаэдрическое междоузлие ($\delta = 6$).

Далее используем логарифмическое разложение

$$\ln(1+x) = \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^{n+1} \frac{x^n}{n}.$$

Отсюда следует

$$\ln(1-x) = -\sum_{n=1}^{\infty} \frac{x^n}{n}. \quad (6)$$

Радиус сходимости этих разложений равен 1.

Из выражений (5) и (6) следует

$$\ln \gamma_N = \delta \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n} \left(\frac{\varepsilon_N^j c_j}{\delta} \right)^n. \quad (7)$$

Таким образом, для параметра взаимодействия *n*-го порядка азота с элементом *j* имеем

$$J_n = \frac{1}{n} \frac{(\varepsilon_N^j)^n}{\delta^{n-1}}$$

или

$$J_n = \frac{6^{1-n}}{n} (\varepsilon_N^j)^n.$$

Радиус сходимости разложения (7) равен $\frac{6}{|\varepsilon_N^j|}$.

Для параметра взаимодействия второго порядка $\rho_N^j = J_2$ имеем

$$\rho_N^j = \frac{1}{12} (\varepsilon_N^j)^2. \quad (8)$$

В качестве экспериментальной проверки формулы (8) в настоящей работе использованы результаты измерения растворимости азота в жидких бинарных сплавах систем Fe–Ni и Fe–Cr при температуре 1873 К и парциальных давлениях азота P_{N_2} до 100 бар [26]. Сопоставление теории с экспериментом показано в таблице. Показатели, полученные в работе [26], представляются более убедительными, чем данные работ [7–10].

Из таблицы следует, что результаты теоретического расчета по формуле (8) удовлетворительно согласуются с данными эксперимента [26].

Выводы

Использована модельная теория структуры и межатомного взаимодействия для растворов азота в жидких сплавах системы Fe–Ni и Fe–Cr.

Получена формула (8), выражающая термодинамические параметры взаимодействия второго порядка ρ_N^{Ni} и ρ_N^{Cr} в жидкой стали через вагнеровские параметры взаимодействия ε_N^{Ni} и ε_N^{Cr} соответственно в жидких сплавах на основе железа. Формула имеет вид $\rho_N^j = \frac{1}{12} (\varepsilon_N^j)^2$, где *j* = Ni, Cr.

Получены теоретические значения параметров взаимодействия второго порядка в жидкой стали при

Термодинамические параметры взаимодействия азота с никелем и хромом в жидкой стали

Thermodynamic interaction coefficients of nitrogen with nickel and chromium in liquid steel

<i>j</i>	Эксперимент [26]			Теория	
	e_N^j	ε_N^j , формула (3)	$r_N^j \cdot 10^5$	ρ_N^j , формула (4)	ρ_N^j , формула (8)
Ni	0,110	2,6	3,5	0,8	0,56
Cr	–0,048	–10,2	35,0	6,3	8,67

$T = 1873$ K: $\rho_N^{\text{Ni}} = 0,56$ и $\rho_N^{\text{Cr}} = 8,67$, которые удовлетворительно согласуются с экспериментальными оценками: $\rho_N^{\text{Ni}} = 0,8$ и $\rho_N^{\text{Cr}} = 6,3$ [26].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Костина М.В., Ригина Л.Г. Азотосодержащие стали и способы их производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(8):606–622.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
Kostina M.B., Rigina L.G. Nitrogen-containing steels and methods of their production. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(8):606–622. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
2. Рашев Ц. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Издательство Болгарской АН «Професор Марин Дринов»; 1998:268.
3. Gavriljuk V.G., Berns H. High Nitrogen Steels: Structure, Properties, Manufacture, Applications. Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag; 1999:379.
4. Riipi J., Fabritius T., Heikinen E.-P., Kupari P., Kärnä A. Behavior of nitrogen during AOD process. *ISIJ International*. 2009;49(10):1468–1473.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.1468>
5. Sun L.-Y., Li J.-S., Zhang L.-F., Yang S.-F., Chen Y.-F. Production of nitrogen bearing stainless steel by injecting nitrogen gas. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2011;18(11):7–11.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(11\)60109-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60109-X)
6. Gobinat T.R., Vertvel Murugan R. Denitrogenation model for vacuum tank degasser. *IOP Conference Proceedings: Materials Science and Engineering*. 208;314:012006.
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/314/1/012006>
7. Anson D., Pomfret R., Hendry A. Predicting of the solubility of nitrogen in molten duplex stainless steel. *ISIJ International*. 1966;36(7):750–758.
8. Siwka J. Equilibrium constants and nitrogen activity in liquid metals and iron alloys. *ISIJ International*. 2008;48(4):385–394.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.385>
9. Лысенкова Е.В. Повышение точности расчетов растворимости азота и нитрида титана в сплавах на основе железа. Применение к сталям, легированным азотом и титаном: Диссертация ... кандидата технических наук. Москва: МИСиС; 2015:75.
10. Pitkälä J., Hollapa L., Jokilockast A. A study of the effect of alloying elements and temperature on nitrogen solubility in industrial stainless steelmaking. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2022;53(4):2364–2376.
<https://doi.org/10.1007/s11663-022-02534-1>
11. Фаулер Р., Гуггенгейм Э. Статистическая термодинамика. Москва: Издательство иностранной литературы; 1949:612.
12. Вагнер К. Термодинамика сплавов. Москва: Металлургиздат; 1957:179.
13. Langenberg F.C. Predicting solubility of nitrogen in molten steel. *JOM*. 1956;8(8):1099–1101.
<https://doi.org/10.1007/BF03377828>
14. Lupis C.H.P., Elliott J.F. Generalized interaction coefficients. Part I. Definitions. *Acta Metallurgica*. 1966;14(4):529–538.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(66\)90320-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(66)90320-8)
15. Lupis C.H.P., Elliott J.F. The relation between interaction coefficients ε and e . *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1965;233(1):257–258.
16. Sieverts A., Zapf G., Moritz H. Die Löslichkeit von Wasserstoff, Deuterium und Stickstoff in Eisen. *Zeitschrift für physikalische Chemie*. 1938;183(1):19–37. (In Germ.).
<https://doi.org/10.1515/zpch-1939-18304>
17. Brick R.M., Creevy J.A. Solubility of nitrogen in liquid Fe-Cr and Fe-V alloys. *Metals Technology*. 1940;1165:1–10.
18. Schenck H., Froberg M.G., Graf H. Untersuchungen über die Beeinflussung der Gleichgewichte von Stickstoff mit flüssigen Eisenlösungen durch den Zusatz weiterer Elemente (I). *Archiv für das Eisenhüttenwesen*. 1958;29(11):673–676 (In Germ.). <https://doi.org/10.1002/srin.195803011>
19. Schenck H., Froberg M.G., Graf H. Untersuchungen über die Beeinflussung der Gleichgewichte von Stickstoff mit flüssigen Eisenlösungen durch den Zusatz weiterer Elemente (II). *Archiv für das Eisenhüttenwesen*. 1959;30(9):533–537. (In Germ.). <https://doi.org/10.1002/srin.195903074>
20. Maekawa S., Nakagawa Y. Effect of nickel, cobalt, molybdenum, chromium and vanadium on the solubility of nitrogen in liquid iron. (Solubility of nitrogen in liquid iron and liquid alloys. – II.). *Tetsu-to-Hagane*. 1960;46(9):972–976. (In Japan.).
https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.46.9_972
21. Pehlke R.D., Elliott J.F. Solubility of nitrogen in liquid iron alloys. I. Thermodynamics. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1960;218(6):1088–1101.
22. Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of liquid dilute iron alloys. *Metal Science*. 1974;8(1):298–310.
<https://doi.org/10.1179/msc.1974.8.1.298>
23. Shin J., Lee J., Min D.J., Park J. Solubility of nitrogen in high manganese steel (HMnS) melts: Interaction parameter between Mn and N. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2011;42(6):1081–1085.
<https://doi.org/10.1007/s11663-011-9582-6>
24. Большов Л.А. О растворимости азота в жидких многокомпонентных сплавах железа с переходными металлами. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1982;25(1):8–10.
Bol'shov L.A. On solubility of nitrogen in liquid multicomponent iron alloys with transition metals. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982;25(1):8–10. (In Russ.).
25. Большов Л.А. Статистическая теория многокомпонентных и малокоцентрированных сплавов. Диссертация ... доктора физико-математических наук. Москва, МГУ; 1991:496.
26. Satir-Kolorz A.H., Feichtinger H.K. On the solubility of nitrogen in liquid iron and steel alloys using elevated pressure. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1991;82(9):689–697.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Леонид Абрамович Большов, д.ф.-м.н., профессор кафедры математики и информатики, Вологодский государственный университет

E-mail: labolshov@mail.ru

Светлана Константиновна Корнейчук, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, Вологодский государственный университет

E-mail: korn62@mail.ru

Элина Леонидовна Большова, доцент кафедры английского языка, Вологодский государственный университет

E-mail: labolshov@mail.ru

Leonid A. Bol'shov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. of the Chair of Mathematics and Informatics, Vologda State University

E-mail: labolshov@mail.ru

Svetlana K. Korneichuk, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of the Chair of Physics, Vologda State University

E-mail: korn62@mail.ru

Elina L. Bol'shova, Assist. Prof. of the Chair of English, Vologda State University

E-mail: labolshov@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Л. А. Большов – формулировка идеи работы, написание статьи.

С. К. Корнейчук – анализ метода и результатов, оформление текста и сопровождающих документов, переписка с редакцией.

Э. Л. Большова – перевод англоязычных статей на русский язык, перевод аннотации и библиографического списка на английский язык.

L. A. Bol'shov – formation of the article idea, writing the text.

S. K. Korneichuk – verification of the proposed method and results, formatting the paper and accompanying documents.

E. L. Bol'shova – translation of English articles, translation into English of the abstract and references.

Поступила в редакцию 05.06.2024

После доработки 26.07.2024

Принята к публикации 12.11.2024

Received 05.06.2024

Revised 26.07.2024

Accepted 12.11.2024



УДК 669.12.094.1

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-163-170



Оригинальная статья

Original article

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ВОДОРОДСОДЕРЖАЩИМИ ГАЗАМИ

А. Н. Дмитриев¹, Ю. Е. Бурова¹, Г. Ю. Витькина¹,
Н. М. Барбин^{1,2}, Д. И. Терентьев²

¹ Институт металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

² Уральский институт государственной противопожарной службы МЧС России (Россия, 620062, Екатеринбург, ул. Мира, 22)

✉ menestrelfox@gmail.com

Аннотация. В статье представлены результаты исследования процессов восстановления железорудных титаномагнетитовых окатышей синтез-газом с помощью термодинамического моделирования с использованием программного комплекса «Терра». Его применение позволило смоделировать и спрогнозировать химические и фазовые превращения в железорудных титаномагнетитовых окатышах при восстановлении с использованием водородсодержащего синтез-газа, учитывая влияние температуры, концентрации водорода и других параметров. Расчеты проводились с различным содержанием газовой смеси для оценки эффективности модели. Содержание газовой смеси $\text{CO}-\text{N}_2-\text{H}_2-\text{CH}_4$ для расчетов изменялось с увеличением CO и H_2 , уменьшением N_2 и постоянным CH_4 . Термодинамическое моделирование показало, что при достижении баланса основных фаз в высокотемпературных системах при восстановлении различными газовыми смесями концентрация распределения кремния, алюминия, титана, магния и кальция остается постоянной. Значительные изменения наблюдаются в концентрации содержания железа, ванадия и марганца, что связано с особенностями процесса восстановления и составом используемых газов. Получены зависимости равновесного состава системы от температуры при различных содержаниях элементов. Построенная термодинамическая модель описывает процесс восстановления и может быть использована для оптимизации данного процесса в различных условиях производства.

Ключевые слова: термодинамическое моделирование, восстановление, водород, синтез-газ, окатыши, титаномагнетит, железо

Благодарности: Работа выполнена в рамках реализации государственного задания Института металлургии Уральского отделения РАН.

Для цитирования: Дмитриев А.Н., Бурова Ю.Е., Витькина Г.Ю., Барбин Н.М., Терентьев Д.И. Термодинамическое моделирование процесса восстановления железорудных материалов водородсодержащими газами. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(2):163–170. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-163-170>

THERMODYNAMIC MODELLING OF REDUCTION OF IRON ORE MATERIALS BY HYDROGEN-CONTAINING GASES

A. N. Dmitriev¹, Yu. E. Burova¹, G. Yu. Vit'kina¹,
N. M. Barbin^{1,2}, D. I. Terent'yev²

¹ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

² Ural Institute of State Fire Service of EMERCOM of Russia (22 Mira Str., Yekaterinburg 620062, Russian Federation)

✉ menestrelfox@gmail.com

Abstract. The article presents the results of studying the processes of reduction of iron ore titanomagnetite pellets with synthesis gas by means of thermodynamic modeling using the Terra software package. Its use made it possible to model and predict chemical and phase transformations in iron ore titanomagnetite pellets during reduction using hydrogen-containing synthesis gas, taking into account the effect of temperature, hydrogen concentration and other parameters on reduction. Calculations were performed with different gas mixture contents to evaluate the model efficiency. Content of the $\text{CO}-\text{N}_2-\text{H}_2-\text{CH}_4$ gas mixture for calculations varied with an increase in CO and H_2 , decrease in N_2 and constant CH_4 .

Thermodynamic modeling showed that when balance of the main phases in high-temperature systems is achieved during reduction with various gas mixtures, the concentration of distribution of silicon, aluminum, titanium, magnesium, and calcium elements remains constant. Significant changes are observed in the concentration of iron, vanadium, and manganese, which is associated with the features of reduction process and composition of the gases used. Dependences of the system equilibrium composition on temperature at various element contents were obtained. The constructed thermodynamic model describes the reduction process and can be used to optimize it under various production conditions.

Keywords: thermodynamic modeling, reduction, hydrogen, synthesis gas, pellets, titanomagnetite, iron

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the State assignment of the Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

For citation: Dmitriev A.N., Burova Yu.E., Vit'kina G.Yu., Barbin N.M., Terent'ev D.I. Thermodynamic modelling of reduction of iron ore materials by hydrogen-containing gases. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):163–170. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-163-170>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время большое внимание уделяется развитию различных способов декарбонизации металлургического производства. Классический процесс получения металла в доменных печах подразумевает выбросы в атмосферу большого объема углекислого газа. Одним из решений является движение в сторону декарбонизации без кардинальных изменений в производственном процессе, используя улавливание выбросов CO_2 и их последующую утилизацию или хранение. Вторым кардинальным решением является замена CO на чистый водород или, что более выполнимо, использование синтез-газа – комбинации водорода и монооксида углерода, которая заменяет в доменном процессе значительную часть твердого углеродного топлива и создает потенциал для движения к декарбонизации, обеспечивая соблюдение высоких экологических стандартов [1 – 3].

Одним из решений задачи снижения выбросов CO_2 при производстве чугуна является вдувание коксового и доменного газов в доменные печи для снижения удельного расхода кокса. Для эффективного вдувания доменного газа необходимо максимально возможное снижение содержания CO_2 и H_2O [4 – 5]. Коксовый газ в этом отношении гораздо более технологичен – содержание CO_2 в нем составляет около 3 об. %. Например, компания ArcelorMittal анонсировала технологию вдувания коксового газа на комбинате в Испании¹. Компании Dillinger и Saarstahl на комбинате Rogesa вложили 14 млн евро в строительство нового завода по конверсии коксового газа для вдувания в доменные печи². По разным оценкам вдувание 100 м³ коксового газа на 1 т

чугуна позволит снизить потребление углерода кокса на 30 кг/т чугуна.

По техническим причинам использование одного лишь водорода в доменной печи невозможно, поэтому применение водорода в схеме «доменная печь – конвертер» может расцениваться лишь как переходный шаг на пути к производству по принципу прямого восстановления железа³ [6 – 8].

Многие исследования посвящены получению богатого водородом газа при газификации различных биомасс [9 – 13]: древесный уголь, смола, углеводороды, древесина, синтетический природный газ, что на малых предприятиях становится одной из мер по снижению выбросов CO_2 .

Восстановление железорудных материалов водородсодержащими газами в процессе производства чугуна сопряжено с трудностями [14 – 17]. Благодаря вычислительному эксперименту есть возможность проанализировать состояние системы, физико-химических процессов и на основе модельных представлений сделать выводы о поведении изучаемых веществ.

Исчерпание запасов традиционного передельного железорудного сырья Урала на протяжении более 300 лет ставит перед черной металлургией задачу перехода на новые виды руды. В качестве альтернативы рассматривается титансодержащее сырье, содержащее, помимо железа, ванадий и титан. Его комплексная переработка, включающая получение стали, пентаоксида ванадия, пигментного диоксида титана и титановой губки, представляет собой экономически и технологически сложную задачу, требующую оптимизации процессов извлечения всех ценных компонентов. Для ее решения, как показал опыт Института металлургии УрО РАН, перспективным направлением является применение информационных систем, описывающих физико-химические и теплофизические процессы, протекающие в металлургических агрегатах. Такие системы позволяют оптимизировать технологические параметры и повысить эффективность извлечения целевых компонентов, что имеет решающее значение для рентабельности переработки титансодержащих руд.

Целью работы является исследование термодинамики процесса восстановления железорудных титано-

¹ Газ при производстве металла [Электронный ресурс]. URL: <https://stal-kom.ru/gaz-pri-proizvodstve-metalla/>. (Дата обращения: 07.03.2025).

² В Германии запустили первое производство стали на водороде [Электронный ресурс]. URL: <https://gmk.center/news/v-germanii-zapustili-pervoe-proizvodstvo-stali-na-vodorode/>. Дата обращения: 07.03.2025.

³ Thyssenkrupp переводит одну из доменных печей на водород [Электронный ресурс]. URL: <https://metallurgprom.org/articles/analytics/877-thyssenkrupp-perevodit-odnu-iz-domennyh-pechej-na-vodorod.html>. Дата обращения: 07.03.2025.

магнетитовых окатышей в атмосфере различных смесей газов (схожими по составу с синтез-газом, доменным, коксовым и иными технологическими газами, содержащими водород и перспективными в плане рециклинга).

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В данной работе применен метод термодинамического моделирования, который заключается в анализе равновесного состояния систем. Исследования проводили с помощью программного комплекса «Терра», разработанного в МГТУ им. Н.Э. Баумана [18 – 20]. Достоинствами данного комплекса являются:

- задание условий равновесия термодинамической системы с окружающей средой любой парой термодинамических параметров (P (давление), V (удельный объем), T (температура), S (энтропия), H (энтальпия) и U (внутренняя энергия));
- проведение равновесного расчета термодинамической системы произвольного элементного состава;
- включение в число ожидаемых компонентов состава любых индивидуальных веществ за счет изменения исходных данных и определение равновесного фазового состава системы без предварительного указания термодинамически допустимых состояний;
- возможность исключения из числа компонентов равновесного состава любых веществ;
- назначение концентрации веществ с расчетом по оставшейся части системы;
- учет занимаемого конденсированного веществами объема и т.д.

Материалом для исследования послужили титаносодержащие железорудные окатыши. Исходный химический состав окатышей представлен в табл. 1. Моделирование восстановления окатышей рассчитывалось для атмосферы смесей газов $\text{CO}-\text{N}_2-\text{H}_2-\text{CH}_4$. Составы восстановительных газов приведены в табл. 2.

Использованная в расчете база данных составлена на основе информации ИВТАНТЕРМО и HSC и содержит наборы термодинамических свойств как исходных компонентов газовой фазы (CO , CH_4 , H_2 , N_2), так и предполагаемых продуктов их взаимодействий (CO_2 , H_2O и множества других), а также конденсированного углерода (графита).

В качестве двух независимых параметров использовались температура (интервал 493 – 1793 К с шагом 100 К) и давление (0,1 МПа).

Таблица 1. Исходный состав системы для восстановления газами

Table 1. Initial composition of the gas reducing system

Содержание, мас. %								
Fe_2O_3	FeO	CaO	SiO_2	V_2O_5	TiO_2	MgO	MnO	Al_2O_3
82,83	3,00	1,19	4,20	0,54	2,75	2,85	0,24	2,40

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исходная система при восстановлении окатышей в атмосфере водородсодержащих газов состоит из газовой и конденсированных фаз. Газовая фаза содержит CO , N_2 , H_2 и CH_4 . Конденсированная фаза состоит из металлического раствора $s1$ и оксидного раствора $s2$.

Состав оксидной конденсированной фазы представлен на рис. 1.

Из графических данных видно, что наиболее значимыми компонентами являются $\text{Fe}(s1)$, $\text{FeO}(s2)$, $\text{Fe}_3\text{O}_4(s2)$ с концентрацией выше 10^{-1} мол. дол. В интервале температур 1100 – 1793 К (рис. 1, а) преобладающим компонентом становится $\text{Fe}(s1)$ с концентрацией 0,88 мол. дол. При восстановлении в смеси газов 2 и 3 преобладающим компонентом в интервале температур 1193 – 1793 К становится $\text{Fe}(s1)$ (рис. 1, б, в).

Изменения состава газовой фазы приведены на рис. 2. При температуре выше 900 К основными компонентами газовой фазы являются H_2 , N_2 ($p \sim 0,58$ атм.) и CO .

Фазовое распределение железа, ванадия и марганца в зависимости от температуры представлено на рис. 3. В температурном диапазоне 500 – 893 К преобладающей фазой железа является $\text{Fe}_3\text{O}_4(s2)$, составляя от 0 до 86 мол. %. В интервале температур 593 – 993 К присутствует $\text{FeO}(s2)$ в количестве от 11 до 40 мол. %. При температуре 993 К происходит образование карбида железа $\text{Fe}_3\text{C}(s2)$ в концентрации 88, 94 и 95 мол. %. Формирование карбида $\text{Fe}_3\text{C}(s2)$ обусловлено увеличением содержания углерода в газовой фазе, что подтверждается ростом концентрации CO и CO_2 . Повышение температуры до 1000 – 1793 К приводит к появлению металлического железа $\text{Fe}(s1)$ с концентрацией от 89 до 98 мол. %.

При температуре 500 К наблюдается преобладание конденсированного силиката марганца $\text{Mn}_2\text{SiO}_4(s2)$, составляющего приблизительно 85 мол. %. В диапазоне температур 593 – 1093 К происходит снижение содержания $\text{Mn}_2\text{SiO}_4(s2)$ до 15, 13 и 12 мол. %, сопровождающееся увеличением концентрации конденсированного оксида марганца $\text{MnO}(s2)$ с 34 до 86 мол. %. При дальнейшем повышении температуры до 1700 К наблюдается увеличение содержания газообразного гидроксида марганца MnH до 9, 34 и 55 мол. %.

В температурном интервале 500 – 793 К преобладающей фазой ванадия является конденсированный $\text{V}_2\text{O}_3(s2)$, составляющий около 96 мол. %. Повышение

Таблица 2. Составы восстановительных газов

Table 2. Compositions of reducing gases

Номер	Содержание, мас. %			
	CO	N_2	H_2	CH_4
1	20	65	10	5
2	35	35	25	5
3	50	5	40	5

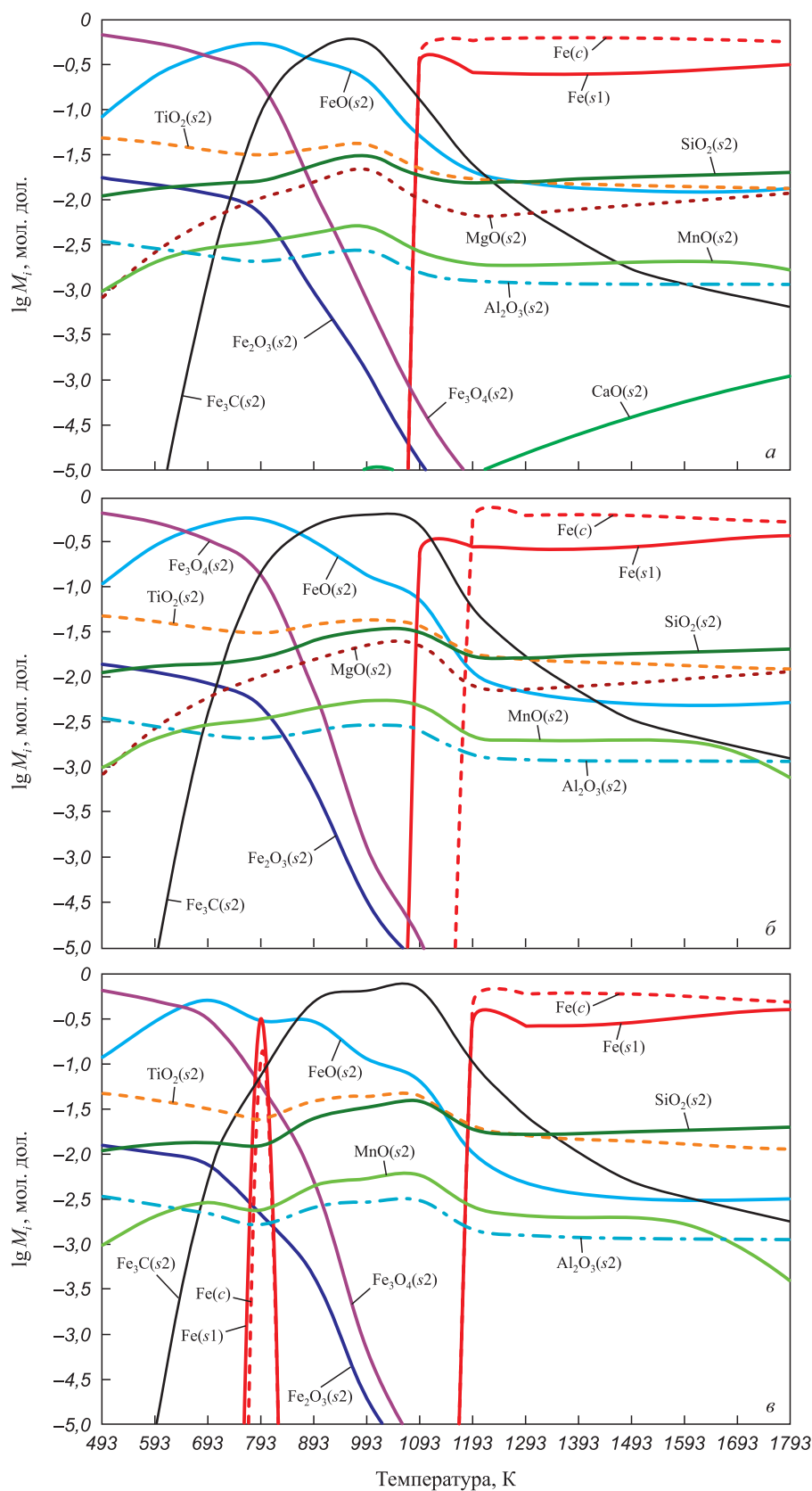


Рис. 1. Состав конденсированной оксидной фазы при восстановлении газом:

M_i – концентрация i -го компонента в системе мольных долей (1,00 мол. дол. = 100 мол. %):

a – смесь газов 1; $б$ – смесь газов 2; $в$ – смесь газов 3

Fig 1. Composition of the condensed oxide phase during gas reduction:

M_i – concentration of the i -th component in the system of mole fractions (1.00 mol. fr. = 100 mol. %):

a – gas mixture 1; $б$ – gas mixture 2; $в$ – gas mixture 3

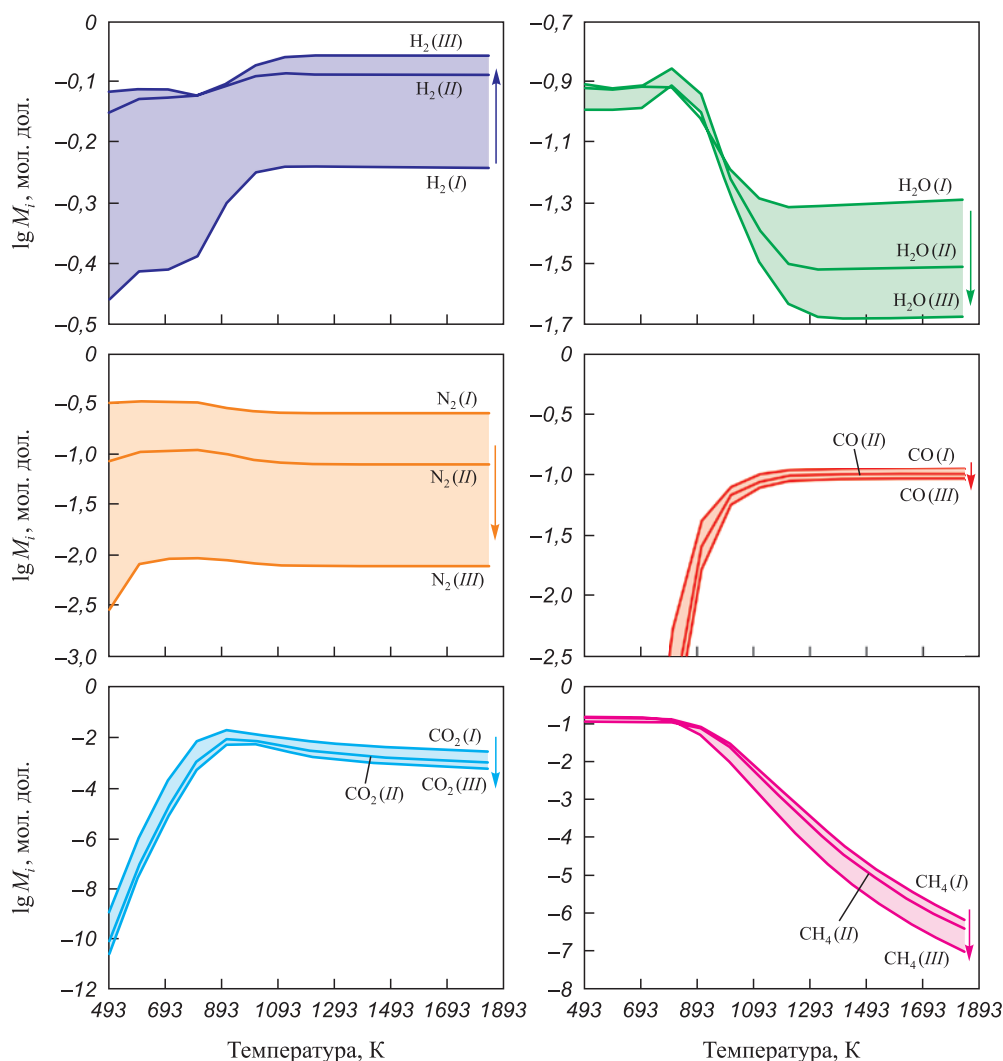


Рис. 2. Состав газовой фазы при восстановлении различными смесями газов (I, II, III)

Fig. 2. Gas phase composition during reduction with different mixtures of gases (I, II, III)

температуры до 1700 К приводит к плавному снижению доли $V_2O_3(s2)$ до 26, 22 и 19 мол. %. Одновременно с этим наблюдается рост концентрации конденсированного оксида ванадия $VO(s2)$ при температуре выше 893 К. Также увеличение температуры сопровождается повышением содержания конденсированного $V_3O_5(s2)$ до 29, 16 и 10 мол. % при 1700 К.

В диапазоне температур от 500 до 1493 К основная часть кремния находится в виде конденсированного силиката магния $MgSiO_3(s2)$, концентрация которого составляет от 27 до 43 мол. %. Содержание силиката кальция $CaSiO_3(s2)$ (около 16 мол. %) и силиката магния $Mg_2SiO_4(s2)$ (от 22 до 26 мол. %) остается практически неизменным в температурном интервале 500 – 1700 К. Повышение температуры до 1500 – 1700 К приводит к увеличению содержания конденсированного диоксида кремния $SiO_2(s2)$ до 34 мол. %.

Исследование фазового состава образца при повышении температуры от 500 до 1793 К выявило следующие закономерности. В начальном состоянии (500 К)

$Al_2O_3(s2)$ является преобладающей минеральной фазой алюминия, составляя 70 мол. %. При нагреве до 1700 К содержание $Al_2O_3(s2)$ снижается до 58 мол. %, что свидетельствует о протекании фазовых превращений. Одновременно наблюдается увеличение концентрации $MgAl_2O_4(s2)$ от 30 до 42 мол. %, что указывает на образование новой фазы. В температурном интервале 500 – 1700 К основной минеральной фазой титана является $TiO_2(s2)$. В диапазоне 993 – 1700 К содержание $TiO_2(s2)$ уменьшается с 70 до 43 мол. %. Содержание $CaTiO_3(s2)$ стабильно сохраняется на уровне 28 мол. % в пределах всего исследуемого температурного диапазона. При температуре выше 1093 К наблюдается увеличение концентрации как $MgTi_2O_5(s2)$ (до 12 мол. %), так и $Mg_2TiO_4(s2)$ (до 6 мол. %), что указывает на образование новых минеральных фаз. Преобладающей фазой магния в интервале 500 – 1793 К является $Mg_2SiO_4(s2)$, его молярная доля составляет 43 – 54 мол. %. Нагрев до 1793 К приводит к снижению содержания $Mg_2SiO_3(s2)$ с 43 до 27 мол. %. Также

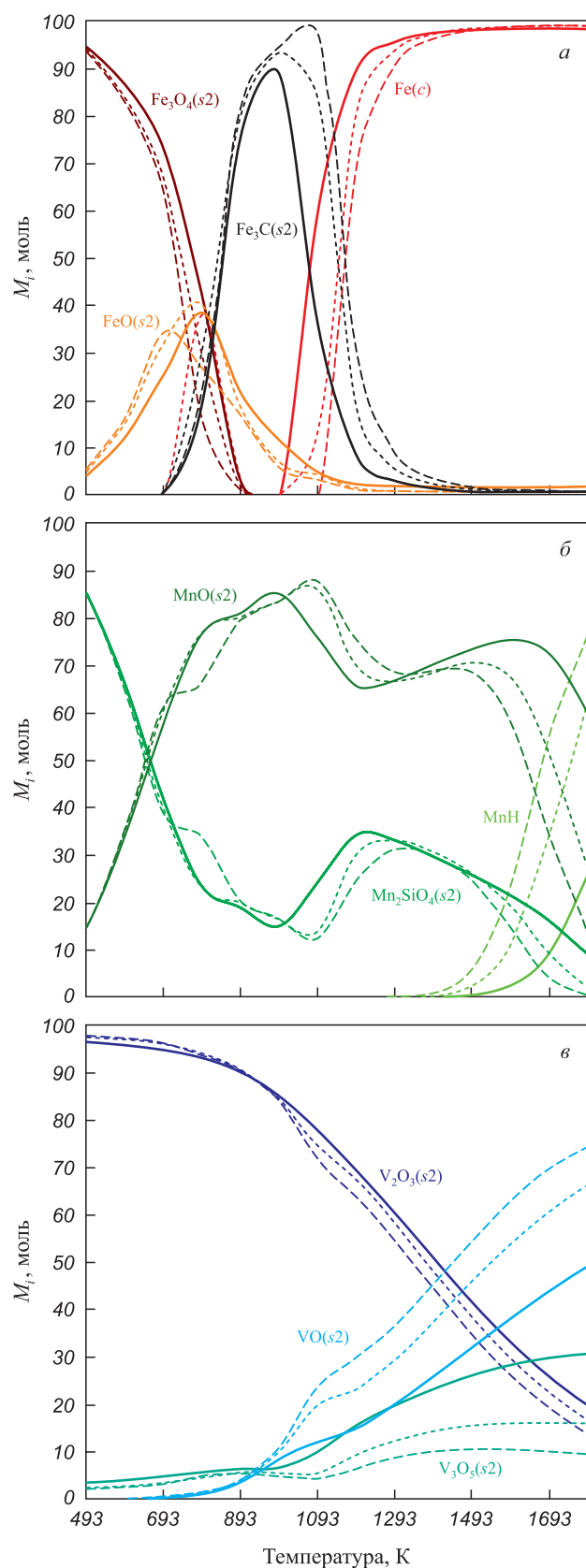


Рис. 3. Баланс железа (а), марганца (б), ванадия (е) по фазам при восстановлении газом:

— смесь газов 1; --- смесь газов 2; - · - смесь газов 3

Fig 3. Iron (а), manganese (б), vanadium (е) balance by phase during gas reduction:

— gas mixture 1; --- gas mixture 2; - · - gas mixture 3

наблюдается незначительное повышение концентрации $\text{Mg}_2\text{TiO}_4(\text{s}2)$ до 6 мол. %. При температурах от 500 до 1793 К основная часть кальция находится в виде конденсированного $\text{CaSiO}_3(\text{s}2)$ (~49 – 55 мол. %), $\text{CaTiO}_3(\text{s}2)$ (~45 мол. %) остается неизменным во всех трех случаях.

Таким образом, повышение температуры до 1793 К сопровождается существенной перестройкой минерального состава, что обусловлено реакциями между различными фазами. При изменении содержания CO , N_2 и H_2 в смеси газов концентрация распределения элементов кремния, алюминия, титана, магния и кальция остается неизменной. Значительные изменения можно наблюдать у железа, ванадия и марганца.

В интервале температур 500 – 893 К происходит уменьшение количества конденсированной фазы $\text{Fe}_3\text{O}_4(\text{s}2)$, а в смеси газов 3 количество $\text{Fe}_3\text{O}_4(\text{s}2)$ в интервале температур меньше, чем в смеси газов 1. Пик содержания $\text{FeO}(\text{s}2)$ в системе при температуре 793 К в смеси газов 1 и 2 составляет ~40 мол. %, а при 693 К в смеси 1 – 34 мол. %. Пик содержания карбида $\text{Fe}_3\text{C}(\text{s}2)$ в системе при температуре 1093 К в смеси газов 3 составляет ~96 мол. %, при 993 К в смеси 2 – ~94 мол. % и в смеси 1 – ~88 мол. %. Появление $\text{Fe}(\text{s}1)$ начинается при температуре 993 К в смеси газов 1 и 2, в смеси 3 – 1193 К. В восстановительном газе смеси 1 образование $\text{Fe}(\text{s}1)$ больше, чем в 2 и 3.

При увеличении температуры от 1093 К содержание конденсированного $\text{V}_2\text{O}_5(\text{s}2)$ и $\text{V}_3\text{O}_5(\text{s}2)$ меньше, чем при смеси газов 1. Большее количество $\text{VO}(\text{s}2)$ получается в смеси газов 3.

Количество $\text{MnO}(\text{s}2)$ и $\text{Mn}_2\text{SiO}_4(\text{s}2)$ больше при температуре от 1093 К до 1393 К в смеси газов 3, чем 1, но при температуре от 1393 К до 1793 К в смеси 1 их содержание увеличивается. Также при увеличении содержания водорода в газовой фазе возрастает количество MnH .

Выводы

Исследование термодинамических процессов косвенного восстановления титаномагнетитовых железорудных окатышей различными газовыми средами позволило установить закономерности изменения фазового состава системы в зависимости от температуры и состава восстановительной газовой смеси.

Экспериментально подтверждено, что в интервале температур 500 – 1793 К концентрации кремния, алюминия, титана, магния и кальция в равновесной системе остаются практически неизменными при использовании различных газовых смесей, содержащих CO , N_2 , H_2 и CH_4 в разных пропорциях.

При этом наблюдается существенное изменение содержания железа, ванадия и марганца в зависимости от состава газовой смеси. Так, в смеси газов 1 (20 % CO – 65 % N_2 – 10 % H_2 – 5 % CH_4) наблюдается

снижение содержания карбида $\text{Fe}_3\text{C}(s2)$ и увеличение содержания $\text{Fe}(s1)$, $\text{Fe}_3\text{O}_4(s2)$, $\text{V}_2\text{O}_3(s2)$, $\text{V}_3\text{O}_5(s2)$, $\text{MnO}(s2)$ и $\text{Mn}_2\text{SiO}_4(s2)$ в интервале температур 1393 – 1793 К.

В смеси газов 3 (50 % CO – 5 % N_2 – 40 % H_2 – 5 % CH_4) отмечается уменьшение количества $\text{Fe}_3\text{O}_4(s2)$ и увеличение содержания $\text{FeO}(s2)$, $\text{Fe}_3\text{C}(s2)$, $\text{VO}(s2)$, $\text{MnO}(s2)$ и $\text{Mn}_2\text{SiO}_4(s2)$ в диапазоне температур 1093 – 1393 К.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о значительном влиянии состава восстановительной газовой смеси (содержания водорода) на фазовое равновесие в системе косвенного восстановления железорудных окатышей, что имеет важное значение для оптимизации технологических процессов производства железа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Дигонский С.В., Тен В.В. Неизвестный водород: роль водорода в полиморфизме твердых веществ, процессах твердофазного восстановления оксидов и спекания порошков. Санкт-Петербург: Наука; 2006:292.
- Морозова О.Н., Павленко А.А., Титов С.С. Способы получения водорода. Южно-Сибирский научный вестник. 2019;(4(28)):188–194. <https://doi.org/10.25699/SSSB.2019.28.46373>
Morozova O.N., Pavlenko A.A., Titov S.S. Methods of hydrogen production. South Siberian Scientific Bulletin. 2019;(4(28)):188–194. (In Russ.). <https://doi.org/10.25699/SSSB.2019.28.46373>
- Солодова Н.Л., Минигулов Р.Р., Емельянычева Е.А. Водород как перспективный энергоноситель. Современные методы получения водорода. Вестник Казанского технологического университета. 2015;18(3):137–140. <https://doi.org/10.24412/Fg4yW5JCGyE>
Solodova N.L., Minigulov R.R., Emelyanycheva E.A. Hydrogen as a promising energy carrier. Modern methods of hydrogen production. Bulletin of Kazan Technological University. 2015;18(3):137–140. (In Russ.). <https://doi.org/10.24412/Fg4yW5JCGyE>
- Ершов Ю.Л., Шакуров А.Г., Паршин В.М., Колесников А.Г., Шишов А.Ю. Водородная эра в отечественной металлургии. Сообщение 1. Сталь. 2021;(11):50–55. <https://doi.org/10.3103/S0967091221110048>
Ershov Yu.L., Shakurov A.G., Parshin V.M., Kolesnikov A.G., Shishov A.Yu. Hydrogen era in Russian metallurgy. Report 1. Steel in Translation. 2021;51(11):839–845. <https://doi.org/10.3103/S0967091221110048>
- Ершов Ю.Л., Шакуров А.Г., Паршин В.М., Колесников А.Г., Шишов А.Ю. Водородная эра в отечественной металлургии. Сообщение 2. Сталь. 2021;(12):48–56. <https://doi.org/10.3103/S0967091221120044>
Ershov Yu.L., Shakurov A.G., Parshin V.M., Kolesnikov A.G., Shishov A.Yu. Hydrogen era in Russian metallurgy. Report 2. Steel in Translation. 2021;51(12):930–938. <https://doi.org/10.3103/S0967091221120044>
- Gao X., Zhang R., You Zh., Yu W., Dang J., Bai Ch. Use of hydrogen-rich gas in blast furnace ironmaking of V-bearing titanomagnetite: Mass and energy balance calculations. Materials. 2022;15(17):6078. <https://doi.org/10.3390/ma15176078>
- Okosun T., Nielson S., Zhou Ch. Blast furnace hydrogen injection: investigating impacts and feasibility with computational fluid dynamics. JOM. 2022;74:1521–1532. <https://doi.org/10.1007/s11837-022-05177-4>
- Yu X., Hu Z., Shen Y. Modeling of hydrogen shaft injection in ironmaking blast furnaces. Fuel. 2021;302:121092. <https://doi.org/10.1016/j.fuel.2021.121092>
- Suopajarvi H., Pongrácz E., Fabritius T. Bioreducer use in Finnish blast furnace ironmaking – Analysis of CO_2 emission reduction potential and mitigation cost. Applied Energy. 2014;124:82–93. <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2014.03.008>
- Liu Y., Shen Ya. Modelling and optimization of biomass injection in ironmaking blast furnaces. Progress in Energy and Combustion Science. 2021;87:100952. <https://doi.org/10.1016/j.pecs.2021.100952>
- Luo S., Zhou Ya., Yi Ch. Hydrogen-rich gas production from biomass catalytic gasification using hot blast furnace slag as heat carrier and catalyst in moving-bed reactor. International Journal of Hydrogen Energy. 2012;37(20):15081–15085. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2012.07.105>
- Xie H., Li R., Wang Zh., Yao X., Yu Q. Hydrogen production of bio-oil steam reforming combining heat recovery of blast furnace slag: Thermodynamic analysis. International Journal of Hydrogen Energy. 2019;44(47):25514–25523. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2019.08.014>
- Feliciano-Bruzual C. Charcoal injection in blast furnaces (Bio-PCI): CO_2 reduction potential and economic prospects. Journal of Materials Research and Technology. 2014;3(3):233–243. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.06.001>
- Афанасьев В.К., Горлова С.Н., Кузнецова Е.В., Сохнев А.В., Ефанов Г.И., Толстогузов В.Н., Кусков Б.А. О роли водорода в доменном процессе получения чугуна. Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2004;(4(25)):15–18. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-10-1129-1134>
Afanas'ev V.K., Gorlova S.N., Kuznetsova E.V., Sochnev A.V., Efanov G.I., Tolstoguzov V.N., Kuskov B.A. On the role of hydrogen in blast furnace process of iron production. Obrabotka metallov: tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty. 2004;(4(25)):15–18. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-10-1129-1134>
- Рогожников С.П., Рогожников И.С. Определение степени использования водорода в доменной печи. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2020;75(10):1129–1134. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-10-1129-1134>
Rogozhnikov S.P., Rogozhnikov I.S. Determination of degree of hydrogen usage in blast furnace. Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information. 2020;75(10):1129–1134. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-10-1129-1134>
- Ялунин М.С., Витькина Г.Ю., Дмитриев А.Н., Золотых М.О., Алекторов Р.В. Оценка влияния газа-восстановителя с повышенной долей водорода на эффективность доменной плавки. В кн.: Теплотехника и информатика в образовании, науке и производстве (ТИМ'2022). Екатеринбург; 2022:185–190.
- Шевелев Л.Н. Оценка экономической, энергетической и экологической эффективности производства чугуна и стали из рудодугольных брикетов в электросталеплавильном агрегате с использованием водородного топлива. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и

экономической информации. 2021;77(8):918–924.
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2021-8-918-924>

Shevelev L.N. Assessment of economic, energy and ecological efficiency of iron and steel production from ore-coal briquettes in electric-furnace melting facility with application of hydrogen fuel. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2021;77(8):918–924. (In Russ.).
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2021-8-918-924>

18. Ватолин Н.А., Моисеев Г.К., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах. Москва: Металлургия; 1994:352.
19. Рыбенко И.А., Протопопов Е.В. Термодинамическое моделирование процессов восстановления железа. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(11):825–831.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-825-831>

Rybenko I.A., Protopopov E.V. Thermodynamic modeling of iron recovery processes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(11):825–831. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-825-831>

20. Гамов П.А., Мальков Н.В., Рошин В.Е. Термодинамическое моделирование процесса восстановления металлов из титаномагнетитовых концентратов Суроямского месторождения. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2018;18(2):21–28. <http://dx.doi.org/10.14529/met180203>
- Gamov P.A., Mal'kov N.V., Roshchin V.E. Thermodynamic modelling of the metals' reduction process from the Suroyam titanomagnetite concentrate. *Bulletin of the South Ural State University. Series: Metallurgy*. 2018;18(2):21–28. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.14529/met180203>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Андрей Николаевич Дмитриев, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0001-6446-0215
E-mail: andrey.dmitriev@mail.ru

Юлия Евгеньевна Бурова, младший научный сотрудник лаборатории пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0009-0002-4591-700X
E-mail: menestrelfox@gmail.com

Галина Юрьевна Виткина, к.т.н., ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-1076-2709
E-mail: 20procents@mail.ru

Николай Михайлович Барбин, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии Уральского отделения РАН; профессор, Уральский институт государственной противопожарной службы МЧС России
ORCID: 0000-0002-6709-4334
E-mail: nmbarbin@mail.ru

Дмитрий Иванович Терентьев, к.х.н., ведущий научный сотрудник, Уральский институт государственной противопожарной службы МЧС России
ORCID: 0000-0002-3991-4366
E-mail: sveripeu@mail.ru

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-6446-0215
E-mail: andrey.dmitriev@mail.ru

Yuliya E. Burova, Junior Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0009-0002-4591-700X
E-mail: menestrelfox@gmail.com

Galina Yu. Vit'kina, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Head of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-1076-2709
E-mail: 20procents@mail.ru

Nikolai M. Barbin, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Prof., Ural Institute of State Fire Service of EMERCOM of Russia
ORCID: 0000-0002-6709-4334
E-mail: nmbarbin@mail.ru

Dmitrii I. Terent'yev, Cand. Sci. (Chem.), Leading Researcher, Ural Institute of State Fire Service of EMERCOM of Russia
ORCID: 0000-0002-3991-4366
E-mail: sveripeu@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. Н. Дмитриев – научное руководство, формирование основной концепции, цели и задачи исследования.
Ю. Е. Бурова – обработка данных, визуализация результатов исследований, написание и редактирование текста статьи.
Г. Ю. Виткина – обзор публикации по теме статьи, редактирование текста статьи.
Н. М. Барбин – программное обеспечение, рецензирование и редактирование текста статьи.
Д. И. Терентьев – расчет, редактирование текста статьи.

A. N. Dmitriev – scientific guidance, formation of the basic concept, goals and objectives of the study.
Yu. E. Burova – data processing, visualization of research results, writing and editing the text.
G. Yu. Vit'kina – literary review, editing the text.

N. M. Barbin – software, reviewing and editing the text.
D. I. Terent'yev – editing the text.

Поступила в редакцию 17.09.2024
После доработки 06.11.2024
Принята к публикации 28.02.2025

Received 17.09.2024
Revised 06.11.2024
Accepted 28.02.2025



УДК 669.11:669.292.34

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-171-178



Оригинальная статья

Original article

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ УСЛОВИЙ РАЗДЕЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И ТИТАНА В ИЛЬМЕНитОВОМ КОНЦЕНТРАТЕ СЕЛЕКТИВНЫМ ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ЭЛЕМЕНТОВ

К. И. Смирнов, П. А. Гамов, В. Е. Рошин[✉], В. С. Самолин

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

✉ roshchinve@susu.ru

Аннотация. Методом термодинамического моделирования определены значения температуры начала восстановления железа, ванадия, кремния и титана ильменитового концентрата углеродом или водородом при разном количестве восстановителя в системе. Количество избыточного углерода по отношению к стехиометрии реакции восстановления железа не влияет на температуру начала восстановления элементов, но определяет степень их восстановления и количество образующихся карбидов. Количество водорода в системе существенно влияет на температуру начала восстановления: с увеличением количества водорода температура начала восстановления каждого из элементов снижается, но в разной степени. Более широкий температурный интервал начала восстановления элементов водородом и количественно неодинаковое влияние температуры создают больше возможностей для управления твердофазным селективным восстановлением элементов водородом в сравнении с углеродом. В отличие от карботермического процесса твердофазное восстановление титана водородом ничтожно мало при относительно низких температурах, при которых титан восстанавливается углеродом и образует карбиды. Малая растворимость водорода в твердом железе исключает его влияние на поведение элементов на стадии разделительной плавки продуктов твердофазного восстановления. Это позволяет проводить восстановление в потоке водорода путем изменения температуры и количества водорода в восстановительной газовой смеси, управлять процессами селективного твердофазного восстановления элементов. Использование водорода на стадии твердофазного восстановления позволяет селективно восстанавливать железо с сохранением оксидов титана в оксидной фазе в виде TiO_2 , а после разделения продуктов восстановления плавлением получать востребованные продукты (безуглеродистое железо и концентрат оксида титана TiO_2).

Ключевые слова: ильменит, оксид титана, твердофазное селективное восстановление, углеродное восстановление, восстановление водородом, получение безуглеродистого железа

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-29-10119, <https://rscf.ru/project/23-29-10119/>).

Для цитирования: Смирнов К.И., Гамов П.А., Рошин В.Е., Самолин В.С. Термодинамический анализ условий разделения железа и титана в ильменитовом концентрате селективным восстановлением элементов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(2):171–178. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-171-178>

THERMODYNAMIC ANALYSIS OF CONDITIONS FOR IRON AND TITANIUM SEPARATION IN ILMENITE CONCENTRATE BY SELECTIVE REDUCTION OF ELEMENTS

K. I. Smirnov, P. A. Gamov, V. E. Roshchin[✉], V. S. Samolin

South Ural State University (76 Lenina Ave., Chelyabinsk 454080, Russian Federation)

✉ roshchinve@susu.ru

Abstract. The thermodynamic modeling method was used to determine the temperature of beginning of reduction of iron, vanadium, silicon, and titanium in ilmenite concentrate by carbon or hydrogen at different amounts of reducing agent in the system. The amount of excess carbon relative to the stoichiometry of the iron reduction reaction does not affect the temperature of reduction beginning, but determines their reduction degree and the amount of carbides formed. The amount of hydrogen in the system significantly affects the temperature of reduction beginning: with an increase in water amount, this temperature of each element decreases, but to a different extent. The wider temperature range of beginning of reduction by hydrogen and the quantitatively unequal effect of temperature create more opportunities for controlling the solid-phase selective reduction by

hydrogen in comparison with carbon. In contrast to the carbothermic process, the solid-phase reduction of titanium by hydrogen is negligible at relatively low temperatures, at which titanium is reduced by carbon and forms carbides. The low solubility of hydrogen in solid iron excludes its influence on the behavior of elements at the stage of separation melting of solid-phase reduction products. This makes it possible to carry out reduction in hydrogen flow by changing the temperature and amount of hydrogen in the reducing gas mixture, and to control the processes of selective solid-phase reduction of elements. The use of hydrogen at the stage of solid-phase reduction makes it possible to selectively reduce iron with the storage of titanium oxides in the oxide phase in form of TiO_2 , and after separation of the reduction products by melting, to obtain the products in demand (carbon-free iron and TiO_2 concentrate).

Keywords: ilmenite, titanium dioxide, solid-phase selective reduction, carbon reduction, hydrogen reduction, production of carbon-free iron

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 23-29-10119, <https://rscf.ru/project/23-29-10119/>).

For citation: Smirnov K.I., Gamov P.A., Roshchin V.E., Samolin V.S. Thermodynamic analysis of conditions for iron and titanium separation in ilmenite concentrate by selective reduction of elements. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):171–178.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-171-178>

ВВЕДЕНИЕ

В России существует дефицит сырьевых материалов для производства пигментного оксида титана TiO_2 и металлического титана. Импорт пигментного оксида титана TiO_2 в 2019 г. составил 53,6 тыс. т или 67,5 % его потребления [1]. Производство оксида титана TiO_2 осуществляют на предприятии «Крымский титан» (г. Армянск) сернокислотным способом, а металлического титана – с использованием хлоридных технологий на предприятиях «ВСМПО-АВИСМА» (г. Березники) и «Соликамский магниевый завод» (г. Соликамск).

В мире преобладает производство оксида титана TiO_2 с использованием хлоридного метода из-за более сильного загрязнения окружающей среды при сернокислотном способе [2]. Однако для получения оксида титана TiO_2 и металлического титана хлоридным способом вследствие отсутствия рациональной схемы переработки побочных продуктов хлорирования используют не ильменитовый концентрат, а природные рутиловые концентраты или высокотитанистые шлаки, полученные пирометаллургическим методом по технологии Sorel. Рудотермическая электроплавка (процесс Sorel) является основным способом пирометаллургической переработки ильменитовых концентратов. В результате плавки получают ванадийсодержащий чугуны и высокотитанистый шлак. При этом в металлическую фазу переходит 96 – 97 % железа и 45 – 48 % содержащегося в концентрате ванадия. Во время плавки происходит частичное восстановление титана до низших оксидов и даже до металла, при этом переход титана в металлическую фазу может составлять до 2 % [3]. Процесс Sorel требует больших затрат электрической энергии вследствие образования тугоплавкого шлака, поэтому используется только в районах с дешевой электрической энергией [4].

Снижение затрат электрической энергии при переработке ильменитового сырья достигается путем выноса восстановительных процессов в отдельный агрегат для проведения твердофазной металлизации с использованием дешевых видов восстановителей и топлива, а в дуговой печи осуществляется только разделение продуктов металлизации. Оценка использования метал-

лизированной шихты при плавке в рудотермической печи показала, что при степени металлизации около 70 % расход электрической энергии на 1 т высокотитанистого шлака уменьшается примерно на 35 %, а с учетом внесения физического тепла – еще на 20 % [5].

По результатам опробования переработки концентратов из руд Чинейского месторождения предложена технология двухстадийной пирометаллургической переработки с извлечением железа, титана и ванадия [6]. Технология включает предварительное восстановление железа углеродом во вращающейся трубчатой печи с достижением степени металлизации железа 90 – 93 % и разделение горячего металлизированного концентрата в рудотермической печи с получением ванадиевого чугуна и титанистого шлака. Эта технология рекомендована и для других средне- и высокотитанистых концентратов, но пока не нашла промышленного применения.

Альтернативным восстановителем железа при переработке титансодержащих железорудных материалов может быть водород. Теоретически обосновано [7; 8] и экспериментально подтверждено [9 – 11], что водород обладает рядом преимуществ по сравнению с углеродсодержащими восстановителями, что особенно важно при селективном восстановлении металлов из комплексных руд.

Для оценки условий протекания химических реакций в металлургических процессах широко используется термодинамическое моделирование. В большинстве случаев термодинамические расчеты сводятся к анализу протекания химических реакций по изменению энергии Гиббса. Этот метод предполагает выбор наиболее вероятной реакции из всех возможных по значению $\Delta G(T)$. В сложных системах, которыми являются руды и концентраты, такой расчет является трудоемким, а в некоторых случаях невыполнимым из-за большого количества компонентов. Поэтому при расчете сложных систем наиболее рационально использование программных комплексов ЭВМ.

Восстановление элементов из ильменитового концентрата с использованием термодинамического моделирования исследовали в работах [12 – 21]. В работе [12] изучено распределение титана, железа

и примесей между металлом и шлаком при восстановлении углеродом в зависимости от температуры в интервале 1550 – 1750 °С и от основности шлака. Авторы работы [13] проанализировали влияние состава газовой смеси CO–H₂ в интервале температур 500 – 1200 °С. В работе [14] исследовано протекание карботермического восстановления в вакууме. Как показано в работе [15] образующиеся в результате восстановления водородом низшие оксиды титана при температуре выше 827 °С могут быть использованы для восстановления железа из ильменита. В работе [16] исследованы процессы при варьировании количеств ильменита, углерода и водорода при давлении 0,10132 МПа, а в [17] рассчитано изменение энергии Гиббса для ряда реакций, протекающих при карботермическом восстановлении элементов в ильмените в широком интервале температур (25 – 1650 °С). Работа [18] посвящена карботермическому восстановлению элементов из ильменитового концентрата в вакууме. Авторы работы [19] исследовали протекание реакции восстановления при использовании биомассы из пальмовых косточек в интервале температур 1000 – 1200 °С. В работе [20] изучено влияние соединения Na₂CO₃ на протекание восстановительной электроплавки. В статье [21] рассматривается протекание реакций при использовании газовых смесей Ar–H₂ с различным содержанием водорода в интервале температур 800 – 1000 °С. Однако следует отметить, что работы по сравнительному анализу условий восстановления элементов из ильменитового концентрата углеродом и водородом в литературе отсутствуют.

Целью настоящей работы является сравнение методом термодинамического моделирования условий восстановления элементов в ильменитовом концентрате углеродом или водородом.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

При проведении термодинамических расчетов использовали ильменитовый концентрат следующего состава, мас. %: O 42,6; Mg 0,4; Al 0,3; Si 0,7; Ti 24,0; V 0,3; Mn 0,4; Fe 31,3.

Равновесный состав компонентов системы и температурную последовательность преобразований компонентов системы при восстановлении углеродом или водородом определяли термодинамическим моделированием с использованием программного комплекса Терра [22]. При проведении термодинамического расчета использовали базу данных ИКС Терра, дополненную термодинамическими характеристиками индивидуальных веществ из справочников [23 – 25]. В расчетах количество восстановителя принимали равным необходимому по стехиометрии для восстановления железа или с избытком, который составлял для углерода 10, 20, 30 и 100 мас. %, а для водорода в 10, 100 и 1000 раз превышал стехиометрическое количество. Общее давление в системе принимали неизменным – 0,10132 МПа.

Равновесные составы рассчитывали для интервала температур 750 – 1700 °С с шагом 50 °С для восстановления углеродом и 500 – 1700 °С для восстановления водородом. Полученные расчетные данные равновесных составов заносили в таблицу и условно разделяли на три фазы: металл (железо, титан, ванадий и кремний, включая карбиды и силициды), шлак (оксиды) и газ. Данные о степени металлизации, составе металла, шлака и газовой фазы анализировали и для удобства представляли в виде графических зависимостей.

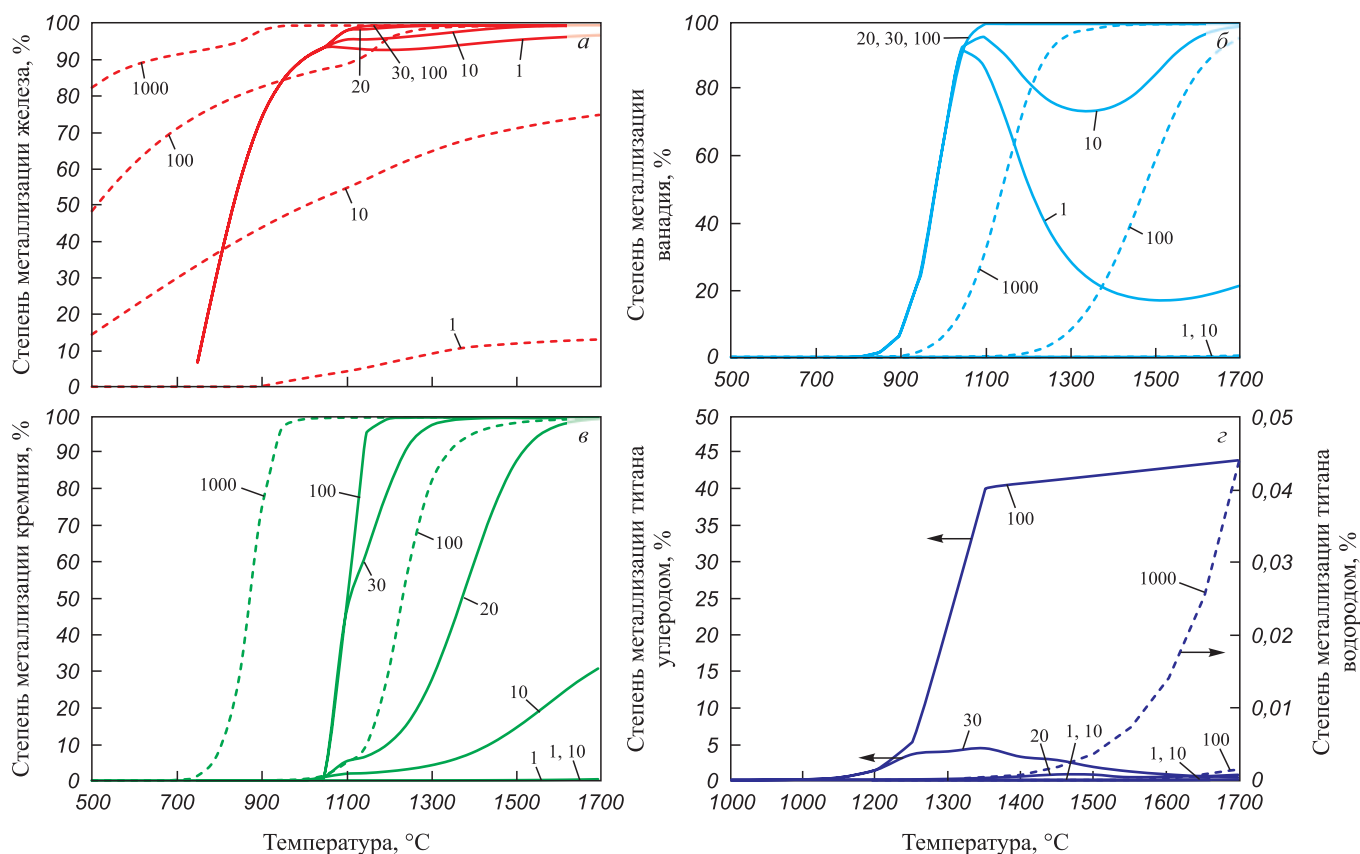
РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

По результатам термодинамического моделирования восстановления элементов из ильменитового концентрата углеродом или водородом можно выделить несколько элементов, активно участвующих в процессе восстановления с образованием металлической фазы (железа, титана, ванадия и кремния) (см. рисунок).

Наиболее легко восстанавливаемым элементом в ильменитовом концентрате является железо. Восстановление железа углеродом, и водородом наблюдается в интервале всех исследуемых значений температуры и количеств восстановителя за исключением восстановления водородом при его стехиометрическом количестве. До температуры 1050 °С степень металлизации железа углеродом растет независимо от количества восстановителя в системе. При температуре выше 1050 °С степень металлизации продолжает увеличиваться, но уже с разной интенсивностью в зависимости от избытка углерода.

Увеличение количества водорода в системе способствует увеличению степени металлизации железа. Максимальная степень металлизации железа углеродом составляет 99,39 % в интервале температур 1250 – 1700 °С при избытке восстановителя 100 % от стехиометрического значения, а водородом – 99,36 % при температуре 1700 °С и тысячекратном избытке водорода. В обоих случаях полного восстановления не достигается вследствие образования комплексного оксида FeAl₂O₄. Железо в металле при восстановлении углеродом содержится в основном в виде карбида Fe₃C, а при восстановлении водородом – в виде отдельного компонента. Восстановленный кремний связывает часть железа в силициды FeSi и Fe₃Si в системе с углеродом при температуре выше 1050 °С, а в системе с водородом – при температуре выше 750 и 1200 °С.

Восстановление ванадия углеродом наблюдается во всем исследуемом температурном интервале, а водородом – при 750 – 1700 °С. В интервале температур 800 – 1050 °С при восстановлении углеродом наблюдается рост равновесной степени металлизации ванадия с образованием карбида ванадия (VC) в металле. В расчетах со стехиометрическим количеством или избытком (10 мас. %) углерода наблюдается снижение степени металлизации ванадия при температурах



Влияние количества восстановителей на степень металлизации железа (а), ванадия (б), кремния (в) и титана (г)
(цифры у кривых – избыток восстановителя):

--- восстановление водородом; — восстановление углеродом

Effect of the amount of reducing agents on the degree of metallization of iron (а), vanadium (б), silicon (в) and titanium (г)
(figures in the curves show excess reducing agent):

--- reduction with hydrogen; — reduction with carbon

выше 1050 °C с последующим ростом выше температуры 1500 °C для стехиометрического количества и выше 1350 °C для избытка 10 мас. %. Такое поведение ванадия обусловлено образованием карбидов не только ванадия, но и кремния. Степень металлизации ванадия с избытком углерода 20, 30 и 100 % стехиометрического количества растет с повышением температуры до 1100 °C, при которой достигает 100 %. При восстановлении водородом увеличение его количества в системе способствует снижению температуры начала перехода ванадия в металлическую фазу. Для стехиометрического количества, избытка водорода в 10 и 100 раз температуры, при которых ванадий появляется в металлической фазе, составляют 1450, 1200 и 950 °C. Максимальная равновесная степень металлизации ванадия наблюдается при температурах 1650, 1700 °C и составляет 99,99 %.

Восстановление кремния углеродом наблюдается в интервале температуры 1000–1700 °C. Степень металлизации кремния углеродом при 1000 и 1050 °C не зависит от количества восстановителя. При температуре выше 1050 °C степень металлизации кремния растет с увеличением температуры и количества углерода. Мак-

симальная степень металлизации кремния наблюдается при 1700 °C и составляет для стехиометрического количества и избытка углерода 10, 20, 30 и 100 мас. % соответственно 30,83, 99,52, 99,9, 99,95 и 100 %.

Восстановление кремния водородом при его тысячекратном избытке наблюдается в интервале температур 650–1700 °C. С увеличением количества водорода в системе температура перехода кремния в металлическую фазу снижается до 1250 и 900 °C для избытка стехиометрического количества в 10 и 100 раз. При стехиометрическом количестве водорода кремний в системе не восстанавливается. В интервале температур 1350–1700 °C максимальная (100 %) степень металлизации кремния наблюдается при тысячекратном избытке водорода от стехиометрического количества. Кремний в металлической фазе в обоих случаях содержится в основном в виде силицидов железа FeSi и Fe₃Si.

Восстановление титана углеродом происходит при температуре 1050 °C и выше, водородом – выше 1550 °C и только в случае тысячекратного избытка восстановителя. При избытке углерода менее 10 мас. % степень металлизации титана близка к нулю и составляет 0,02 % при температуре 1100 °C. При избытке

углерода 20, 30 и 100 мас. % от стехиометрического значения максимальная равновесная степень металлизации титана составляет 0,77, 4,37 и 44,02 % при 1450, 1350 и 1700 °С соответственно.

Твердофазное восстановление титана водородом при стехиометрическом количестве и избытке менее стократного невозможно. Максимальная степень металлизации титана составляет 0,05 % при 1700 °С и избытке водорода, в 1000 раз превышающем стехиометрическое количество. При восстановлении углеродом титан присутствует в металлической фазе в виде карбида TiC, а при восстановлении водородом – в растворе с железом.

Селективное восстановление железа из ильменита возможно углеродом и водородом. Для эффективного разделения присутствующих в ильменитовом концентрате элементов необходимы достижение высокой степени твердофазной металлизации железа, отсутствие металлизации титана и исключение возможности восстановления титана при разделительной плавке продуктов твердофазной металлизации. В условиях, при которых достигается высокая степень твердофазной металлизации железа, возможно восстановление и других компонентов ильменитового концентрата (ванадия, кремния, титана). Восстановление титана в рассматриваемом случае крайне нежелательно. Ванадий как один из ценных элементов ильменитового концентрата может при дальнейшем переделе извлекаться из металла и шлака. Однако существующая технология извлечения ванадия из металла сопровождается его существенными потерями на всех стадиях передела, что уменьшает его сквозное извлечение из руды. Кремний в концентрате присутствует в пустой породе, его извлечение в металл не представляет практического интереса по причине малого содержания.

Результаты расчетов показали, что восстановление железа в ильмените водородом происходит при более низкой температуре, чем при восстановлении углеродом, а степень металлизации существенно зависит от количества водорода в системе. Температура начала восстановления железа водородом при стехиометрическом количестве водорода составляет 900 °С, а при избытке в 10, 100 и 1000 раз, превышающем стехиометрическое количество, – при температуре менее 500 °С, тогда как температура начала восстановления железа углеродом одинакова (примерно 700 °С).

Титан водородом практически не восстанавливается даже при избытке водорода, в тысячу раз превышающем стехиометрию на восстановление железа. В присутствии углерода в системе титан образует устойчивое соединение TiC, что способствует относительно высокой степени его металлизации, однако при недостатке в системе углерода в первую очередь он расходуется на восстановление других элементов.

Ванадий в присутствии углерода в системе ведет себя аналогично титану, однако его восстановление из оксида как элемента, обладающего меньшим сродст-

вом к кислороду по сравнению с титаном, происходит при относительно низкой температуре, сопоставимой с температурой восстановления железа. Восстановление ванадия водородом существенно зависит от его количества. При стехиометрическом количестве водорода, а также при его десятикратном избытке ванадий почти не восстанавливается, а при избытке в 100 и 1000 раз степень металлизации достигает достаточно высоких значений (около 100 % при температурах 1700 и 1400 °С). Необходимо обратить внимание, что восстановление ванадия водородом происходит при более высоких температурах по сравнению с восстановлением углеродом.

Кремний в отличие от титана и ванадия образует силициды железа, степень его восстановления существенно зависит от восстановительной способности восстановителя. Восстановление кремния углеродом при наличии его избытка начинается при температуре 1000 °С, однако восстановление водородом зависит от парциального давления кислорода в системе. При большом избытке водорода (в 100 и 1000 раз превышающем стехиометрическое количество на восстановление железа) температура, при которой кремний появляется в металлической фазе, составляет 950 и 750 °С.

Следует отметить, что температура перехода элементов в металлическую фазу при восстановлении элементов углеродом не зависит от его количества в системе. Количество углерода в системе определяет полноту протекания реакций восстановления. Темпера-

**Температуры появления элементов
в металлической фазе и отношение равновесного
количества паров воды к водороду
при восстановлении элементов из ильменита водородом**

**Temperatures of the elements appearance in metallic phase
and ratio of equilibrium amount of water vapor
to hydrogen during reduction of elements from ilmenite
by hydrogen**

Восстанавливаемый элемент	Кратность избытка водорода	$T_{н.в.}, ^\circ\text{C}$	$\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$, мас. %
Fe	Стехиометрия	900	1,420
	10	<500	–
	100	<500	–
	1000	<500	–
Ti	1000	1550	0,013
V	Стехиометрия	1450	2,790
	10	1200	0,640
	100	950	0,079
	1000	750	0,008
Si	10	1250	0,660
	100	900	0,770
	1000	650	0,008

туры $T_{н.в.}$ начала восстановления элементов водородом существенно зависят от отношения H_2O/H_2 в системе, для исследуемой системы значения равновесного отношения H_2O/H_2 приведены в таблице.

Выводы

Температуры появления в металлической фазе железа, ванадия, кремния и титана в ильменитовом концентрате составляют 700, 800, 1000 и 1150 °С соответственно и не зависят от количества углерода в системе. Количество избыточного углерода по отношению к стехиометрии реакции восстановления железа определяет степень восстановления ванадия, кремния и титана при повышении температуры системы выше температуры начала восстановления соответствующего элемента. Путем изменения количества углерода в системе и температуры процесса можно управлять развитием реакций восстановления и обеспечить твердофазное селективное восстановление железа или совместное восстановление железа, кремния и ванадия при сохранении титана в оксидной фазе.

Наличие в системе избыточного по отношению к стехиометрии реакции восстановления железа количества углерода приводит к образованию карбидов железа, ванадия и кремния, углерод которых при повышении температуры на стадии пирометаллургического разделения продуктов частично восстанавливает и связывает титан в карбиды, что снижает эффективность разделения железа и титана.

Температуры начала восстановления железа, ванадия, кремния и титана в ильменитовом концентрате водородом находятся в более широком интервале и существенно зависят от количества водорода в системе. С увеличением количества водорода температура начала восстановления каждого из элементов снижается, но в разной степени. Более широкий температурный интервал начала восстановления водородом и количественно неодинаковое влияние температуры создают больше возможностей для управления твердофазным селективным восстановлением элементов водородом в сравнении с углеродом.

Ничтожно малая растворимость водорода в твердом железе исключает его влияние на восстановление элементов на стадии разделительной плавки продукта твердофазного восстановления. Это позволяет вести процесс селективного твердофазного восстановления элементов в потоке водорода, изменением температуры управлять селективными реакциями восстановления без опасения восстановления титана и потери оксида титана TiO_2 на стадии разделительной плавки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Леонтьев Л.И., Волков А.И. Состояние и развитие минерально-сырьевой базы и продукции металлургии

для обеспечения импортонезависимости России. В кн.: *Международная научная конференция «Физикохимические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина. Выкса. 10–14 октября 2022 г.* Выкса; 2022:18–36.

2. Богатырева Е.В. Производство тугоплавких редких металлов: металлургия титана и его соединений. Москва: Изд. Дом НИТУ «МИСИС»; 2019:161.

3. Денисов С.И. Электротермия титановых шлаков. Москва: Металлургия; 1979:165.

4. Алексеев Л.Ф., Ченцов А.В., Шаврин С.В. Металлургическая оценка уральских ильменитовых концентратов. В кн.: *Комплексная переработка металлургического сырья*. Препринт. Екатеринбург: УрО РАН; 1994:27–35.

5. Электрометаллургия и химия титана / В.А. Резниченко, В.С. Устинов, И.А. Карязин, А.Н. Петрунько. Москва: Наука; 1982:278.

6. Резниченко В.А., Соловьев В.И., Бурмистрова Т.М. Металлургическая оценка титаномагнетитового концентрата Чинейского месторождения. *Комплексное использование минерального сырья*. 1986;(2):60–63.

Reznichenko V.A., Solov'ev V.I., Burmistrova T.M. Metallurgical evaluation of titanium-magnetite concentrate of the Chineyskoye deposit. *Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya*. 1986;(2):60–63. (In Russ.).

7. Рошин В.Е., Гамов П.А., Рошин А.В., Салихов С.П. Перспективы освоения водородных технологий в отечественной металлургии. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2023;79(2):144–153.

<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2023-2-144-153>

Roshchin V.E., Gamov P.A., Roshchin A.V., Salikhov S.P. Prospects for the development of hydrogen technologies in the domestic metallurgy. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2023;79(2):144–153. (In Russ.).

<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2023-2-144-153>

8. Рошин В.Е., Смирнов К.И., Гамов П.А., Рошин А.В. Фундаментальные особенности водородного восстановления металлов и целесообразность использования водорода на современном этапе. В кн.: *Инновации и комплексная переработка минерального сырья – актуальные составляющие диверсификации экономики. Материалы Международной научно-практической конференции*. Алматы; 2023:153–155.

9. Гамов П.А., Смирнов К.И., Рошин В.Е., Вяткин Г.П. Оценка возможности селективного извлечения металлов из многокомпонентных оксидных материалов с применением водорода. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2024;80(7):47–53.

<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2024-7-47-53>

Gamov P.A., Smirnov K.I., Roshchin V.E., Vyatkin G.P. Hydrogen technologies for decarbonization of ferrous metallurgy: Scientific background and technical capabilities. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2024;80(7):47–53. (In Russ.).

<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2024-7-47-53>

10. Косдаулетов Н.И., Рошин А.В., Рошин В.Е. Получение высокомарганцевого шлака путем восстановления

- железа и фосфора из железомарганцевых руд водородом. *Черные металлы*. 2024;(2):4–9.
<https://doi.org/10.17580/chm.2024.02.01>
- Kosdauletov N.Y., Roshchin A.V., Roshchin V.E. Production of high manganese slag by reducing iron and phosphorus from ferromanganese ores with hydrogen. *Chernye metall*. 2024;(2):4–9. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17580/chm.2024.02.01>
11. Смирнов К.И., Гамов П.А., Самолин В.С., Рошин В.Е. Селективное восстановление железа из ильменитового концентрата. *Черные металлы*. 2024;(7):19–23.
<https://doi.org/10.17580/chm.2024.07.03>
 - Smirnov K.I., Gamov P.A., Samolin V.S., Roshchin V.E. Selective reduction of iron from ilmenite concentrate. *Chernye metall*. 2024;(7):19–23. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17580/chm.2024.07.03>
 12. Moosavi-Khoonsari E., Siahbouni A.A., Kwon S.Y., Jones R., Mostaghel S. Thermodynamic modeling of ilmenite smelting and impurity distribution. *JOM*. 2024;76: 6511–6533. <https://doi.org/10.1007/s11837-024-06844-4>
 13. Xiao W., Lu X.-G., Zou X.-L., Li C.-H., Ding W.-Z. Multiple gaseous reduction of ilmenite: Thermodynamic and experimental study. *Rare Metals*. 2015;34:888–894.
<https://doi.org/10.1007/s12598-014-0264-9>
 14. Run H., Pengsheng L., Yuehui Y., Jinzhu Z. Vacuum carbothermic reduction of Panzhihua ilmenite concentrate: A thermodynamic study. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*. 2017;38(3):193–198.
<https://doi.org/10.1080/08827508.2017.1281129>
 15. Yu H., Li C., Wei K., Li Y., Ma W. Effect of titanium suboxides on the reaction mechanism of hydrogen-reduced ilmenite. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2023; 48(5):1747–1757.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.10.071>
 16. Yunos N.F.M., Idris M.A., Nasrun N.A., Kurniawan A., Nomura T., Rezan S.A. Structural characterizations and phase transition on the reducibility of ilmenite ore with different carbon reductants by carbothermic reduction under hydrogen atmosphere. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2023;9:1716–1731.
<https://doi.org/10.1007/s40831-023-00760-8>
 17. He C., Zheng C., Dai W., Fujita T., Zhao J., Ma S., Li X., Wei Y., Yang J., Wei Z. Purification and phase evolution mechanism of titanium oxycarbide (TiC_xO_y) produced by the thermal reduction of ilmenite. *Minerals*. 2021;11(2):104.
<https://doi.org/10.3390/min11020104>
 18. Zhang G., Gou H., Wu K., Chou K. Carbothermic reduction of Panzhihua ilmenite in vacuum. *Vacuum*. 2017;143:199–208.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.06.016>
 19. Setiawan A., Rhamdhani M.A., Pownceby M.I., Webster N.A.S., Harjanto S. Kinetics and mechanisms of carbothermic reduction of weathered ilmenite using palm kernel shell biomass. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2021;7(4): 1819–1837. <https://doi.org/10.1007/s40831-021-00457-w>
 20. Myrzakulov M.K., Jumankulova S.K., Barmenshinova M.B., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Kondratiev V.V., Karlina A.I. Thermodynamic and technological studies of the electric smelting of Satpaevsk ilmenite concentrates. *Metals*. 2024;14(11):1211. <https://doi.org/10.3390/met14111211>
 21. Wang Y., Yuan Z., Matsuura H., Tsukihashi F. Reduction extraction kinetics of titania and iron from an ilmenite by H_2 -Ar gas mixtures. *ISIJ International*. 2009;49(2):164–170.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.164>
 22. Белов Г.В., Трусков Б.Г. Термодинамическое моделирование химически реагирующих систем. Москва: изд. МГТУ имени Н.Э. Баумана; 2013:96.
 23. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочник. В 2 т. / Л.В. Гурвич, Г.А. Хачкурузов, В.А. Медведев и др. Москва: АН СССР; 1962.
 24. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочное изд. В 4 т. / Л.В. Гурвич, И.В. Вейц, В.А. Медведев и др. Москва: Наука; 1978–1982.
 25. JANAF Thermochemical Tables. NSRDS – NBS37. Washington: Gove Printing Office; 1971:1144.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Константин Игоревич Смирнов, научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет
ORCID: 0009-0001-3678-2636
E-mail: smirnovk@susu.ru

Павел Александрович Гамов, к.т.н., доцент, заведующий научно-исследовательской лаборатории «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет
ORCID: 0000-0002-1474-644X
E-mail: gamovpa@susu.ru

Василий Ефимович Рошин, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет
ORCID: 0000-0003-3648-8821
E-mail: roshchinve@susu.ru

Владислав Сергеевич Самолин, аспирант кафедры «Пирометаллургические и литейные технологии», Южно-Уральский государственный университет
ORCID: 0009-0003-1107-5788
E-mail: samolinvs@susu.ru

Konstantin I. Smirnov, Research Associate of the Research Laboratory “Hydrogen Technologies in Metallurgy”, South Ural State University
ORCID: 0009-0001-3678-2636
E-mail: smirnovk@susu.ru

Pavel A. Gamov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Research Laboratory “Hydrogen Technologies in Metallurgy”, South Ural State University
ORCID: 0000-0002-1474-644X
E-mail: gamovpa@susu.ru

Vasilii E. Roshchin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Research Laboratory “Hydrogen Technologies in Metallurgy”, South Ural State University
ORCID: 0000-0003-3648-8821
E-mail: roshchinve@susu.ru

Vladislav S. Samolin, Postgraduate of the Chair “Pyrometallurgical and Foundry Technologies”, South Ural State University
ORCID: 0009-0003-1107-5788
E-mail: samolinvs@susu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

К. И. Смирнов – дополнение базы данных термодинамическими характеристиками веществ, проведение термодинамического расчета.

П. А. Гамов – постановка методики термодинамического расчета, анализ результатов.

В. Е. Рошин – постановка задачи исследования, формирование выводов.

В. С. Самолин – подготовка графического материала.

K. I. Smirnov – addition of the database with thermodynamic characteristics of substances, thermodynamic calculation.

P. A. Gamov – formulation of the thermodynamic calculation methodology, analysis of the results.

V. E. Roshchin – formulation of the research task, formation of conclusions.

V. S. Samolin – preparation of graphic material.

Поступила в редакцию 01.12.2024

После доработки 25.12.2024

Принята к публикации 20.02.2025

Received 01.12.2024

Revised 25.12.2024

Accepted 20.02.2025



УДК 66.046.581.4:669.054.82

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-179-187



Оригинальная статья

Original article

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ШЛАКОВ И ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НА ИХ ОСНОВЕ МИНЕРАЛЬНЫХ ВЯЖУЩИХ ВЕЩЕСТВ С НИЗКОЙ ГЕНЕРАЦИЕЙ CO_2

О. Ю. Шешуков^{1, 2}, М. А. Михеенков^{1, 2}, Д. К. Егизарьян^{1, 2},
А. М. Михеенков², М. В. Клеоновский², О. В. Матюхин²

¹ Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

² Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

✉ o.j.sheshukov@urfu.ru

Аннотация. В статье приведены результаты анализа механизма образования сталеплавильных шлаков. Показано, что в настоящее время в сталеплавильной отрасли используются два способа рафинирования стали – окислительный и восстановительный. Способ окислительного рафинирования реализуется в конвертерах и дуговых сталеплавильных печах (ДСП) и в первую очередь направлен на извлечение из выплавляемой стали фосфора, а восстановительное рафинирование происходит в агрегате ковш–печь (АКП) и направлено на удаление из стали серы. Особенности этих процессов сказываются на формировании фазового состава сталеплавильных шлаков. В условиях окислительного рафинирования в шлаках ДСП формируются вюстит FeO , магнетит Fe_3O_4 , ларнит $\beta\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ и мервинит $3\text{CaO}\cdot\text{MgO}\cdot 2\text{SiO}_2$, а в условиях восстановительного рафинирования в шлаках АКП формируются майенит $12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$, периклаз MgO , низкотемпературная модификация двухкальциевого силиката – шеннонит $\gamma\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$, CaS и FeO . Из минералов в составе шлаков ДСП и АКП гидравлической активностью обладают майенит $12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$ и ларнит $\beta\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$. На основе теоретического анализа способов формирования сульфатированных гидравлически активных фаз показана возможность придания сталеплавильным шлакам путем помола свойств минеральных вяжущих веществ без их дополнительной термической обработки.

Ключевые слова: шлак АКП, шлак ДСП, фазовый состав, вяжущее, помол, минеральные вяжущие вещества, термическая обработка шлаков, формирование фаз в шлаках

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке ПАО «Трубная металлургическая компания», договор № Н112.210.011/23.

Для цитирования: Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Егизарьян Д.К., Михеенков А.М., Клеоновский М.В., Матюхин О.В. Особенности формирования фазового состава сталеплавильных шлаков и оценка возможности получения на их основе минеральных вяжущих веществ с низкой генерацией CO_2 . *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(2):179–187. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-179-187>

PECULIARITIES OF THE PHASE COMPOSITION FORMATION OF STEELMAKING SLAGS AND EVALUATION OF THE POSSIBILITY OF OBTAINING MINERAL BINDERS WITH LOW CO₂ GENERATION ON THEIR BASIS

O. Yu. Sheshukov^{1,2} , M. A. Mikheenkova^{1,2}, D. K. Egiazar'yan^{1,2},
A. M. Mikheenkova², M. V. Kleonovskii², O. V. Matyukhin²

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

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)

 o.j.sheshukov@urfu.ru

Abstract. The article presents the results of analysis of steelmaking slags formation. It is shown that currently two methods of steel refining are used in the steelmaking industry – oxidative and reducing. The method of oxidative refining is implemented in electric arc furnaces (EAF), and is primarily aimed at extracting phosphorus from the steel being smelted. Reducing refining is implemented in the ladle-furnace unit (LF) and is aimed at removing sulfur from steel. The features of these processes affect the formation of the phase composition of steelmaking slags. Under conditions of oxidative refining, wustite FeO, magnetite Fe₃O₄, larnite β-2CaO·SiO₂ and merwinite 3CaO·MgO·2SiO₂ are formed in EAF slags, and under conditions of reducing refining in LF slags, mayenite 12CaO·7Al₂O₃, periclase MgO, low-temperature modification of dicalcium silicate – γ-2CaO·SiO₂, CaS and FeO. Of the minerals in the composition of EAF slags and LF slags, mayenite 12CaO·7Al₂O₃ and larnite β-2CaO·SiO₂ have hydraulic activity. Based on the theoretical analysis of the formation of sulfated hydraulically active phases, the possibility of imparting properties of mineral binders to steelmaking slags by grinding without their additional thermal preparation is shown.

Keywords: LF slag, EAF slag, phase composition, binder, grinding, mineral binders, thermal treatment of slags, formation of phases in slags

Acknowledgements: The work was supported by PJSC Pipe Metallurgical Company, contract No. N112.210.011/23.

For citation: Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Egiazar'yan D.K., Mikheenkova A.M., Kleonovskii M.V., Matyukhin O.V. Peculiarities of the phase composition formation of steelmaking slags and evaluation of the possibility of obtaining mineral binders with low CO₂ generation on their basis. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):179–187. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-179-187>

ВВЕДЕНИЕ

На рубеже XXI века в черной металлургии прошли радикальные изменения. В связи с возросшими требованиями к качеству металлопродукции, при одновременном снижении качества сырья, получили широкое распространение высокоинтенсивная плавка стали в сверхмощных электродуговых печах и способы внепечной обработки стали. Это повлекло за собой изменение структуры шлаков черной металлургии и их качественных характеристик. В прошлом столетии наибольшее распространение в черной металлургии имели конверторный и мартеновский способы производства стали. Формировавшиеся в таких условиях шлаки имели стабильную кристаллическую структуру и их хранение и переработка не вызывали особых проблем. При переработке таких шлаков в товарные продукты использовались преимущественно простейшие способы, состоящие из магнитной сепарации, дробления и классификации по фракциям, с доведением фракционного состава шлаков до требований ГОСТ 3344–83 «Щебень и песок шлаковые для дорожного строительства. Технические условия» [1].

Условия формирования фазового и химического составов шлаков сталеплавильной отрасли за послед-

нее время существенно изменились. Мартеновский способ производства стали морально устарел и в настоящее время не используется. В современных условиях в сталеплавильной отрасли используются два способа рафинирования стали – окислительный и восстановительный. Окислительное рафинирование реализуется в конвертерных и дуговых сталеплавильных печах (ДСП) и в первую очередь направлено на извлечение из выплавляемой стали фосфора, а восстановительное рафинирование реализуется в агрегате ковш–печь (АКП) и направлено на удаление из стали серы. Специфика этих процессов сказывается на формировании фазового состава сталеплавильных шлаков.

Целью настоящей работы являются анализ особенностей формирования сталеплавильных шлаков в современных условиях производства стали и разработка оптимального способа получения минеральных вяжущих веществ на их основе.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ШЛАКОВ

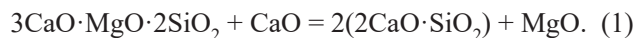
Процессы окислительного рафинирования, реализуемые в конвертерных и электродуговых печах, различаются незначительно и формирующиеся в них

шлаки по фазовому и химическому составу схожи. Для обеспечения успешного протекания окислительного рафинирования в печи в самом начале плавки подается значительное количество обожженной извести CaO . За счет взаимодействия CaO с окалиной металлолома и оксидами железа, образующимися при продувке расплавленной стали кислородом, происходит ассимиляция извести и формирование в шлаке низкоосновной ($\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$) и высокоосновной ($2\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$) форм феррита кальция. Одновременно, при продувке жидкой стали кислородом, в шлак выходит пентаоксид фосфора (P_2O_5). Кислый оксид SiO_2 , попадающий в печь вместе с загрязненным металлоломом, вытесняет амфотерный оксид Fe_2O_3 из феррита кальция, формируя в шлаке две силикатные фазы – двухкальциевый силикат ($\beta\text{-}2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$) и мервинит ($3\text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2$). При этом оксиды железа выходят в шлак в виде самостоятельных фаз. Образовавшийся в шлаке двухкальциевый силикат имеет высокотемпературную полиморфную β -модификацию, которая называется ларнит [2]. Формирование ларнита в шлаке сопровождается частичным изоморфным замещением кремнекислородных тетраэдров в молекуле двухкальциевого силиката пентаоксидом фосфора, перешедшим в шлак при продувке стали кислородом. За счет замещения ионов SiO_4^{4-} в молекуле двухкальциевого силиката ионами PO_4^{3-} происходит его ионная стабилизация и двухкальциевый силикат при охлаждении не рассыпается. Другая силикатная фаза – мервинит является магний-замещенным аналогом двухкальциевого силиката. Оксид магния образуется за счет частичного разбедания шлаком периклазовой футеровки печи. В результате всех этих процессов формируется окончательный фазовый состав шлака окислительного рафинирования [3], представленный вюститом FeO – 20,4 %, магнетитом Fe_3O_4 – 24,1 %, ларнитом $\beta\text{-}2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ – 38,15 %, мервинитом $3\text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2$ – 15,9 % и примесями – 1,45 %.

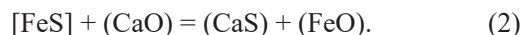
Из печей ДСП и конвертеров сталь поступает в сталеразливочные ковши, где проводится восстановительное рафинирование на АКП. При сливе металла из ДСП или конвертера в сталеразливочный ковш производят максимально полную отсечку шлака. Несмотря на это, часть окислительного шлака попадает в сталеразливочный ковш, формируя шлак на начальной стадии восстановительного рафинирования. Фазовый состав шлака АКП на фазовой диаграмме $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$, определенный авторами при изучении способов его стабилизации [2], приведен на рис. 1.

Многие определенные фазы содержат оксид магния, поскольку при формировании фаз использовался не чистый CaO , а модельный шлак, по химическому составу соответствующий типовому шлаку АКП, содержащему около 10 % MgO . Область *A* на рис. 1 соответствует фазовому составу шлака ДСП, который попал в АКП из сталеразливочного ковша. Поскольку в АКП поддерживаются восстановительные условия, то

оксиды железа, присутствующие в шлаке ДСП, очень быстро восстанавливаются до металлического железа и в области *A* остаются только две фазы – двухкальциевый силикат ($\beta\text{-}2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$) и мервинит ($3\text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2$). Для обеспечения десульфурации в АКП подается обожженная известь (CaO), которая, взаимодействуя с мервинитом, вызывает его распад по реакции



Такой фазовый состав имеет область *B* на рис. 1. При взаимодействии свободной извести с серой металла происходит реакция



В области *B* вязкость шлака повышена, что затрудняет процесс десульфурации, поэтому для снижения вязкости в шлак вводится глиноземистый флюс и в области *C* (рис. 1) формируется окончательный фазовый состав шлака АКП [2], состоящий из майенита ($12\text{CaO} \cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$) – 37,2 %, периклаза (MgO) – 12,5 %, двухкальциевого силиката ($\alpha\text{-}2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$) – 41,4 %, ~1 % CaS , остальное FeO . При охлаждении шлака АКП происходят полиморфные преобразования входящего в его состав двухкальциевого силиката [2]. Известно пять полиморфных модификаций двухкальциевого силиката, три из которых являются высокотемпературными (α , α'_n и α'_L модификации) и их последовательные полиморфные преобразования при охлаждении не

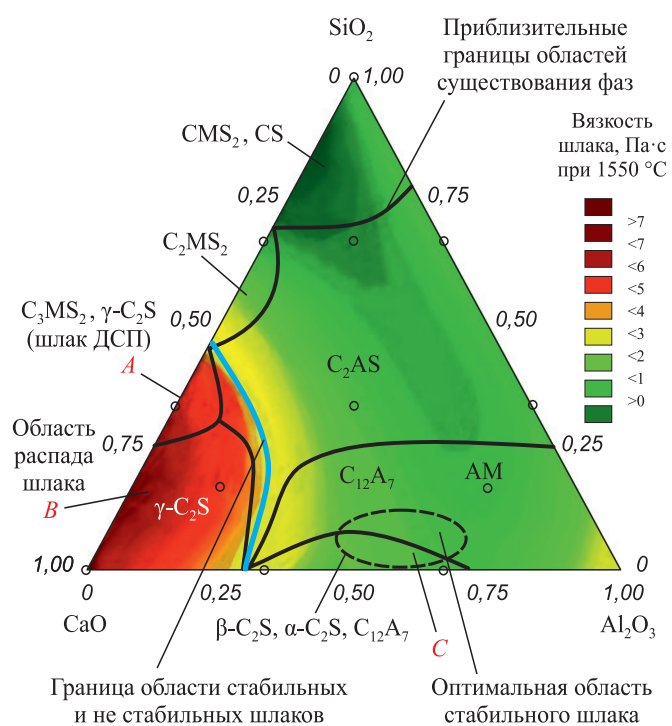


Рис. 1. Фазовый состав шлака АКП [2]

Fig. 1. Phase composition of LF slag [2]

вызывают критических изменений шлака АКП. Критичным является полиморфное превращение ларнита в шеннонит. Ларнит ($\beta\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$) является метастабильной модификацией двухкальциевого силиката и при охлаждении шлака ниже 525°C медленно переходит в шеннонит ($\gamma\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$). Поскольку истинная плотность ларнита ($\beta\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$) составляет $3,28\text{ г/см}^3$, а шеннонита ($\gamma\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$) – $2,97\text{ г/см}^3$, такое полиморфное превращение сопровождается увеличением объема шлака на 12 %, приводящее к его рассыпанию на пылевидную фракцию. Вследствие данных процессов в охлажденном шлаке АКП присутствует не ларнит ($\beta\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$), а шеннонит ($\gamma\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$).

ОБЗОР ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

Изменившиеся условия формирования шлаков сталеплавильной отрасли и их фазовый состав требуют более серьезного подхода к их переработке с учетом современных достижений в области знаний по формированию фазового состава минеральных вяжущих веществ на основе таких шлаков.

В связи с ужесточением норм выброса CO_2 и экологическими проблемами со складированием, переработкой сталеплавильных шлаков, во всем мире проводятся работы по частичному или полному замещению в составе общестроительных бетонов типового портландцемента, крупных заполнителей – щебня, гравия и мелкого заполнителя – кварцевого пека. В работе [4] изучалось использование конвертерного шлака с размером частиц $5 + 20\text{ мм}$ как заменителя крупного заполнителя, а частиц с размером $0 + 5\text{ мм}$ как заменителя мелкого заполнителя в составе общестроительного бетона. Показано, что при замене природных заполнителей на конвертерный шлак марочная прочность бетона возрастает, что позволяет снизить расход цемента на 31 %. Аналогичные результаты приведены в работе [5]. Показано, что при частичной (на 30 %) замене природных заполнителей на шлаки ДСП физико-механические свойства бетонов возрастают, что позволило авторам сделать вывод, что использование шлаков ДСП для производства экологически чистого бетона допустимо. В работе [6] определены физико-механические свойства бетонов с частичной (30 %) заменой цемента золой уноса и частичной (50 %) заменой крупного заполнителя шлаком ДСП. Показано, что физико-механические свойства такого бетона выше, чем обычного бетона, изготовленного полностью на цементе и на природных заполнителях. В работе [7] изучалась замена крупного природного заполнителя на шлак ДСП при сохранении в качестве мелкого заполнителя природного кварцевого песка. Отмечено, что бетоны со шлаками ДСП набирают прочность в первые семь дней твердения быстрее, чем бетоны на природных заполнителях. Далее скорость набора прочности уменьшается, но в марочном возрасте прочностные свойства бетонов со шлаком выше, чем с

природными заполнителями. В работе [8] показано, что прочность и долговечность экобетона, полученного путем добавления алюминиевого шлака в количестве 5 % и шлака ДСП в количестве 20 % вместо природных заполнителей, сопоставимы с показателями обычного бетона. Общей характеристикой данных работ является то, что шлаки используются в основном как частичная или полная замена природных заполнителей, без замены общего принципа формирования прочности бетона за счет использования портландцемента. Такой подход не позволяет полностью исключить из состава бетона портландцемент, являющийся основным источником CO_2 , образующегося при его производстве.

Одним из путей полного отказа от портландцемента в составе бетонов и растворов является использование шлакощелочного вяжущего. Основы формирования такого вяжущего были заложены в работе Глуховского В.Д. [9]. Им предложено вводить в шлаки перед помоллом различные щелочные добавки, которые при гидратации такого вяжущего образуют нерастворимые водные алюмосиликаты кальция и натрия – цеолиты. На основе такого вяжущего можно достигнуть прочности при сжатии 200 МПа. В настоящее время большинство работ по данной тематике посвящено щелочной активации доменных шлаков [10] и шлаков ДСП в смеси с другими отходами [11 – 13]. Основным недостатком такого вяжущего является необходимость очень тонкого помола шлаков и наличие в составе полностью затвердевшего бетона свободных щелочей, которые, мигрируя к поверхности бетона, вызывают образование сильнейших высолов на его поверхности. Данных недостатков лишены геополимерные вяжущие, в которых свободные щелочи, образующиеся при щелочной активации, связываются в трехмерную полимерную цепь [14]. Это достигается за счет введения в систему специально обработанных метакаолинов. Связанные в полимерную цепь щелочи не могут мигрировать к поверхности и образовывать на ней высолы.

Поскольку в шлаке ДСП присутствует значительное количество оксидов железа, а силикатная часть состоит из двухкальциевого силиката $\beta\text{-}2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ и мервинита $3\text{CaO}\cdot\text{MgO}\cdot 2\text{SiO}_2$, распадающегося при повышении основности на две молекулы двухкальциевого силиката и периклаза, авторы рассматривали возможность одновременного получения чугуна и портландцемента при повышении основности за счет введения высокоосновного шлака АКП и дополнительной извести. Лабораторные исследования и опытно-промышленные испытания показали возможность реализации такой технологии [15; 16]. При проведении данной работы установлено, что при смешении жидких шлаков ДСП, АКП и твердой извести в соотношении 64:17:17 % соответственно в продуктах плавки можно одновременно сформировать портландцементный клинкер и чугун при соотношении соот-

ответственно 82:18 %. Приготовленный на основе такого клинкера портландцемент имел следующие физико-механические свойства:

- начало схватывания – 175 мин;
- конец схватывания – 285 мин;
- равномерность изменения объема – 0,2 мм;
- прочность при сжатии через 2 сут – 11,7 МПа, через 28 сут – 47,8 МПа.

В соответствии с требованиями ГОСТ 31108 такой цемент имеет класс по прочности 42,5 Н. Химический состав полученного чугуна соответствовал требованиям ГОСТ 805 к перекладному чугуну марки ПЛ 1, мас. %: 3,13 С; 2,26 Мн; 0,109 Si; 0,036 Р; 0,021 S.

ВОЗМОЖНЫЕ ПУТИ РЕАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ

Несмотря на положительные результаты испытаний, для реализации подобной технологии требуется полная реконструкция сталеплавильных цехов с созданием участка внепечной обработки шлака и полным изменением логистики технологических операций транспортировки и переработки шлаков.

В связи с этим было проработано другое направление придания сталеплавильным шлакам свойств минеральных вяжущих веществ – сульфатная активация шлаков. В строительной отрасли находят широкое применение некоторые специальные виды цемента, в частности гипсоглиноземистые цементы на основе сульфоалюминатов кальция [17] и сульфосиликатов кальция [18]. Гипсоглиноземистые цементы в строительстве широко используются для ремонта дорог и дорожных сооружений и находят достаточно обширное применение как системы быстрого бетонирования и гидроизоляции, в частности на основе таких цемента разработаны системы быстрого бетонирования Емасо¹. Также хорошо известно применение сульфоалюминатных и сульфоалюмоферритных вяжущих для изготовления расширяющихся тампонажных цемента [19].

В настоящее время известно несколько безводных минералов, обладающих достаточно высокими вяжущими свойствами, которые в своем составе содержат гипс. К ним относятся:

- сульфосиликат кальция – сульфоспуррит $2(2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2) \cdot \text{CaSO}_4$ [17;18];
- сульфоалюминат кальция – йелимит (yeelimit) $3(\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3) \cdot \text{CaSO}_4$ [17];
- низкоосновной $3(\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3) \cdot \text{CaSO}_4$ и высокоосновной $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaSO}_4$ сульфферриты кальция [20];
- группа сульфоалюмоферритов кальция с общей формулой $\text{CaO}_n \cdot (\text{Al}_2\text{O}_3)_m \cdot (\text{Fe}_2\text{O}_3)_k \cdot (\text{SO}_3)_b$ [21].

Все эти минералы получают путем обжига сырьевых смесей при температурах 1100 – 1300 °С с последующим самостоятельным или совместным с портландцементом

помолом [17]. Применительно к сталеплавильным шлакам ДСП и АКП, содержащим в своем составе майенит C_{12}A_7 и двухкальциевые силикаты $\beta\text{-}2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ и $\gamma\text{-}2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, сульфатирование возможно за счет совместного помола шлаков с природным гипсом $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$.

Первоначально сульфатная активация была применена авторами к шлакам АКП. Для предотвращения возникновения опасных напряжений при гидратации вяжущего, полученного совместным помолом шлака АКП и гипса, предложено при помоле вводить добавки, позволяющие формировать минеральное вяжущее вещество по принципу гипсоцементно-пуццолановых вяжущих [22]. В данном патенте шлак АКП и гипс выполняют роль основного вяжущего (цемента), а в качестве добавок, обладающих пуццолановыми свойствами, используются кислые шламы, шлаки и карбонаты кальция. В том числе используется шлак ДСП в количестве 9,5 – 23,0 %. Разработанное композиционное водостойкое гипсовое вяжущее позволило получить прочность при сжатии строительных изделий в диапазоне 5 – 10 МПа.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ОПТИМИЗАЦИИ

Дальнейшее изучение такой вяжущей системы показало, что увеличение в ней количества шлака ДСП позволяет существенно повысить прочность бетона, причем шлак ДСП можно вводить при приготовлении вяжущего в виде отсева фракции 0 + 5 мм. В связи с этим оптимизация прочностных свойств такого бетона осуществлялась методами планирования эксперимента с использованием симплекс-решетчатого метода и описанием результатов испытаний полиномом третьей степени. В качестве факторов варьирования принято содержание в сырьевой смеси шлака ДСП, шлака АКП и гипса дигидрата. Интервалы варьирования факторов приведены в табл. 1.

Область проведения оптимизации приведена на рис. 2.

В соответствии с планом проведения эксперимента готовились сырьевые смеси, которые затворялись водой при соотношении вода/твердое 0,4/1. Бетон заливался в стандартные формы и выдерживался в воздушно

Таблица 1. Интервалы варьирования факторов

Table 1. Intervals of the factors variation

Наименование фактора	Интервалы варьирования, мас. %	
	верхний	нижний
Содержание шлака ДСП	25	75
Содержание шлака АКП	25	75
Содержание гипса дигидрата	0	50

¹ Торговая марка Емасо. URL: <https://mpkm.org/masteremaco/?yclid=11188805335159930879> (дата обращения: 09.10.2024).

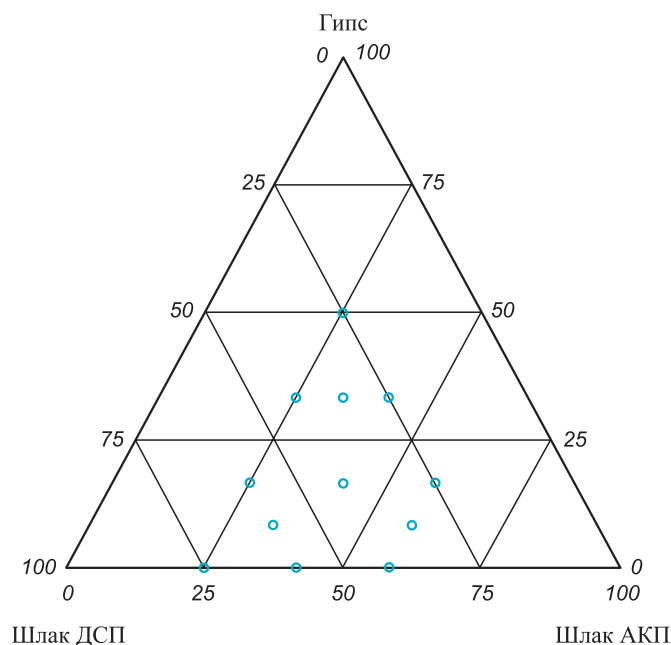


Рис. 2. Область проведения оптимизации

Fig. 2. Scope of optimisation

сухих условиях в течение 7 сут. Через 7 сут хранения у бетона определялась прочность при сжатии (функция отклика).

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

План проведения эксперимента и результаты определения прочности бетона через 7 сут приведены в табл. 2.

Таблица 2. План проведения эксперимента и результаты испытаний

Table 2. Experimental plan and test results

Содержание в смеси, мас. %			$R_{7\text{ сж}}, \text{ МПа}$
шлак ДСП	шлак АКП	гипс	
41,67	58,33	0	33,5
25,00	58,33	16,67	33,4
33,33	33,33	33,33	34,2
33,33	58,33	8,33	37,2
58,33	41,67	0	35,2
41,67	25,00	33,33	34,5
75,00	25,00	0	34,2
41,67	41,67	16,67	50,8
25,00	41,67	33,33	31,2
25,00	75,00	0	23,2
41,67	41,67	16,67	49,9
25,00	25,00	50,00	21,1
58,33	33,33	8,33	52,1
58,33	25,00	16,67	39,8

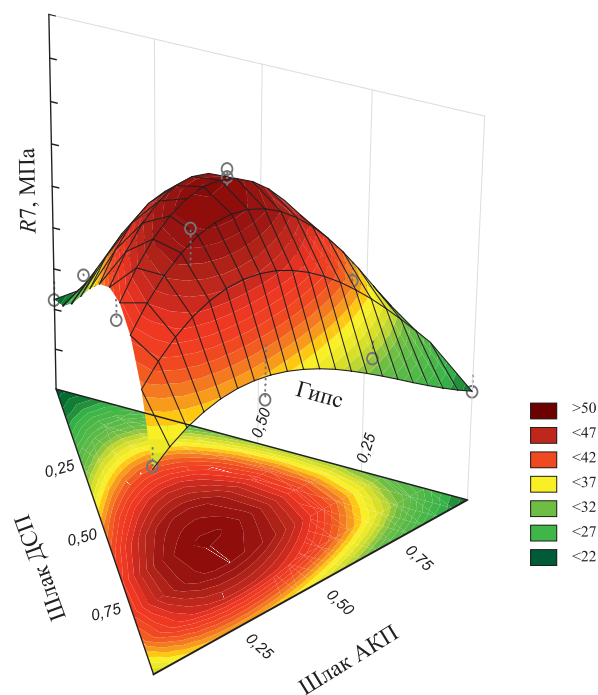


Рис. 3. Общий вид распределения функции отклика для предела прочности при сжатии вяжущего

Fig. 3. General view of response function distribution for compressive strength of the binder

На рис. 3 представлен общий вид распределения функции отклика для предела прочности при сжатии шлакового вяжущего.

На рис. 4 приведены изолинии равного предела прочности при сжатии шлакового вяжущего.

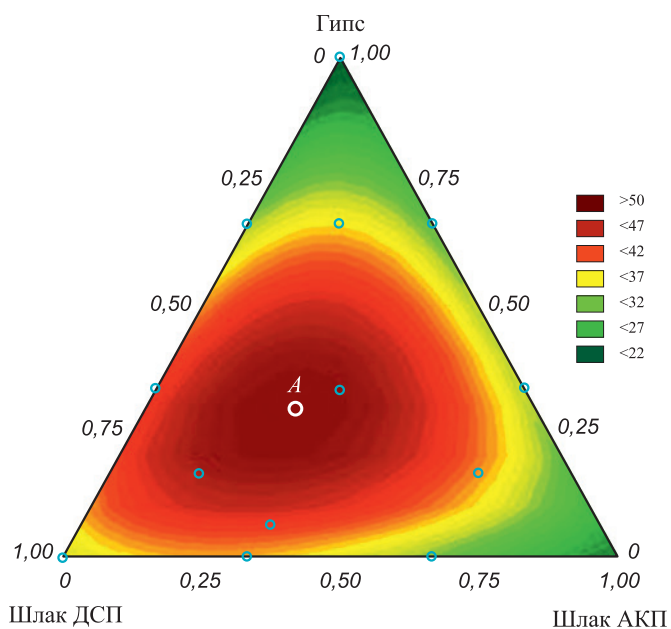


Рис. 4. Изолинии равного предела прочности при сжатии вяжущего

Fig. 4. Isolines of equal compressive strength when compressing the binder

Точка А на рис. 4 соответствует максимальной прочности вяжущего, равной 50,4 МПа при содержании шлака ДСП 42,0 %, шлака АКП 42 % и гипса дигидрата 16,0 %.

Результаты испытаний минеральных вяжущих веществ на основе сталеплавильных шлаков, образующихся в условиях современного сталеплавильного производства, позволяют сделать заключение о возможности их переработки способами, отличными от используемых в настоящее время. При переработке сталеплавильных шлаков предлагается не просто проводить их дробление и классификацию, а производить на их основе сухие строительные и бетонные смеси. Стоимость таких смесей на рынке гораздо выше стоимости классифицированных шлакового щебня и песка. Для их производства можно использовать готовые заводы по производству сухих строительных смесей, при этом потребуется минимальная реконструкция существующих копровых цехов металлургических предприятий.

Выводы

Образующиеся при выплавке стали шлаки содержат в своем составе активные гидравлические фазы, способные затвердевать при контакте с водой. В работе проанализированы современные способы переработки сталеплавильных шлаков и придания им свойств минеральных вяжущих веществ. Предложено перерабатывать сталеплавильные шлаки путем сульфатирования содержащихся в них гидравлически активных фаз. За счет сульфатирования минеральное вяжущее на основе сталеплавильных шлаков показывает высокие физико-механические свойства, сравнимые с минеральными вяжущими, приготовленными с применением портландцемента. Предложено производить на основе шлакового минерального вяжущего сухие строительные и бетонные смеси, пригодные для строительства дорог и общестроительного применения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Смирнов Л.А., Сорокин Ю.В., Снятиновская Н.М., Данилов Н.И., Еремин А.Ю. Переработка техногенных отходов (по материалам программ по переработке техногенных образований Свердловской области). Екатеринбург: УИПЦ; 2012:607.
2. Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Некрасов И.В., Егiazарьян Д.К., Метелкин А.А., Шевченко О.И. Вопросы утилизации рафинировочных шлаков сталеплавильного производства. Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ; 2017:208.
3. Леонтьев Л.И., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Некрасов И.В., Егiazарьян Д.К. Технологические особенности переработки сталеплавильных шлаков в строительные материалы и изделия. *Строительные материалы*. 2014;(10):70–74.
Leont'ev L.I., Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Nekrasov I.V., Egiazaryan D.K. Technological features of processing steelmaking slags into building materials and products. *Stroitel'nye materialy*. 2014;(10):70–74. (In Russ.).
4. Costa L.C.B., Nogueira M.A., Ferreira L.C., Elói F.P.F., Carvalho J.M.F., Peixoto R.A.F. Eco-efficient steel slag concretes: An alternative to achieve circular economy. *Revista IBRACON de Estruturas e Materiais*. 2022;(15):e15201. <https://doi.org/10.1590/S1983-41952022000200001>
5. Diotti A., Cominoli L., Galvin A.P., Sorlini S., Plizzari G. Sustainable recycling of electric arc furnace steel slag as aggregate in concrete: Effects on the environmental and technical performance. *Sustainability*. 2021;13(2):521. <https://doi.org/10.3390/su13020521>
6. Sekaran A., Palaniswamy M., Balaraju S. A study on suitability of EAF oxidizing slag in concrete: An eco-friendly and sustainable replacement for natural coarse aggregate. *The Scientific World Journal*. 2015;(1):1–8. <http://dx.doi.org/10.1155/2015/972567>
7. Nguyen T.T.H., Phan D.H., Mai H.H., Nguyen D.L. Investigation on compressive characteristics of steel-slag concrete. *Materials*. 2020;13(8):1928. <http://dx.doi.org/10.3390/ma13081928>
8. Javali S., Chandrashekar A.R., Naganna S.R., Manu D.S., Hiremath P., Preethi H.G., Kumar N.V. Eco-concrete for sustainability: utilizing aluminium dross and iron slag as partial replacement materials. *Clean Technology and Environmental Policy*. 2017;19:2291–2304. <http://dx.doi.org/10.1007/s10098-017-1419-9>
9. Глуховский В.Д., Пахомов В.А. Шлакощелочные цементы и бетоны. Киев: Будівельник; 1978:184.
10. Артамонова А.В., Воронин К.М. Шлакощелочные вяжущие на основе доменных гранулированных шлаков центробежно-ударного измельчения. *Цемент и его применение*. 2011;(4):108–113.
Artamonova A.V., Voronin K.M. Slag-alkaline binders based on blast-furnace granular slag of centrifugal impact grinding. *Tsement i ego primenenie*. 2011;(4):108–113. (In Russ.).
11. Peys A., White C.E., Rahier H., Blanpain B., Pontikes Y. Alkali-activation of CaO-FeO_x-SiO₂ slag: Formation mechanism from in situ X-ray total scattering. *Cement and Concrete Research*. 2019;122:179–188. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2019.04.019>
12. Peys A., White C.E., Rahier H., Blanpain B., Pontikes Y. Molecular structure of CaO-FeO_x-SiO₂ glassy slags and resultant inorganic polymers. *Journal of the American Ceramic Society*. 2018;101(12):5846–5857. <https://doi.org/10.1111/jace.15880>
13. Sedira N., Castro-Gomes J. Effects of EAF-Slag on alkali-activation of tungsten mining waste: mechanical properties. *MATEC Web of Conferences*. 2019;274:01003. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201927401003>
14. Дудников А.Г., Дудникова М.С., Реджани А. Геополмерный бетон и его применение. *Строительные материалы, оборудование, технологии XXI века*. 2018;(2):38–45.
Dudnikov A.G., Dudnikova M.S., Redzhani A. Geopolymer concrete and its application. *Stroitel'nye materialy, oborudovanie, tekhnologii XXI veka*. 2018;(2):38–45. (In Russ.).
15. Михеенков М.А., Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Егiazарьян Д.К., Лобанов Д.А. Придание сталеплавильным шлакам свойств минеральных вяжущих веществ. *Сталь*. 2016;(3):66–69.

- Mikheenkova M.A., Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Egiazar'yan D.K., Lobanov D.A. Production of mineral binder from steel-smelting slag. *Steel in Translation*. 2016;46: 232–235. <https://doi.org/10.3103/S0967091216030098>
16. Пат. 2629424 RU. Способ переработки отходов сталеплавильного производства с получением портландцементного клинкера и чугуна / Михеенков М.А., Шешуков О.Ю., Некрасов И.В.; заявлено 21.04.2016; опубликовано 29.08.2017. Бюллетень № 25.
 17. Кузнецова Т.В. Алюминатные и сульфалоюминатные цементы. Москва: Стройиздат; 1986:208.
 18. Атакузиев Т.А. Сульфоминеральные цементы на основе фосфогипса. Ташкент: ФАН; 1979:152.
 19. Вяхирев В.И., Фролов А.А., Кривобородов Ю.Р. Расширяющиеся тампонажные цементы. Москва: ИРЦ РАО «Газпром»; 1998:52.
 20. Кузнецова Т.В., Сычев М.М., Осокин А.П. Специальные цементы. Санкт-Петербург: Стройиздат Спб; 1997:314.
 21. Самченко С.В. Сульфалоюмоферритные цементы. *Цемент*. 1986;(3):11–12.
Savchenko S.V. Sulfoaluminoferrite cements. *Tsement*. 1986;(3):11–12. (In Russ.).
 22. Пат. 2505504 RU. Композиционное водостойкое гипсовое вяжущее / Зуев М.В., Мамаев С.А., Михеенков М.А., Степанов А.И.; заявлено 13.7.2012; опубликовано 27.01.2014. Бюллетень № 3.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Олег Юрьевич Шешуков, главный научный сотрудник лаборатории порошковых, композиционных и наноматериалов, Институт металлургии Уральского отделения РАН; д.т.н., профессор, директор Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-2452-826X

E-mail: o.j.sheshukov@urfu.ru

Михаил Аркадьевич Михеенков, д.т.н., старший научный сотрудник лаборатории пирометаллургии черных металлов, Институт металлургии УрО РАН; профессор, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

Денис Константинович Егiazар'ян, к.т.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией проблем техногенных образований, Институт металлургии УрО РАН; доцент кафедры металлургии железа и сплавов, Уральский федеральный университет им. Первого Президента Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-9833-7191

E-mail: avari@mail.ru

Александр Михайлович Михеенков, аспирант кафедры «Металлургия железа и сплавов», Уральский федеральный университет им. Первого Президента Б.Н. Ельцина

E-mail: ma@osk66.ru

Михаил Витальевич Клеоновский, инженер 1-й категории кафедры «Металлургия железа и сплавов», Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-8874-9061

E-mail: kleonovskiy@yandex.ru

Олег Владимирович Матюхин, к.т.н., доцент кафедры теплофизики и информатики в металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

E-mail: o.v.matiukhin@urfu.ru

Oleg Yu. Sheshukov, Chief Researcher of the Laboratory of Powder, Composite and Nano-Materials, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., Director of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-2452-826X

E-mail: o.j.sheshukov@urfu.ru

Mikhail A. Mikheenkova, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory "Pyrometallurgy of Ferrous Metals", Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Prof., Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

Denis K. Egiazar'yan, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Technogenic Formations Problems, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Iron and Alloys, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-9833-7191

E-mail: avari@mail.ru

Aleksandr M. Mikheenkova, Postgraduate of the Chair "Metallurgy of Iron and Alloys", Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

E-mail: ma@osk66.ru

Mikhail V. Kleonovskii, Engineer of the Chair "Metallurgy of Iron and Alloys", Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-8874-9061

E-mail: kleonovskiy@yandex.ru

Oleg V. Matyukhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy", Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

E-mail: o.v.matiukhin@urfu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

О. Ю. Шешуков – исследование фазового состава сталеплавильных шлаков, разработка методики анализа фазообразования в условиях окислительного и восстановительного рафинирования, теоретический анализ химических и фазовых преобразований, разработка методов их оптимизации с целью улучшения гидравлической активности.

М. А. Михеенков – разработка модельных шлаков для исследований, изучение фазового состава шлаков АКП и ДСП, анализ их

O. Yu. Sheshukov – basic studies of the phase composition of steel-making slags, development of a methodology for analyzing phase formation under conditions of oxidative and reductive refining, theoretical analysis of chemical and phase transformations in slags, development of methods for their optimization in order to improve hydraulic activity.

M. A. Mikheenkova – development of model slags for research, study of the phase composition of LF and EAF slags, analysis of their hydrau-

гидравлической активности, руководство опытно-промышленными испытаниями по использованию шлаков в качестве вяжущих материалов.

Д. К. Егиазарьян – систематизация данных о способах переработки сталеплавильных шлаков, разработка методик помола шлаков и их использования в строительной промышленности, в том числе в производстве бетонов с использованием шлаков ДСП и АКП.

А. М. Михеенков – анализ взаимодействия шлаков с добавками, в том числе исследование возможности сульфатной активации сталеплавильных шлаков для использования в цементной промышленности; разработка рецептур и тестирование вяжущих материалов на основе шлаков.

М. В. Клеоновский – изучение физических и механических свойств бетонов на основе сталеплавильных шлаков, проведение тестов на прочность и долговечность бетонов с добавлением шлаков, анализ их экологической эффективности в строительстве.

О. В. Матюхин – обзор литературы по использованию шлаков в строительных материалах, анализ работ по щелочной активации шлаков и их применению в геополимерных вяжущих.

lic activity; management of pilot industrial tests on the use of slags as binders.

D. K. Egiazar'yan – systematization of data on methods of processing steelmaking slags, development of methods for grinding slags and their use in the construction industry, including in the production of concrete using LF and EAF slags.

A. M. Mikheenkova – analysis of interaction of slags with additives, including exploring the possibilities of sulfate activation of steel slag for use in the cement industry; development of recipes and testing of slag-based binders.

M. V. Kleonovskii – study of the physical and mechanical properties of concretes based on steelmaking slags, conducting tests for the strength and durability of concretes with addition of slag, analysis of their environmental effectiveness in construction.

O. V. Matyukhin – theoretical review of literature on the use of slags in building materials, analysis of works on the alkaline activation of slags and their application in geopolymer binders.

Поступила в редакцию 04.09.2024

После доработки 27.09.2024

Принята к публикации 23.10.2024

Received 04.09.2024

Revised 27.09.2024

Accepted 23.10.2024



УДК 519.876.2

DOI 10.17073/0368-0797-2025-2-188-194



Оригинальная статья

Original article

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЦИФРОВЫХ ИМИТАЦИОННЫХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ РАБОТЫ СЛОЖНЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ОБЪЕКТОВ

А. В. Зимин¹, М. Е. Корнет², И. В. Буркова³, В. В. Зимин¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

³ Институт проблем управления им. В.А. Трапезникова РАН (Россия, 117997, Москва, ул. Профсоюзная, 65)

✉ marya.kornet@gmail.com

Аннотация. На примере формализованного описания работы конвертерного производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» в составе двух конвертерных цехов с двумя и тремя агрегатами показано, что вопросы планирования объемов производства и ремонтов металлургических агрегатов, построения сквозных графиков работы агрегатов являются сложными и многофакторными задачами, которые характеризуются дискретностью и нелинейностью описывающих их функционалов. Формализация задач оптимизации производственных процессов с заданными ограничениями и критериями показала, что особенности исследуемого процесса функционирования конвертерного производства делают практически невозможными построение и использование аналитических решений. Выбранный авторами подход к решению (с учетом указанных обстоятельств) базируется на использовании цифровой дискретно-событийной имитационной модели. Такая имитационная модель представляет собой цифровую копию исследуемого процесса функционирования конвертерного производства, отражает его структуру, производительность, техническое состояние и такие параметры, как длительность кампании конвертеров, длительность ремонтных периодов и др. Модель использует различные механизмы управления для решения задач распределения входного потока чугуна между конвертерными цехами, формирования календарных графиков работы отдельных конвертеров и их ремонтов; накапливает информацию в ходе производственного процесса для целей оптимизации и прогнозирования результатов процесса функционирования; позволяет собирать данные о процессе функционирования конвертерного производства и использовать инструменты предиктивной аналитики для планирования ремонтов; предоставляет данные, которые невозможно получить непосредственно на физическом объекте и которые могут быть использованы для оптимизации параметров системы; формирует наборы данных для визуализации отдельных результатов процесса функционирования.

Ключевые слова: конвертерное производство, нормативная и текущая длительность кампании, график работы и ремонтов конвертеров, проектная схема работы цеха, дискретная и нелинейная задача, цифровая имитационная модель, компьютерное моделирование, численное решение

Для цитирования: Зимин А.В., Корнет М.Е., Буркова И.В., Зимин В.В. Использование цифровых имитационных моделей для оптимизации работы сложных производственных объектов. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(2):188–194.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-188-194>

USING DIGITAL SIMULATION MODELS TO OPTIMIZE THE OPERATION OF COMPLEX PRODUCTION FACILITIES

A. V. Zimin¹, M. E. Kornet², I. V. Burkova³, V. V. Zimin¹

¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

³ V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences, Russian Academy of Sciences (65 Profsoyuznaya Str., Moscow 117997, Russian Federation)

✉ marya.kornet@gmail.com

Abstract. Using the example of formalized description of the converter production at JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant consisting of two converter shops with two and three units, it is shown that the issues of planning production volumes and repairs of metallurgical units, building

end-to-end schedules of units are complex and multifactorial tasks characterized by the discreteness and non-linearity of the functions describing them. The formalization of the tasks of optimizing production processes with specified constraints and criteria showed that features of the studied process of converter production make it almost impossible to build and use analytical solutions. The approach chosen by the authors to the solution (taking into account these circumstances) is based on the use of a digital discrete event simulation model. Such a model is a digital copy of the investigated process of converter production, reflects its structure, performance, technical condition and parameters: duration of converter campaign, duration of repair periods, etc. The model uses various control mechanisms to solve the problems of distributing the input flow of cast iron between converter shops, forming schedules for the operation of individual converters and their repairs, accumulates information as it functions for the purpose of optimizing and predicting the results of the operation process. It allows one to collect data on the operation of converter production and use predictive analytics tools to plan repairs, provides data that cannot be obtained directly on a physical object and which can be used to optimize system parameters, and generates datasets for visualizing individual results of the operation process.

Keywords: converter production, regulatory and current duration of campaign, schedule of operation and repairs of converters, design scheme of shop operation, discrete and nonlinear task, digital simulation model, computer modeling, numerical solution

For citation: Zimin A.V., Kornet M.E., Burkova I.V., Zimin V.V. Using digital simulation models to optimize the operation of complex production facilities. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(2):188–194. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-2-188-194>

ВВЕДЕНИЕ

Задачи планирования ремонтов и календарных графиков работы конвертеров сталеплавильного производства металлургического комбината имеют существенные особенности, что обусловлено дискретностью, нелинейностью и сильной взаимозависимостью задач. Решение таких задач целесообразно получать как комплексный результат решения некоторой общей задачи, не подвергнутой декомпозиции, так как операция декомпозиции при сильных связях не позволяет получать устойчивые и эффективные решения частных задач в силу ограничений, которые накладываются процедурой декомпозиции [1; 2]. Однако получение комплексного решения аналитическими средствами для рассматриваемого объекта планирования представляет большую сложность (если вообще является возможным). В связи с этим авторы исследования приняли решение о построении дискретно-событийной цифровой имитационной модели процесса функционирования конвертерного производства металлургического комбината с двумя сталеплавильными цехами, включающими, соответственно, два и три конвертера [3 – 5]. Наличие такой модели позволит найти комплексное решение исследуемых задач.

ЭВОЛЮЦИЯ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ ОБ ИМИТАЦИОННЫХ МОДЕЛЯХ И СОВРЕМЕННЫЕ ТРЕБОВАНИЯ К НИМ

Базовое представление имитационной модели создано для промышленных изделий, где имела место четкая связь имитационной модели с изделием на всех стадиях его жизненного цикла от создания до утилизации. По мере развития этот подход был распространен на производственные процессы [6 – 8]. Развитие представлений об имитационной модели, согласно приведенной в работе [3] схеме, проходит четыре стадии:

- 1 – физические объекты (изделия) создаются без имитационной модели (без цифрового прототипа);
- 2 – имитационная модель (цифровой прототип) используется только на стадии создания изделия;

3 – присутствует информационный обмен между физическим объектом и цифровой моделью;

4 – физический объект и цифровая модель взаимодействуют в реальном времени, обеспечивая информацией процессы совершенствования как физического объекта, так и цифровой модели.

Концепция взаимодействия физического изделия (процесса) реального мира и его цифровой модели виртуального пространства, а также наличие информационной связи между ними, объединяющей виртуальный и материальный миры, отображает идею цифрового двойника [9 – 11].

В соответствии с приведенным описанием стадий эволюции цифровых моделей перед исследователями стоит задача построения цифровой модели процесса функционирования конвертерного производства металлургического комбината, соответствующей третьей стадии. На современном этапе общепринятые требования к функционалу цифровой модели исследуемого процесса функционирования конвертерного производства включают:

– отражение структуры производства, производительности и технического состояния агрегатов, длительности кампаний конвертеров, длительности ремонтных периодов и др.;

– применение различных механизмов управления для решения задач распределения входного потока чугуна между конвертерными цехами для формирования календарных графиков работы отдельных конвертеров и их ремонтов;

– накопление информации по мере использования модели для целей оптимизации и прогнозирования результатов процесса функционирования;

– сбор данных о процессе функционирования конвертерного производства и применение инструментов предиктивной аналитики для планирования работы и ремонтов конвертеров;

– формирование данных, которые невозможно получить непосредственно на физическом объекте и которые могут быть использованы для оптимизации параметров процесса функционирования конвертерного производства;

– визуализацию результатов процесса функционирования цифровой модели [12 – 14].

Виртуальную часть цифрового двойника представляют в виде двух составляющих: цифрового мастера и цифровой тени. Цифровой мастер содержит информацию, достаточную для построения моделируемого процесса. Цифровая тень – это набор данных, которые функционирующий физический объект (процесс) «отбрасывает» в виртуальное пространство, и модели, позволяющие прогнозировать свойства процесса в определенных пределах [15 – 17].

ЭЛЕМЕНТЫ ФОРМАЛИЗОВАННОГО ОПИСАНИЯ

ПРОЦЕССА ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ КОНВЕРТЕРНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Основные понятия и обозначения. Обозначим через $O = \{O_I, O_{II}\}$ сталеплавильное производство, включающее два цеха. Причем $O_I = \{o_1, o_2, o_3\}$ и $O_{II} = \{o_4, o_5\}$, то есть в первом цехе функционирует три конвертера одного типоразмера, а во втором – два однотипных агрегата. В качестве интервала исследуемых задач планирования выберем последовательность $(T_1, T_2, \dots, T_j, \dots, T_p)$ из p месяцев, $T_j = (\Delta t_l | l = \overline{1, L_j})$ (где L_j – количество суток в j -ом месяце). Причем каждый конвертер представляет собой дискретный агрегат циклического действия. При описании конвертера кортеж $o_i = (f_i, \rho_i, g_i, K_i, k_{ij}^b, r_i)$, (где f_i – производство стали, выплавленной агрегатом за один цикл, т; ρ_i – расходный коэффициент, описывающий потребность в чугуне g_i для выплавки одной тонны стали ($g_i = f_i \rho_i$, $\rho < 1$); K_i – нормативная длительность кампании конвертера (количество плавов, которые должен провести агрегат на одной футеровке от одного холодного ремонта до последующего); k_{ij}^b – количество плавов, выплавленных i -ым конвертером на начало j -го периода планирования; r_{iv} , $v = 1, 2, \dots$ – длительности (в сутках) остановок (ремонт/ожидание) i -го конвертера. Тогда в силу однотипности конвертеров в каждом цехе можно представить равенства:

$$\begin{aligned} f_i &= f_I, i = \overline{1, 3}; \quad \rho_i = \rho_I, i = \overline{1, 3}; \\ g_i &= g_I; K_i = K_I, i = \overline{1, 3}; \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} f_i &= f_{II}, i = \overline{4, 5}; \quad \rho_i = \rho_{II}, i = \overline{4, 5}; \\ g_i &= g_{II}; K_i = K_{II}, i = \overline{4, 5}. \end{aligned} \quad (2)$$

Обозначим через $m_{ij}(\Delta t_l)$, $m_{ij}(\Delta t_l)$, $m_{ij}(\Delta t_l)$ количество плавов, выпускаемых конвертером i , цехами O_I и O_{II} соответственно в l -ые сутки j -го периода. Очевидно, что

$$\begin{aligned} \sum_{i=1}^3 m_{ij}(\Delta t_l) &= m_{ij}(\Delta t_l); \\ \sum_{i=4}^5 m_{ij}(\Delta t_l) &= m_{ij}(\Delta t_l). \end{aligned} \quad (3)$$

Под календарным планом работы i -го конвертера в j -ом месяце будем понимать последовательность

$$(m_{ij}(\Delta t_l) | l = \overline{1, L_j}). \quad (4)$$

Если l является днем ремонта конвертера или нахождения его в резерве, то $m_{ij}(\Delta t_l) = 0$.

Введем функцию $k_{ij}(l)$, описывающую количество плавов, выпущенных i -ым конвертером от начала кампании до l -ых суток j -го периода включительно. Значения данной функции будут ограничены величинами нормативной длительности кампаний конвертеров

$$k_{ij}(l) \leq \begin{cases} K_I, & i = \overline{1, 3}, \\ K_{II}, & i = \overline{4, 5}. \end{cases} \quad (5)$$

Обозначим через k_{ij}^b количество плавов, проведенных i -ым конвертером на начало j -го периода планирования. Тогда, с учетом условия (4), количество плавов k_{ij}^e , выпущенных i -ым конвертером на конец j -го планового периода, можно представить как

$$k_{ij}^e = k_{ij}^b + \sum_{l=1}^{s_j} m_i(\Delta t_{s_j}), \quad (6)$$

при этом $k_{ij}^e = k_{ij+1}^n$.

Структурные ограничения на функционирование конвертеров в цехах. При реализации конвертером календарного плана работы (4), значение функции будет возрастать на величину $m_{ij}(\Delta t_l)$ каждые последующие сутки $[k_{ij}(l) = k_{ij}(l-1) + m_{ij}(\Delta t_l)]$, пока ее значение не достигнет величины нормативной длительности кампании конвертера. Функция $k_{ij}(l)$ имеет «пилообразный» вид, размер основания «зуба пилы» зависит от календарного плана работы конвертера и может охватывать несколько периодов планирования. При достижении максимума функция сохраняет это значение до окончания ремонта конвертера. При выходе из ремонта (нахождении конвертера в резерве) функция равна нулю. Колебания функции $k_{ij}(l)$ являются регулярными, но не имеют фиксированного периода.

Проектные решения для первого цеха предписывают схему работы конвертеров, представленную на рис. 1. Эта схема не допускает одновременной работы трех конвертеров, а предполагает постоянную работу двух агрегатов при условии, что третий находится на ремонте или в резерве. Определим состояние $s_{ij}(l)$ i -го конвертера первого цеха в l -ые сутки j -го периода следующим образом:

$$s_{ij}(l) = \begin{cases} wr, & 0 \leq k_{ij}(l) \leq K; \\ rm, & k_{ij}(l) = K; \\ rz, & k_{ij}(l) = 0. \end{cases} \quad (7)$$

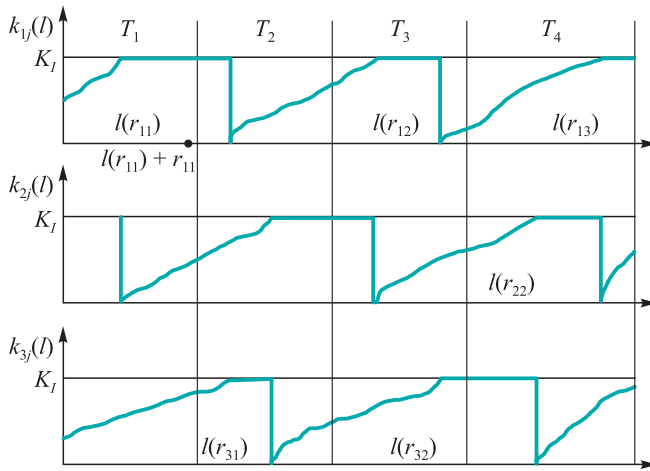


Рис. 1. Проектная схема работы конвертеров первого цеха

Fig. 1. Design operation scheme of converters of Shop 1

Описание смены состояний конвертеров при работе на интервале времени от $l(r_{11})$ до $l(r_{31})$ (рис. 1) показано в таблице.

Проектные решения и система организации ремонтов во втором цехе не допускают выполнения в одном плановом периоде более одного холодного ремонта. На рис. 2 представлены допустимая и недопустимая схемы работы конвертеров второго цеха.

Заметим, что для максимальной удаленности ремонтов конвертеров 4 и 5, выраженной в количестве выпускаемых плавов, абсолютная разность значений функций $k_4(l)$ и $k_5(l)$ должна быть максимально возможной. Максимум абсолютной разности функций $k_4(l)$ и $k_5(l)$ составляет величину $K/2$ (рис. 3). Это условие максимальной удаленности имеет место и для первого цеха, так как согласно проектной схеме работы конвертеров в каждые сутки работают два агрегата из трех.

Количественные ограничения на работу конвертеров. На совместную работу агрегатов в цехах накладываются технологические ограничения, определяющие диапазон изменения количества плавов в сутки в каждом цехе при одном или двух одновременно работающих конвертерах:

$$\underline{m}_I^1 \leq m_{ij}(\Delta t_I) \leq \overline{m}_I^1, \quad i = \overline{1,3}, j = \overline{1,P}; \quad (8)$$

$$\underline{m}_{II}^1 \leq m_{ij}(\Delta t_I) \leq \overline{m}_{II}^1, \quad i = \overline{4,5}, j = \overline{1,P}; \quad (9)$$

Порядок работы конвертеров цеха 1

Operating procedure of converters of Shop 1

$i \backslash l$	$(l(r_{11}), l(r_{11}) + r_{11})$	$(l(r_{11}) + r_{11}, l(r_{31}))$
$s_{ij}(l)$	rm	rz
$s_{ij}(l)$	wr	wr
$s_{ij}(l)$	wr	wr

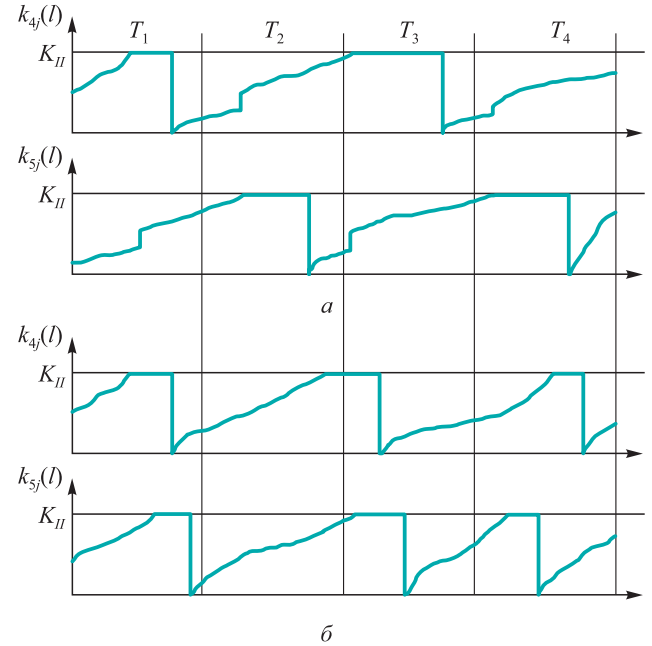


Рис. 2. Допустимая (а) и недопустимая (б) схемы работы конвертеров 4 и 5 (на поз. а в интервалах планирования T_1, T_3 и T_4 выполняются по два ремонта)

Fig. 2. Permissible (а) and unacceptable (б) operating schemes of converters 4 and 5 (in pos. а in the planning intervals T_1, T_3 and T_4 , two repairs are performed)

$$2\underline{m}_I^1 \leq [m_{ij}(\Delta t_I) + m_{i'j}(\Delta t_I)] \leq 2\overline{m}_I^1; \quad (10)$$

$$i \neq i', \quad i, i' = \overline{1,3}, j = \overline{1,P};$$

$$2\underline{m}_{II}^1 \leq [m_{4j}(\Delta t_I) + m_{5j}(\Delta t_I)] \leq 2\overline{m}_{II}^1, \quad j = \overline{1,P}, \quad (11)$$

здесь $\underline{m}_I^1, \overline{m}_I^1, \underline{m}_{II}^1, \overline{m}_{II}^1, 2\underline{m}_I^1, 2\overline{m}_I^1, 2\underline{m}_{II}^1, 2\overline{m}_{II}^1$ – минимальное и максимальное количество плавов, выпускаемых

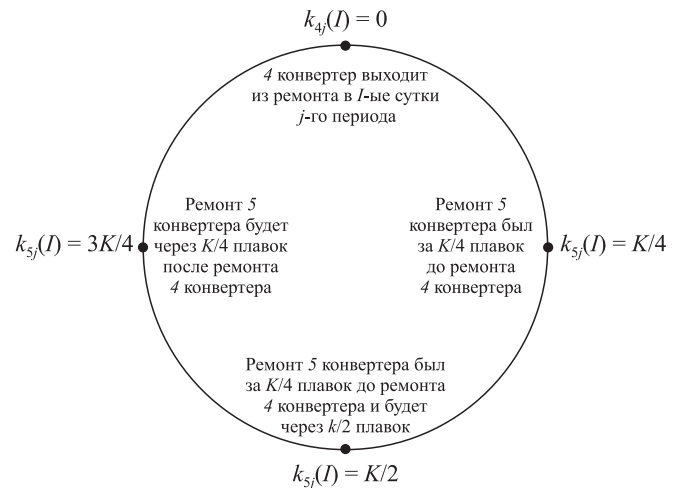


Рис. 3. Зависимость абсолютной разности $|k_4(l) - k_5(l)|$ от значений функций $k_4(l)$ и $k_5(l)$

Fig. 3. Dependence of the absolute difference $|k_4(l) - k_5(l)|$ on values of the functions $k_4(l)$ and $k_5(l)$

в первом и втором цехах при работе одним конвертером, а также минимальное и максимальное количество плавов, выпускаемых в цехах при работе двумя конвертерами соответственно. Заметим, что $2\overline{m}_{II}^1 < \overline{m}_I^1$ и $2\overline{m}_{II}^1 < \overline{m}_{II}^1$, так как в противном случае количества плавов в диапазонах от $\overline{m}_I^1$ до $2\overline{m}_I^1$ и от $\overline{m}_{II}^1$ до $2\overline{m}_{II}^1$ цех не может произвести, что не соответствует действительности. Работа тремя конвертерами в первом цехе технологически не реализуема.

Таким образом, первый цех, который, согласно проектным решениям, должен постоянно работать двумя конвертерами, может производить от $2\overline{m}_I^1$ до $2\overline{m}_{II}^1$ плавов, причем каждый из агрегатов может выпускать от $\overline{m}_I^1$ до $\overline{m}_I^1$ плавов. Второй цех в диапазоне от $\overline{m}_{II}^1$ до $2\overline{m}_{II}^1$ плавов может работать только одним конвертером (режим работы 1), в диапазоне от $2\overline{m}_{II}^1$ до $\overline{m}_{II}^1$ – как одним, так и двумя конвертерами (режим работы 2), а в диапазоне от $\overline{m}_{II}^1$ до $2\overline{m}_{II}^1$ – только двумя конвертерами (режим работы 3) (рис. 4).

Определение объемов суточного необходимого производства чугуна доменным цехом. Чугун, являющийся основной составляющей металлозавалки конвертеров, производится тремя доменными печами (агрегатами непрерывного действия). Будем описывать каждую доменную печь объемами среднего суточного производства чугуна $g_q(\Delta t)$ на полном ходу (зависит от объема доменной печи), объемом $g_q(\Delta t)/2$ производства на тихом ходу (при возможном выполнении планово-предупредительных ремонтов), графиком $[r_q = \Delta t | l = (\overline{l}_{qj}^b, \overline{l}_{qj}^e)]$ ее капитального ремонта (выполняется раз в 4–5 лет), а также графиком $r_{qj}^{nnp} = (\overline{l}_{qj}^1, ..., \overline{l}_{qj}^v)$ планово-предупредительных ремонтов в j -ом периоде, длительность которых, как правило, не превышает 12 ч (здесь $q = 1, 3$ – номер доменной печи; $\overline{l}_{qj}^b, \overline{l}_{qj}^e$ – сутки начала и окончания капитального ремонта соответственно; v – количество планово-предупредительных ремонтов в j -ом периоде).

Обозначим через $g_{qj}(\Delta t_l)$ планируемое производство чугуна для q -ой доменной печи в l -ые сутки j -ого периода

$$g_{qj}(\Delta t_l) = \begin{cases} g_q(\Delta t), & l \notin (\overline{l}_{qj}^b, \overline{l}_{qj}^e); \\ 0, & l \in (\overline{l}_{qj}^b, \overline{l}_{qj}^e); \\ \frac{g_q(\Delta t)}{2}, & l \in (\overline{l}_{qj}^1, ..., \overline{l}_{qj}^v). \end{cases} \quad (12)$$

Очевидно, общий объем производства чугуна в l -ые сутки составит

$$g_j(\Delta t_l) = \sum_{q=1}^3 g_{qj}(\Delta t_l), \quad l = \overline{1}, \overline{L}_j. \quad (13)$$

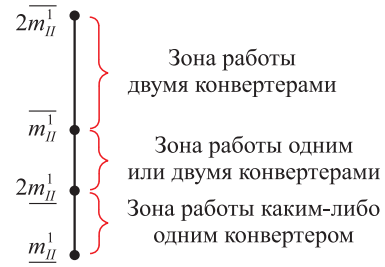


Рис. 4. Диапазоны режимов работы конвертеров второго цеха

Fig. 4. Ranges of operating modes of converters of Shop 2

Последовательность $(g_j(\Delta t_l) | l = \overline{1}, \overline{L}_j)$ описывает планируемое посуточное производство чугуна доменным цехом в j -ом периоде. При календарном плане работы конвертеров, задаваемым соотношением (4), должны иметь место равенства

$$g_I \sum_{i=1}^3 m_{ij}(\Delta t_l) + g_{II} \sum_{i=4}^5 m_{ij}(\Delta t_l) = g_j(\Delta t_l), \quad l = \overline{1}, \overline{L}_j. \quad (14)$$

ОСОБЕННОСТИ ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ И ПОДХОД

К ИХ РЕШЕНИЮ

В состав основных прикладных задач, требующих решения с учетом изложенных выше модельных представлений об объекте исследования, входят:

1. формирование графиков $(m_{ij}(\Delta t_l) | l = \overline{1}, \overline{L}_j)$, $(m_{IIj}(\Delta t_l) | l = \overline{1}, \overline{L}_j)$ выпуска плавов конвертерными цехами на основе графика $(g_j(\Delta t_l) | l = \overline{1}, \overline{L}_j)$ производства чугуна для каждого периода j с целью определения месячных плановых заданий цехам;
2. формирование графиков ремонта конвертеров в цехах производства

$$(l_{ij}^n, l_{ij'}^e)_v \subset \bigcup_{j=1}^P T_j, \quad i = \overline{1}, \overline{5}, \quad v = \overline{1}, \overline{2}, ..., \quad (15)$$

$$r_v = \begin{cases} l_{ij'}^e - l_{ij}^n, & j = j'; \\ L_j - l_{ij}^n + l_{ij'}^e, & j \neq j' \end{cases}$$

с целью планирования работы ремонтных служб металлургического комбината;

3. формирование графиков $[(m_{ij}(\Delta t_l) | l = \overline{1}, \overline{L}_j) | i = \overline{1}, \overline{3}]$ и $[(m_{IIj}(\Delta t_l) | l = \overline{1}, \overline{L}_j) | i = \overline{4}, \overline{5}]$ работы конвертерных цехов с целью переработки цехами поступающего из доменного цеха жидкого чугуна.

Таким образом, к основным особенностям исследуемых задач можно отнести дискретность и нелинейность функций, функционалов, операторов, параметров и критериев, описывающих задачи. В частности, в соответствии с рис. 3, одним из предпочтительных при календарном планировании может быть критерий

$$Q = \sum_{j=1}^P \left[\left(|k_{ij}^e - k_{ij'}^e| - 0,5K_I \right) + \left(|k_{4j}^e - k_{5j}^e| - 0,5K_{II} \right) \right] \rightarrow \min, \quad (16)$$

направленный на обеспечение максимальной удаленности ремонтов двух работающих конвертеров (выраженной в количестве выпускаемых плавок). Функционал Q относится к классу дискретных и нелинейных. Дискретность и нелинейность задач затрудняют и делают невозможным построение соответствующих аналитических моделей, позволяющих определять и ранжировать множество допустимых решений.

Таким образом, формализация исследуемых задач показывает, что особенности процесса функционирования конвертерного производства делают затруднительным (или практически невозможным) построение и использование аналитических решений. С учетом этих обстоятельств авторами выбран подход к решению поставленных задач, базирующийся на создании и использовании цифровой дискретно-событийной имитационной модели, которая:

- представляет собой цифровую копию исследуемого процесса функционирования конвертерного производства, отражает его структуру, производительность, техническое состояние и такие параметры, как длительность кампании конвертеров, длительность ремонтных периодов и др.;

- использует различные механизмы управления для решения задач распределения входного потока чугуна между конвертерными цехами, формирования календарных графиков работы отдельных конвертеров и их ремонтов;

- накапливает информацию по мере ее функционирования для целей оптимизации и прогнозирования результатов процесса функционирования;

- позволяет собирать данные о процессе функционирования конвертерного производства и использовать инструменты предиктивной аналитики для планирования ремонтов;

- предоставляет данные, которые невозможно получить непосредственно на физическом объекте и которые могут быть использованы для оптимизации параметров системы;

- формирует наборы данных для визуализации отдельных результатов процесса функционирования [18 – 20].

Выводы

Показаны существенная взаимозависимость, дискретность и нелинейность задач планирования объемов производства, ремонтов и графиков работы конвертеров и обоснована необходимость создания цифровой дискретно-событийной имитационной модели процесса функционирования конвертерного производства металлургического комбината для численного реше-

ния исследуемых задач путем компьютерного моделирования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Лэсдон Л. Оптимизация больших систем. Москва: Наука; 1975:432.
2. Hamann-Lohmer J., Lasch R. Production planning and scheduling in multi-factory production networks: A systematic literature review. *International Journal of Production Research*. 2021;59(7):2028–2054. <https://doi.org/10.1080/00207543.2020.1797207>
3. Прохоров А., Лысачев М. Цифровой двойник. Анализ, тренды, мировой опыт / Научн. ред. проф. А.И. Боровков. Издание первое, исправленное и дополненное. Москва: ООО «АльянсПринт»; 2020:401.
4. Glaessgen E.H., Stargel D.S. The digital twin paradigm for future NASA and U.S. air force vehicles. In: *53rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conf. 20th AI. 23–26 April 2012, Honolulu, Hawaii*. <https://doi.org/10.2514/6.2012-1818>
5. The new age of manufacturing: Digital twin technology & IoT [Electronic resource]. URL: <http://www.innovation4.cn/library/r46394/>. (Accessed: 20.01.2025).
6. Modern manufacturing's triple play: Digital twins, analytics and the internet of things [Electronic resource]. URL: <https://www.nextspace.com/recommended-reading/modern-manufacturings-triple-play-digital-twins-analytics-and-iot>. (Accessed: 20.01.2025).
7. Цифровые двойники в ритейле – кто это такие и почему с ними срочно нужно знакомиться? [Электронный ресурс]. URL: https://new-retail.ru/tehnologii/tsifrovye_dvoyniki_v_riteyle_kto_eto_takie_i_pochemu_s_nimi_srochno_nuzhno_znakomitsya5533/?ysclid=m8ajyzvqlj502045804. (Дата обращения: 20.01.2025).
8. «15 ключевых компонентов современного производства» (Сайт Nanonews.net) [Электронный ресурс]. URL: <https://www.nanonewsnet.ru/articles/2017/15-klyuchevykh-komponentov-sovremennogo-proizvodstva>. (Дата обращения: 20.01.2025).
9. Цифровые двойники и цифровые тени в высокотехнологичной промышленности [Электронный ресурс]. URL: <https://4science.ru/articles/Cifrovie-dvoyniki-i-cifrovie-teni-v-visokotehnologichnoi-promishlennosti>. (Дата обращения: 20.01.2025).
10. Ключевые инструменты и форматы развития цифровой экономики: «умные» цифровые двойники и Центр НТИ СПбПУ [Электронный ресурс]. URL: <https://nticenter.spbstu.ru/news/6722>. (Дата обращения: 20.01.2025).
11. UK team to develop rapid virtual testing technique for manufactured components [Electronic resource]. URL: <https://www.theengineer.co.uk/content/news/uk-team-to-develop-rapid-virtual-testing-technique-for-manufactured-components/>. (Accessed: 20.01.2025).
12. Боровков А.И., Рябов Ю.А. Определение, разработка и применение цифровых двойников: подход Центра компетенций НТИ СПбПУ «Новые производственные технологии». *Цифровая подстанция*. 2019;(12):20–25.
Borovkov A.I., Ryabov Yu.A. Definition, development and application of digital twins: Approach of the NTI SPbPU

- Competence Center “New Production Technologies”. *Digital substation*. 2019;(12):20–25. (In Russ.).
13. Design with Confidence (Commentary). CIMdata [Electronic resource]. URL: <https://www.cimdata.com/de/resources/complimentary-reports-research/commentaries/item/3345-design-with-confidence-commentary>. (Accessed: 20.01.2025).
 14. Rodič B. Industry 4.0 and the new simulation modelling paradigm. *Organizacija*. 2017;50(3):193–207. <https://doi.org/10.1515/orga-2017-0017>
 15. Mukherjee T., DebRoy T. A digital twin for rapid qualification of 3D printed metallic components. *Applied Materials Today*. 2019;14:59–65. <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2018.11.003>
 16. Lind M. Digital thread. *Aras* [Electronic resource]. URL: <https://community.aras.com/b/english/posts/promise-of-the-digital-thread>. (Accessed: 28.05.2020)
 17. Новая парадигма цифрового проектирования и моделирования глобально конкурентоспособной продукции нового поколения [Электронный ресурс]. URL: <http://fea.ru/news/6721>. (Дата обращения: 20.01.2025).
 18. Прохоров И.М., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Постановка и декомпозиция задачи календарного планирования ремонтов и работы конвертеров сталеплавильного производства. *Системы управления и информационные технологии*. 2024;(2(96)):38–40.
 - Prokhorov I.M., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Formulation and decomposition of the task of scheduling repairs and operation of steelmaking converters. *Management systems and information technologies*. 2024;(2(96)):38–40. (In Russ.).
 19. Корнет М.Е., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Планирование системы ремонтов конвертеров в условиях квазипериодического функционирования агрегатов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(6):738–743. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-738-743>
 - Kornet M.E., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Planning BOF repair system in conditions of quasi-periodic operation of units. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):738–743. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-738-743>
 20. Прохоров И.М., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. О процедуре решения задачи построения расписания ремонтов конвертеров сталеплавильного цеха с двумя агрегатами. *Системы управления и информационные технологии*. 2024;(2(96)):64–67.
 - Prokhorov I.M., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. The procedure for solving the problem of scheduling repairs of converters in a steelmaking plant with two units. *Management systems and information technologies*. 2024;(2(96)):64–67. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Алексей Валерьевич Зимин, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-0485-9846

E-mail: zimin.0169@yandex.ru

Мария Евгеньевна Корнет, старший преподаватель кафедры инженерной кибернетики, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-4100-5644

E-mail: marya.kornet@gmail.com

Ирина Владимировна Буркова, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, Институт проблем управления им. В.А. Трапезникова РАН

ORCID: 0000-0002-4671-0847

E-mail: irbur27@mail.ru

Валерий Викторович Зимин, д.т.н., профессор кафедры автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4152-3572

E-mail: zimin1945@sibsiu.ru

Aleksei V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-0485-9846

E-mail: zimin.0169@yandex.ru

Maria E. Kornet, Senior Lecturer of the Chair of Engineering Cybernetics, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0003-4100-5644

E-mail: marya.kornet@gmail.com

Irina V. Burkova, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Leading Researcher, V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4671-0847

E-mail: irbur27@mail.ru

Valerii V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4152-3572

E-mail: zimin1945@sibsiu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. В. Зимин – постановка проблемы, формирование выводов.

М. Е. Корнет – постановка задачи исследования, разработка и реализация алгоритма, анализ полученных результатов.

И. В. Буркова – постановка задач исследования, анализ данных.

В. В. Зимин – технологическое описание поставленной задачи, обоснование направления исследований, анализ полученных результатов.

A. V. Zimin – formulation of the problem, formation of conclusions.

M. E. Kornet – formulation of research tasks, development and implementation of the algorithm, analysis of results.

I. V. Burkova – formulation of research tasks, data analysis.

V. V. Zimin – technological description of the task, justification of the research direction, analysis of results.

Поступила в редакцию 20.12.2024

После доработки 20.01.2025

Принята к публикации 27.01.2025

Received 20.12.2024

Revised 20.01.2025

Accepted 27.01.2025

Международная научная конференция ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ имени академика А.М. Самарина с 16 по 20 июня 2025 года

Конференция посвящается 70 -летию ИМЕТ УрО РАН

Место проведения: Россия, Свердловская область, г. Екатеринбург, ИМЕТ УрО РАН

Организаторы

- Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- Институт металлургии им. академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН
- Научный совет РАН по металлургии и металловедению
- ФГАОУ ВО «УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Важные даты

Регистрация участников конференции с устными докладами **с 5 февраля по 28 апреля 2025 г.** на сайте конференции www.samarin.imetran.ru.

Прием электронных версий статей **до 20 апреля 2025 г.** по электронной почте fhomp@yandex.ru.

Рассылка проекта программы – **вторая половина мая 2025 г.**

Конференция будет проходить в **очном режиме**. Участие в конференции **бесплатно** для участников с устными докладами.

Рабочий язык конференции – **русский**.

Спонсоры конференции



Тематика конференции

Физикохимия металлургических расплавов.

Физико-химические процессы восстановления элементов из руд «водородная» металлургия, процессы прямого восстановления железа, производство чугуна, и т.д.

Современные физико-химические процессы производства высококачественных сталей и сплавов от подготовки шихтовых материалов до готового продукта:

- подготовка металлошихты;
- выплавка полупродукта (все виды процессов);
- ковшевая (внепечная) обработка стали;
- разливка стали (в т.ч. процессы кристаллизации, ликвации и т.д.);
- неметаллические включения и газы в стали;
- современные аналитические способы контроля качества продукции.

Физико-химические процессы и процессы структурообразования, происходящие при термомеханической обработке и сварке

Физико-химические процессы производства ферросплавов, легирующих материалов, шлаковых смесей и огнеупоров.

Математическое моделирование, информационные технологии, искусственный интеллект, средства контроля и автоматизация в металлургии.

Физико-химические процессы производства цветных металлов.

Новые процессы производства металлов и сплавов и аддитивные технологии.

Отдельные статьи по материалам конференции будут опубликованы в журнале «Известия ВУЗов Черная Металлургия»

Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, *главный редактор*

Е.В. Протопопов, *заместитель главного редактора*

Е.А. Ивани, *ответственный секретарь*

Л.П. Бащенко, *заместитель ответственного секретаря*

Е.Ю. Потапова, *заместитель главного редактора по развитию*

О.А. Долицкая, *научный редактор*

В.В. Расенец, *верстка, иллюстрации*

Г.Ю. Острогорская, *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 20.04.2025. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 11,0. Заказ 21934. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



Kuznetsk armor: The first frontiers of victory

Experience in producing rails from bainitic steels 30KhG2S2AFM and 30KhG2SAFN

Actual progress of production waste disposal problems

Initiation of melting at tilt grain boundaries in austenite depending on the misorientation angle

On the influence of rare-earth oxide additives on kinetics of borated layer formation and boron diffusion along grain boundaries during steel boriding

Thermodynamic second-order interaction coefficients of nitrogen with nickel and chromium in liquid steel

Thermodynamic modelling of reduction of iron ore materials by hydrogen-containing gases

Thermodynamic analysis of conditions for iron and titanium separation in ilmenite concentrate by selective reduction of elements

Peculiarities of the phase composition formation of steelmaking slags and evaluation of the possibility of obtaining mineral binders with low CO₂ generation on their basis

Using digital simulation models to optimize the operation of complex production facilities



**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

