

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2026 Том 69 № 4
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Обоснование и разработка эффективных режимов продувки
рельсовой стали инертным газом в процессе внепечной обработки

Неметаллические включения, микроструктура и механические свойства
низкоуглеродистой трубной стали, микролегированной бором

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Стадии пластической деформации закаленной перлитной стали
заэвтектоидного состава при растяжении и сжатии

Молекулярно-динамическое моделирование деформации наночастиц
аустенита с нанокристаллической структурой

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2026 Том 69 № 4
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. Горбатюк, 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. Гролов, 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, академик РАЕН, 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, академик РАН, д.ф.-м.-н., профессор, 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. Темлянецев, 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, 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, Academician of RAS, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., 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, Academician of the Russian Academy of Natural Sciences, 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: ferrous@sisis.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., 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

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Мельник С.Г., Ковалев П.В., Бондарь В.И., Рябошук С.В., Козьминская О.В., Ананьев А.А., Михайлова Я.О., Чиянов А.А., Семин С.П. Декарбонизация, водородный тренд и искусственный интеллект в металлургии 324
- Чуманов И.В., Матвеева М.А., Алексеев И.А. Численное моделирование формы фронта кристаллизации слитка ЭШП при корректировании траектории падения капель электрода металла 333
- Михеенков М.А., Шешуков О.Ю., Егиазарьян Д.К., Лозовая Е.Ю. Извлечение сульфатного цинка из металлургических отходов с получением металлофлюса 339
- Волков А.И., Козырев Н.А., Кологривов К.А., Стулов П.Е. Современное состояние производства и применения хрома в чёрной металлургии. Часть 2. Ферросплавы 346
- Уманский А.А., Думова Л.В., Симачев А.С., Шевченко Р.А., Фейлер Д.Т. Обоснование и разработка эффективных режимов продувки рельсовой стали инертным газом в процессе внепечной обработки ... 358
- Бабенко А.А., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н. Неметаллические включения, микроструктура и механические свойства низкоуглеродистой трубной стали, микролегированной бором 365

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. Сопротивление изнашиванию деталей машин после термической обработки в магнитном поле 374
- Невский С.А., Громов В.Е., Порфирьев М.А., Башченко Л.П., Михайлов Д.Д., Джемела П.В. Стадии пластической деформации закаленной перлитной стали заэвтектоидного состава при растяжении и сжатии 381
- Сомов С.А., Ворожева Е.Л., Цепелев В.С., Мurysev В.А., Некрасов И.В. Металлографические подходы к исследованию расплава, выплавленного в дуговой электропечи с адаптацией классической термовременной обработки к современной электроплавке 394
- Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю., Бебихов Ю.В., Семенов А.С. Молекулярно-динамическое моделирование деформации наночастиц аустенита с нанокристаллической структурой 403
- Носков Ф.М., Климов С.А., Масанский О.А. Формирование структуры карбидостали (быстрорежущая сталь 10P6M5 + монокарбид вольфрама WC) при индукционной наплавке 412

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Mel'nik S.G., Kovalev P.V., Bondar' V.I., Ryaboshuk S.V., Koz'minskaya O.V., Anan'ev A.A., Mikhailova Ya.O., Chiyanov A.A., Semin S.P. Decarbonization, hydrogen trend and artificial intelligence in metallurgy 324
- Chumanov I.V., Matveeva M.A., Alekseev I.A. Numerical modeling of solidification front shape in electros slag remelted ingot under correction of electrode metal drop trajectory 333
- Mikheenkoy M.A., Sheshukov O.Yu., Egiazaryan D.K., Lozovaya E.Yu. Extraction of zinc sulfate from metallurgical waste to produce metal flux 339
- Volkov A.I., Kozyrev N.A., Kologriev K.A., Stulov P.E. Current state of chromium production and application in ferrous metallurgy. Part 2. Ferroalloys 346
- Umanskiy A.A., Dumova L.V., Simachev A.S., Shevchenko R.N., Feiler D.T. Justification and development of effective modes of inert gas purging of rail steel during ladle treatment 358
- Babenko A.A., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N. Nonmetallic inclusions, microstructure and mechanical properties of low-carbon boron microalloyed pipe steel 365

MATERIALS SCIENCE

- Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V. Wear resistance of machine parts after heat treatment in magnetic field 374
- Nevskii S.A., Gromov V.E., Porfirev M.A., Bashchenko L.P., Mikhailov D.D., Dzhemela P.V. Stages of plastic deformation of quenched pearlitic steel of hypereutectoid composition under tension and compression 381
- Somov S.A., Vorozheva E.L., Tsepelev V.S., Murysev V.A., Nekrasov I.V. Metallographic approaches to the study of melt produced in EAF with adaptation of classical thermal-time treatment to modern electric smelting 394
- Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S. Molecular dynamics simulation of deformation of austenite nanoparticles with a nanocrystalline structure 403
- Noskov F.M., Klimov S.A., Masanskii O.A. Formation of the carbide steel structure (high-speed steel 10R6M5 + tungsten monocarbide WC) at induction surfacing 412

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

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

Рыбенко И.А., Корнет М.Е., Ермакова Л.А., Буинцев В.Н. Постановка и решение оптимизационных задач в металлургии	423
Поспелов И.Д. Совершенствование методики расчёта температурных напряжений в рабочих валках реверсивного толстолистого стана горячей прокатки	433
К 95-летию Владимира Ивановича Жучкова!	440

Rybenko I.A., Kornet M.E., Ermakova L.A., Buintsev V.N. Statement and solution of optimization problems in metallurgy	423
Pospelov I.D. Improving the method for calculating temperature stresses in working rolls of a reversing hot rolling plate mill	433
To the 95th Anniversary of Vladimir Ivanovich Zhuchkov ..	440



УДК 669.1(075.8)

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-324-332



Оригинальная статья

Original article

ДЕКАРБОНИЗАЦИЯ, ВОДОРОДНЫЙ ТРЕНД И ИСКУССТВЕННЫЙ ИНТЕЛЛЕКТ В МЕТАЛЛУРГИИ

С. Г. Мельник¹, П. В. Ковалев¹, В. И. Бондарь², С. В. Рябошук¹✉,
О. В. Козьминская³, А. А. Ананьев¹, Я. О. Михайлова¹,
А. А. Чиянов¹, С. П. Сёмин³

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (Россия, 1955251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29)

² Приазовский государственный технический университет (Россия, 287642, Донецкая народная республика, Мариуполь, ул. Университетская, 7)

³ Петербургский государственный университет путей сообщения императора Александра I (Россия, 190031, Санкт-Петербург, Московский пр., 9)

✉ ryaboshuk_sv@spbstu.ru

Аннотация. Исследования и разработка технологий, направленных на снижение последствий глобального потепления, являются весьма актуальными. В работе представлены результаты анализа глобального потепления в атмосфере Земли в связи с естественным и усиленным парниковым эффектом и оценка возможного влияния металлургического производства на формирование усиленного парникового эффекта. Известно, что металлургия вносит около 8 % антропогенного CO₂, что значительно меньше, чем вносят энергетика (24 %), землепользование (18 %), транспорт (14 %) или сельское хозяйство (14 %). Около 80 % «металлургического» CO₂ поставляет доменный процесс, поэтому одна из основных задач металлургии по борьбе с глобальным потеплением заключается в замене технологии получения чугуна в доменных печах бездоменной технологией прямого восстановления железа (DRI) типа Midrex. Вместе с тем вывод из эксплуатации доменных печей потребует значительного времени и на этот переходный период предлагается полигибридная технология декарбонизации процессов восстановления оксидов железа в доменной печи. Эта технология заключается в инициировании реакции конверсии водяного газа (WGSR): $\{H_2O\} + \{CO\} \rightleftharpoons \{H_2\} + \{CO_2\} + Q(-\Delta H)$ путем подачи в печь водяного пара $\{H_2O\}$. В результате термодинамического анализа процесса образования водорода $\{H_2\}$ установлена температура (примерно 1093 К (820 °C)), при понижении которой в соответствии с принципом Ле-Шателье происходит увеличение константы равновесия реакции и количества выделившегося водорода. На основании этого по профилю температуры любой доменной печи может быть определен начальный уровень для размещения устройств подачи пара в рабочее пространство печи. Поскольку реакция WGSR является экзотермической, следует ожидать наряду с интенсифицированием процесса восстановления железа и экономии кокса. Предлагаемая технология не вступает в противоречие с другими процессами декарбонизации, дополняя и увеличивая результативность их действия. Рассмотренная схема использования пара для интенсификации процесса восстановления железа учитывает возможность разработки и применения элементов искусственного интеллекта с учетом особенностей автоматизации и управления этим восстановлением. Авторы заявляют о приоритете предлагаемой ими *полигибридной технологии декарбонизации процессов восстановления оксидов железа* с помощью водорода, образующегося в результате гетерогенно-каталитического процесса на основе реакции водяного газа.

Ключевые слова: парниковый эффект, декарбонизация, оксиды железа, водород, пар, восстановление, конверсия, полигибридное восстановление

Для цитирования: Мельник С.Г., Ковалев П.В., Бондарь В.И., Рябошук С.В., Козьминская О.В., Ананьев А.А., Михайлова Я.О., Чиянов А.А., Сёмин С.П. Декарбонизация, водородный тренд и искусственный интеллект в металлургии. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):324–332. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-324-332>

DECARBONIZATION, HYDROGEN TREND AND ARTIFICIAL INTELLIGENCE IN METALLURGY

S. G. Mel'nik¹, P. V. Kovalev¹, V. I. Bondar², S. V. Ryaboshuk¹✉,

O. V. Koz'minskaya³, A. A. Anan'ev¹, Ya. O. Mikhailova¹,

A. A. Chiyanov¹, S. P. Semin³

¹ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (29 Politekhnikeskaya Str., St. Petersburg 195251, Russian Federation)

² Azov State Technical University (7 Universitetskaya Str., Mariupol, Donetsk People's Republic 287642, Russian Federation)

³ Emperor Alexander I St. Petersburg State Transport University (9 Moskovskii Ave., St. Petersburg 190031, Russian Federation)

✉ ryaboshuk_sv@spbstu.ru

Abstract. Research and development of the technologies aimed at reducing the effects of global warming are very relevant. The paper presents the results of an analysis of global warming in the Earth's atmosphere in connection with the natural and enhanced greenhouse effect and provides an assessment of the possible impact of metallurgical production on the formation of an enhanced greenhouse effect. Metallurgy is known to contribute about 8 % of anthropogenic CO₂, which is significantly less than energy (24 %), land use (18 %), transport (14 %) or agriculture (14 %). About 80 % of the "metallurgical" CO₂ is supplied by the blast furnace process, therefore, one of the main tasks of metallurgy in combating global warming is to replace the technology for producing pig iron in blast furnaces with direct iron reduction (DRI) technology of the Midrex type. At the same time, decommissioning of blast furnaces will take a considerable amount of time, and a polyhybrid technology for decarbonization of iron oxide reduction processes in a blast furnace is proposed for this transition period. This technology consists in initiating the water gas shift reaction (WGSR): $\{H_2O\} + \{CO\} \rightleftharpoons \{H_2\} + \{CO_2\} + Q(-\Delta H)$ by supplying water vapor $\{H_2O\}$ to a furnace. As a result of thermodynamic analysis of the hydrogen formation process $\{H_2\}$, the temperature was established (approximately 1093 K (820 °C)), at a decrease of which, in accordance with the Le Chatelier principle, the reaction equilibrium constant and the released hydrogen amount increase. Based on this, the temperature profile of any blast furnace can be used to determine the initial level for placing steam supply devices in the furnace working space. Since the WGSR reaction is exothermic, it should be expected along with the intensification of the iron reduction process and coke saving. The proposed technology does not conflict with other decarbonization processes, complementing and increasing the effectiveness of their action. The considered scheme of using steam to intensify the iron reduction process takes into account the possibility of developing and applying artificial intelligence elements with the specifics of automation and control of this process. The authors declare the priority of their proposed *polyhybrid technology for decarbonization of iron oxide reduction processes* using hydrogen generated as a result of a heterogeneous catalytic process based on the reaction of water gas.

Keywords: greenhouse effect, decarbonization, iron oxides, hydrogen, steam, reduction, conversion, polyhybrid reduction

For citation: Mel'nik S.G., Kovalev P.V., Bondar' V.I., Ryaboshuk S.V., Koz'minskaya O.V., Anan'ev A.A., Mikhailova Ya.O., Chiyanov A.A., Semin S.P. Decarbonization, hydrogen trend and artificial intelligence in metallurgy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):324–332.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-324-332>

ВВЕДЕНИЕ

Более полутора веков назад ученые обратили внимание на изменения климата на Земле, которые сопровождаются увеличением температуры земной атмосферы в результате выделения парниковых газов, образующих парниковый эффект [1–4]. Состав этих газов известен: около 76 % оксида углерода CO₂, 16 % метана CH₄, 6,2 % оксидов азота и небольшие примеси других газов. По мнению основоположника учений о биосфере и ноосфере академика В.И. Вернадского [5], нарушение установившегося баланса обмена энергией и веществом Земли с космосом (увеличением количества угольной кислоты – термин В.И. Вернадского) было вызвано активной деятельностью цивилизованного человека, направленной на биогеохимические процессы в биосфере.

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ГЛОБАЛЬНОГО ПОТЕПЛЕНИЯ И МЕТАЛЛУРГИЯ

Известно два вида парникового эффекта: естественный и усиленный. Естественный парниковый эффект

вызван естественными парниковыми газами, а усиленный парниковый эффект имеет антропогенное происхождение.

За 100 лет с 1850 по 1950 гг. содержание CO₂ в атмосфере Земли возросло примерно на 15 % и продолжает расти и дальше, в том числе в результате разрушительной деятельности человека. По данным Всемирной метеорологической организации (ВМО) содержание CO₂ в атмосфере Земли в течение последних 800 тыс. лет составляло от 200 до 280 ppm, в 2013 г. оно превысило 400 ppm, в 2023 г. – 420 ppm и на 50 % превышает доиндустриальный уровень. Интенсивность возрастания эмиссии CO₂ в атмосфере по данным из шести точек замеров показана на рис. 1, б. Подобная тенденция с 1958 г. подтверждается и графиками Килинга по замерам CO₂ в обсерватории Мануа-Лоа на острове Гавайи. По данным ВМО период 2016–2022 гг. был самым теплым за всю историю наблюдений с 1880 г.

Понятие «углеродной нейтральности» или «нулевого уровня выбросов» не означает полного отсутствия выбросов и свидетельствует лишь о сбалансированном состоянии окружающей среды, когда объемы эмиссии

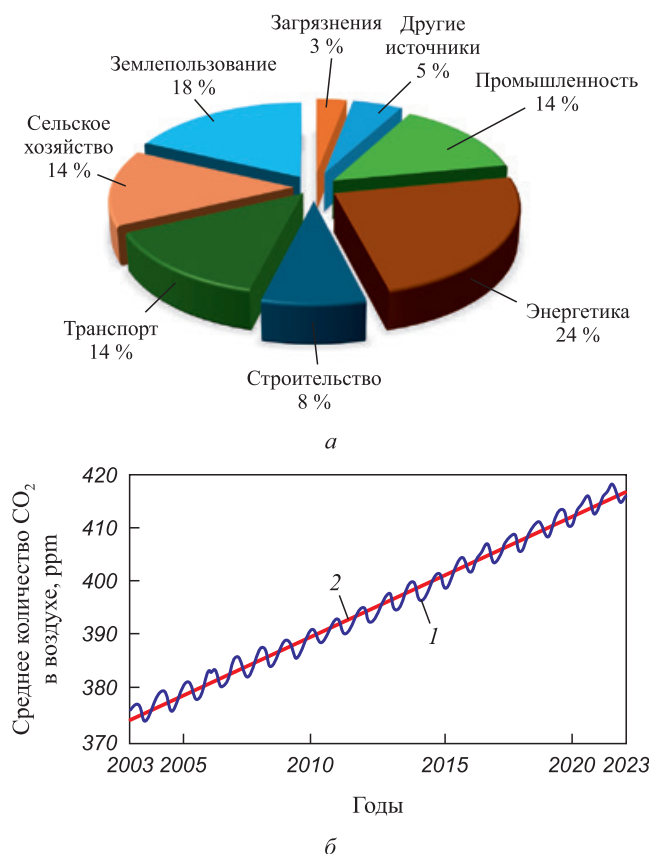


Рис. 1. Эмиссия CO₂ в атмосфере Земли:

а – состав усиленного парникового эффекта;

б – изменение количества CO₂ с 2003 г.;

1 – среднесуточные значения глобальной концентрации CO₂ в атмосфере; 2 – среднегодовые значения глобальной концентрации CO₂ в атмосфере

Fig. 1. CO₂ emissions in the Earth's atmosphere:

а – composition of the enhanced greenhouse effect;

б – change in CO₂ since 2003;

1 – average monthly values of global CO₂ concentration in the atmosphere; 2 – average annual values of global CO₂ concentration in the atmosphere

углекислого газа не превышают его объемов, поглощаемых Землей (ее океанами и лесами) [6; 7].

В промышленности сжигание органических (или ископаемых) веществ, в том числе угля и углеводородного топлива, приводит к увеличению количества CO₂ в атмосфере Земли и формирует порядка 14 % усиленного антропогенного парникового эффекта, включающего вклад металлургии (см. рис. 1). Металлургия вносит около 8 % антропогенного CO₂, что значительно меньше, чем энергетика (24 %), землепользование (18 %), транспорт (14 %) или сельское хозяйство (14 %) [8]. В свою очередь, главным источником CO₂ в металлургии является доменный процесс с выделением до 80 % от всего «металлургического» оксида углерода CO₂. Именно поэтому основное принятое направление борьбы с глобальным потеплением в металлургии заключается в плановом переходе от производства стали в конвертерах, электродуговых печах и других

агрегатах с применением жидкого и твердого переделного чугуна, получаемого в доменных печах, к применению технологии выплавки стали из восстановленного железа, получаемого способами прямого восстановления железа DRI (*Direct Reduced Iron*).

ТЕРМОДИНАМИКА ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ

ВОССТАНОВЛЕННОГО ЖЕЛЕЗА

Применение способов DRI исключает доменные печи из процессов производства железа, то есть эти процессы становятся бездоменными или бескоксовыми [9 – 11]. Технология DRI заключается в производстве металлизированного сырья и последующем переплаве его в электродуговых или других сталеплавильных печах с разливкой полученной стали на МНЛЗ или в изложницы. Наиболее отработана и часто применяется технология получения восстановленного железа DRI типа Midrex, обеспечивающая порядка 60 % металлизированной металлопродукции, получаемой известными способами DRI [12 – 16].

Вместе с тем, до полной замены технологии получения чугуна в доменных печах бескоксовыми процессами DRI еще достаточно далеко и человечество вступает в промежуточный период, который сегодня характеризуется интенсивной эксплуатацией доменных печей и относительно небольшим объемом производства восстановленного железа DRI. Так, по данным Всемирной ассоциации стали WSA, получение восстановленного железа в мире составило в 2024 г. 144,1 млн т (рис. 2), что значительно меньше выплавленной за этот период стали – 1885 млн т. К восстановленному железу относятся металлизированные окатыши, горячебрикетированное железо НБИ, горячекомпактированное железо ГКЖ и губчатое (или бездоменное) железо [17 – 21].

В металлургических процессах, протекающих при выплавке чугуна в восстановительной атмосфере доменной печи, участвуют многочисленные твердые и газообразные компоненты: кокс, мазут, пылеугольное

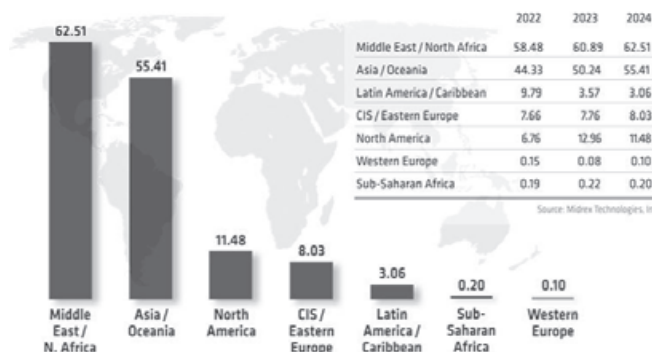
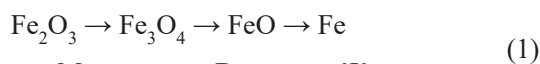


Рис. 2. Мировое производство железа прямого восстановления DRI в 2024 г. по регионам (млн т)

Fig. 2. Global direct reduced iron (DRI) production in 2024 by region (million tons)

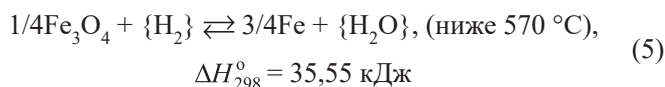
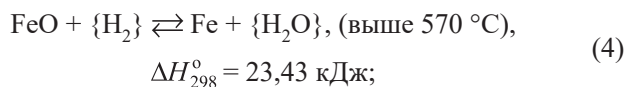
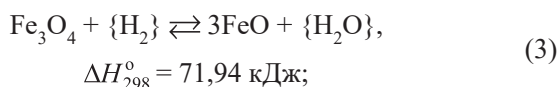
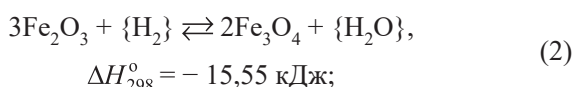
топливо, горючие газы, водород, кислород, углекислый газ и прочие. Химические реакции в металлургических процессах на основе этих компонентов являются гетерогенными (газ + твердая фаза) и гомогенными (газовая фаза) [22; 23]. Восстановителями железа в доменной печи являются оксид углерода CO (угарный газ), водород H₂ и углерод C. Восстановление оксидов железа до железа происходит по известной схеме принципа последовательности превращений академика А.А. Байкова:



Гематит → Магнетит → Вюстит → Железо.

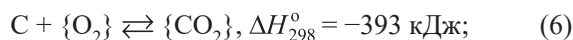
По классификации А.А. Байкова гематит Fe₂O₃ относится к легковосстановимым оксидам, магнетит Fe₃O₄ и вюстит FeO – к равнопрочным и трудновосстановимым оксидам соответственно.

Восстановление оксидов железа водородом может быть представлено реакциями



и другими окислительно-восстановительными реакциями. Реакция (2) является экзотермической, реакции (3) – (5) – эндотермические. Реализуемые в доменной печи реакции горения (окисления):

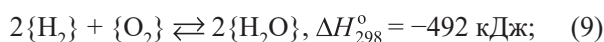
– углерода (углетермические или карботермические реакции)



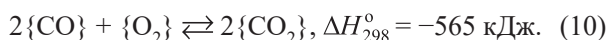
– углерода (реакция Будуара)



– водорода



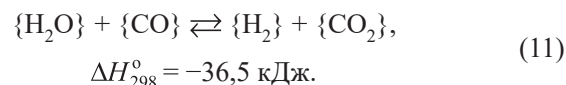
– оксида углерода (угарного газа)



ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

ВЫПЛАВКИ ЧУГУНА С УЧЕТОМ РЕАКЦИИ КОНВЕРСИИ ВОДЯНОГО ГАЗА

В процессе получения чугуна из оксидов железа в восстановительной атмосфере доменной печи участвует еще одна окислительно-восстановительная реакция (11) – реакция водяного газа [22 – 24]:



Иногда в литературе эту реакцию называют реакцией конверсии водяного газа или реакцией конверсии CO водяным паром [25]. Реакция конверсии водяного газа WGSР (*Water – gas shift reaction*) была открыта итальянским физиком Феличе Фонтана в 1780 г. Позднее, в 1830 г., Штрмейер (Германия) предложил добавлять пар к дутью [26]. Исходя из принципа Ле–Шателье, при этом следует ожидать дополнительного выделения водорода. Реакция (11) экзотермическая и привносит тепло в общий тепловой баланс процесса производства чугуна в доменной печи (сопровождается выделением тепла и уменьшением энтальпии). Для стандартных условий рассматриваемой реакции величина изменения энтальпии ΔH_{298}° известна и составляет –36 500 Дж (–8732 кал). Константа равновесия K_p реакции (11) может быть представлена следующим уравнением с учетом парциальных давлений водорода $P_{\{\text{H}_2\}}$, диоксида углерода $P_{\{\text{CO}_2\}}$, монооксида углерода $P_{\{\text{CO}\}}$ и паров воды $P_{\{\text{H}_2\text{O}\}}$:

$$K_p = \frac{P_{\{\text{H}_2\}}}{P_{\{\text{H}_2\text{O}\}}} \frac{P_{\{\text{CO}_2\}}}{P_{\{\text{CO}\}}}. \quad (12)$$

Физико-химический анализ влияния состава на свойства системы с учетом принципа систематизации равновесий для выделенной реакции конверсии водяного газа позволяет применить правило фаз Гиббса и определить число степеней свободы C , то есть число параметров, определяющих состояние системы при равновесии:

$$C = K + 2 - \Phi = 3 + 2 - 1 = 4. \quad (13)$$

Для однофазной ($\Phi = 1$) и трехкомпонентной ($K = 3$) системы число степеней свободы $C = 4$ и тогда

$$P_{\{\text{H}_2\}} = f(T, P_{\{\text{H}_2\text{O}\}}, P_{\{\text{CO}\}}, P_{\{\text{CO}_2\}}). \quad (14)$$

Особенность рассматриваемой системы заключается в постоянстве количества участвующих в химической реакции (11) молекул, что является признаком независимости равновесных условий от общего давления P . Из данных на графиках рис. 3 следует, что

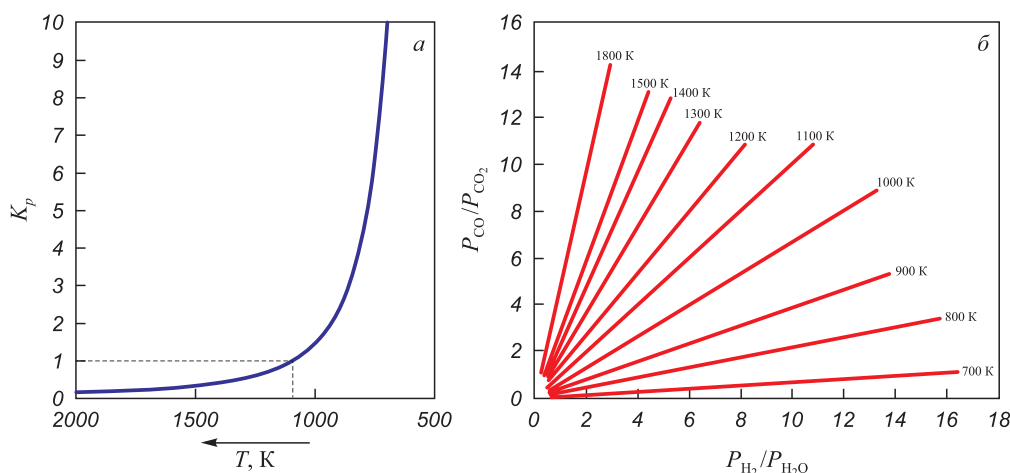


Рис. 3. Результаты термодинамического анализа реакции (11) конверсии водяного газа (WGSR):

a – зависимость константы равновесия реакции K_p от температуры T ;

b – равновесное соотношение P_{H_2}/P_{H_2O} и P_{CO}/P_{CO_2} при различных температурах в газовой фазе из CO, CO₂, H₂O и H₂ [22]

Fig. 3. Results of thermodynamic analysis of reaction (11) of water-gas shift (WGSR):

a – dependence of equilibrium constant K_p of WGSR reaction on temperature T ;

b – equilibrium ratio P_{H_2}/P_{H_2O} and P_{CO}/P_{CO_2} at different temperatures in gas phase of CO, CO₂, H₂O and H₂ [22]

- 1) при $K_p = 1$, $T = 1093$ K (820 °C) и $\frac{P_{H_2}}{P_{H_2O}} = \frac{P_{CO_2}}{P_{CO}}$;
- 2) при $K_p < 1$, $T > 1093$ K и $\frac{P_{H_2}}{P_{H_2O}} < \frac{P_{CO_2}}{P_{CO}}$;
- 3) при $K_p > 1$, $T < 1093$ K и $\frac{P_{H_2}}{P_{H_2O}} > \frac{P_{CO_2}}{P_{CO}}$.

Из результатов анализа следует, что при определенных условиях реакция водяного газа (WGSR) обеспечивает повышение содержания водорода H₂ с понижением температуры и одновременное снижение уровня CO (рис. 3).

Для предлагаемой технологии более эффективного использования пара при восстановлении железорудных материалов этот вывод имеет принципиальное значение, так как обуславливает необходимость изучения кинетических особенностей процесса, в том числе и роли химической реакции водяного газа, к рассмотрению кинетики которой традиционно предполагалось подойти с точки зрения применения закона действующих масс Гульдберга и Вааге. Вместе с тем анализ данных показывает, что при понижении температуры, начиная с $T \approx 1093$ K (или 820 °C), происходит рост значений константы равновесия реакции конверсии водяного газа (11) и, в соответствии с уравнением изобары химической реакции, увеличение количества выделившегося водорода. Это обстоятельство позволяет перейти к анализу кинетики процесса, который косвенно свидетельствует о возможном лимитировании процесса диффузией компонентов [27 – 29]. Вероятнее всего, процесс водяного газа является гетерогенно-каталитическим. Реализация такого процесса предпо-

лагает наличие катализатора, которым в рассматриваемом восстановительном процессе производства чугуна либо металлизированной шихты могут быть железорудное сырье и кокс.

Таким образом, на основании выполненного анализа могут быть определены условия для реализации предлагаемой в этом исследовании полигибридной технологии декарбонизации процессов восстановления оксидов железа, которая интенсифицирует реакцию конверсии водяного газа (WGSR) подачей пара в восстановительный агрегат, например, в доменную печь. На рис. 4 схематично показано оптимальное место подвода пара, например, в магнитогорскую доменную печь объемом 2014 м³ [30] (стрелкой обозначен оптимальный вариант уровня подачи пара по термодинамической модели развития процесса восстановления рудных материалов с участием реакции конверсии водяного газа (WGSR)).

Этот вариант технологии получения чугуна или металлизированного сырья с подачей пара в доменную печь является промежуточным до полной замены доменного процесса на процесс с использованием меньшего количества ископаемых материалов, так как решает поставленную задачу декарбонизации частично. Исследованиям особенностей технологических процессов в металлургии с применением пара в последнее время уделяется особое внимание [31 – 34], а исследования по вдуванию H₂ в доменную печь выполнялись и выполняются с получением различных результатов на оборудовании известных металлургических компаний Thyssen Krupp, Nippon Steel и Tata Steel [35].

Отличие от предлагаемого в настоящей работе варианта технологии в этих компаниях заключается в способе применения H₂, который получают на спе-

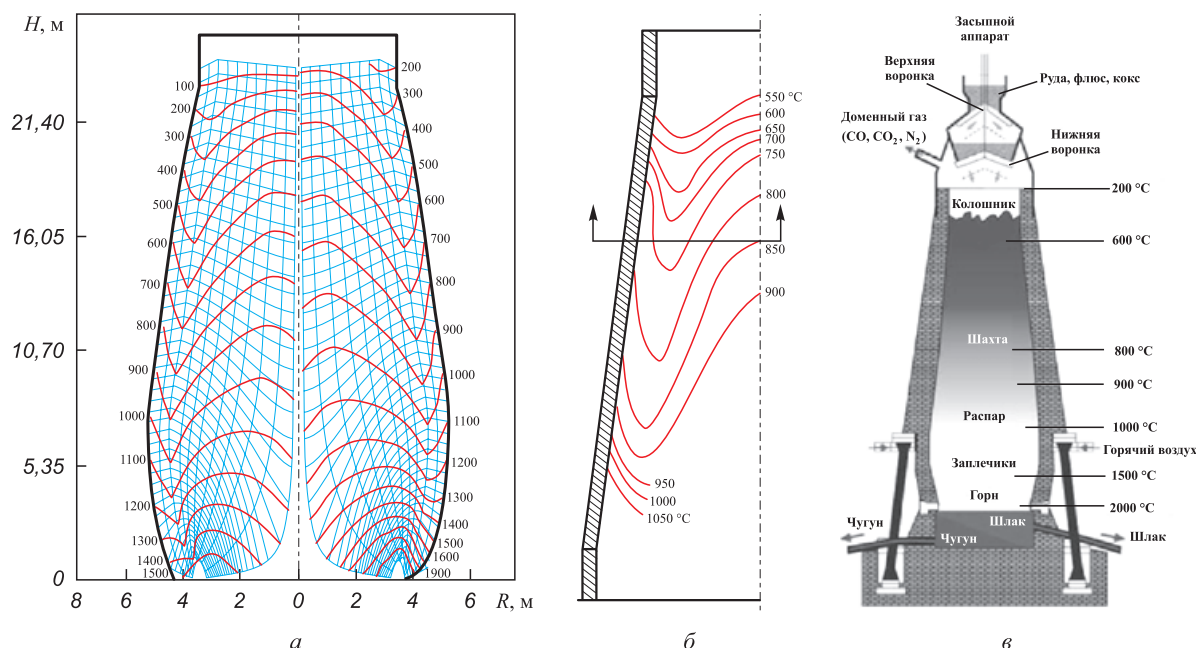


Рис. 4. Температурный профиль доменной печи:

a – результат моделирования [30], в шихте (слева) и в газе (справа);

b – пример магнитогорской доменной печи объемом 2014 м³; c – температурный режим по профилю доменной печи

Fig. 4. Blast furnace temperature profile:

a – simulation result [30], in the charge (left) and in the gas (right);

b – example of the Magnitogorsk blast furnace with a volume of 2014 m³; c – temperature mode along the blast furnace profile

специальных устройствах, что значительно удорожает процесс в целом. В работах [36; 37] также рассматриваются вопросы вдувания H_2 в доменную печь с целью экономии кокса.

Предлагаемая в настоящей работе технологическая схема использования пара для интенсификации процесса восстановления железа из оксидов железа учитывает возможность разработки и применения элементов искусственного интеллекта с учетом особенностей автоматизации и управления процессами восстановления при получении восстановленного железа.

Выводы

Термодинамический анализ доказывает принципиальную возможность применения реакции водяного газа для увеличения восстановительного потенциала газовой фазы при гетерофазном восстановлении оксидов железа в металлургических агрегатах за счет повышения парциального давления водорода P_{H_2} .

Показано влияние температуры газовой фазы T на процесс образования водорода в условиях равновесия реакции водяного газа, подтверждено положительное влияние снижения температуры T в интервале от 727 ± 100 °C и ниже на процесс увеличения содержания водорода в восстановительной газовой фазе.

Предложена полигибридная технология декарбонизации процессов восстановления оксидов железа с помощью водорода, образующегося в результате

гетерогенно-каталитического процесса на основе реакции водяного газа, которая может быть реализована в доменных печах, вагранках, в специальных агрегатах типа Midrex и в других металлургических агрегатах с восстановительной атмосферой.

Для повышения эффективности предлагаемой технологии, имеющей целью совершенствование процессов декарбонизации, необходимо продолжить исследования механизма гетерогенно-каталитического процесса водяного газа с точки зрения макроскопической кинетики, в том числе с изучением возможности применения различных катализаторов для этой цели.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Шрайбер В.М. Из истории исследований парникового эффекта земной атмосферы. *Биосфера*. 2013;5(1):37–46. Schraiber V.M. From the history of research on the greenhouse effect of the Earth's atmosphere. *Biosphere*. 2013;5(1):37–46. (In Russ.).
2. Fourier J.B.J. Remarques générales sur les températures du globe terrestre et des espaces planétaires. In: *Annales de Chimie et de Physique, Ser. 2*. Paris: Crochard; 1824;27: 136–67–236–81. (In Fr.).
3. Tyndall J. On the absorption and radiation of heat by gases and on the physical connection of radiation, absorption and conduction. *Philosophical Magazine and Journal of Science*. 1861;(22):169–194 & 273–285. <https://doi.org/10.1098/rstl.1861.0001>

4. Arrhenius S.A. On the influence of carbonic acid in the air upon the temperature of the ground. *Philosophical Magazine*. 1896;41:237–276.
5. Вернадский В.И. Биосфера (избранные труды по биогеохимии). Москва: Мысль; 1967;374.
6. Почему все больше стран обещают добиться «углеродной нейтральности»? 3 декабря 2020 г. *Новости ООН*. [Электронный ресурс]. URL: <https://news.un.org/ru/story/2020/12/1391722/> (дата обращения: 26.06.2026).
7. «Момент истины и надежды» – глава ООН призвал человечество добиться углеродной нейтральности к середине века. 12 декабря 2020 г. *Новости ООН*. [Электронный ресурс]. URL: <https://news.un.org/ru/story/2020/12/1392372/> (дата обращения: 26.06.2026).
8. Герашенко И.О., Лapidус А.Л. О влиянии промышленных выбросов углекислого газа на климатические изменения. *Вестник Самарского гос. техн. ун-та. Сер. технические науки*. 2011;(1(29)):201–204.
Gerashchenko I.O., Lapidus A.L. About industrial carbon dioxide emission influence on climate changers. *Vestnik of Samara State Technical University. Technical Sciences Series*. 2011;(1(29)):201–204. (In Russ.).
9. Основы металлургического производства: учебник для вузов / В.А. Бигеев, К.Н. Вдовин, В.М. Колокольцев и др.; под общей редакцией В.М. Колокольцева. Санкт-Петербург: Лань; 2024:616.
10. Производство качественных сталей / В.М. Колокольцев, В.А. Бигеев, С.Ю. Волков, С.Н. Ушаков; под общей редакцией В.М. Колокольцева. Санкт-Петербург: Лань; 2026:416.
11. Основы металлургии: учебник / В.А. Бигеев, В.М. Колокольцев, М.И. Румянцев и др.; под общей редакцией В.М. Колокольцева. Санкт-Петербург: Лань; 2025:616.
12. Рудыка В.И. Перспективы технологии прямого восстановления железа в металлургическом производстве. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2017;(11(1415)):14–22.
Rudyka V.I. Prospects of direct iron reduction technology in metallurgical production. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2017;(11(1415)):14–22. (In Russ.).
13. Эшонкулов У.Х., Хакимов К.Ж., Каюмов О.А. Изучение технологии прямого восстановления железа. *Central Asian Journal of Theoretical and Applied Sciences*. 2022;3(11):151–156.
Eshonkulov U.Kh., Khakimov K.Zh., Kayumov O.A. The study of direct iron reduction technology. *Central Asian Journal of theoretical and applied sciences*. 2022;3(11): 151–156. (In Russ.).
14. Раковский В.С., Чернова А.А., Дида Н.И., Лопатина А.О. Анализ технологий прямого восстановления железа. *Научно-исследовательские публикации*. 2022;(6):67–74.
Rakovsky V.S., Chernova A.A., Dida N.I., Lopatina A.O. Analysis of technologies for direct iron reduction. *Nauchno-issledovatel'skie publikatsii*. 2022;(6):67–74. (In Russ.).
15. Аксюк А.С., Апойков И.И., Жулин В.В., Петров С.В., Карпешин А.В., Шевченко А.А. Развитие производства железа прямого восстановления – одно из ключевых направлений ОЭМК им. А.А. Угарова. *Черные металлы*. 2022;(11):12–15.
- Aksyuk A.S., Apoikov I.I., Zhulin V.V., Petrov S.V., Karpeshin A.V., Shevchenko A.A. Development of direct reduction iron production as one of the key directions of the Ugarov OEMK. *Chernye metallurgy*. 2022;(11):12–15. (In Russ.).
16. Tata Steel выбрала производство DRI с использованием водорода и отменила проект CCS. *Металлургический бюллетень. Информационно-аналитический журнал*. [Электронный ресурс]. URL: <https://www.metalbulletin.ru/news/black/10160640/> (дата обращения: 26.06.2026).
17. Гладкая Е.А., Елисеев Д.Н., Наринбаев Т.Х.У., Тимофеева А.С. Технология получения горячеприкатываемого железа. В кн.: *Сб. трудов LXVII Международной научно-практич. конф. "World science: Problems and innovations"*. Пенза: Наука и Просвещение; 2022:26–29.
18. Патент 2433187 RU. Горячеприкатываемое железо (HBI) и способ его получения / Танака Х. (JP), Сугияма Т. (JP); заявл. 07.11.2007; опубликовано 27.12.2010. Бюл. № 36.
19. Тимофеев Е.С., Кочетов А.И., Тимофеева А.С. Зависимость длительности расплавления шихты от ГБЖ в завалке при выплавке стали в ДСП-150. *Фундаментальные исследования*. 2006;(11):37–38.
Timofeev E.S., Kochetov A.I., Timofeeva A.S. Dependence of charge melting time on HBI in charge during steel smelting in EAF-150. *Fundamental'nye issledovaniya*. 2006;(11): 37–38. (In Russ.).
20. Патент 2345152 RU. Способ получения губчатого железа для изготовления тонкого порошка / Довыденков В.А.; заявл. 07.05.2007; опубликовано 27.01.2009. Бюл. № 3.
21. Sean Boyle. 55+ Years of Innovation: Midrex's Journey in Direct Reduction Technology. *"Direct From Midrex" (Sep. 2025)*. [Electronic resource]. Available at URL: <https://www.midrex.com/company-news/140-8-mt-of-dri-produced-globally-in-2024/> (Accessed: 10.03.2026).
22. Филиппов С.И. Теория металлургических процессов. Москва: Металлургия; 1967:279.
23. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия. Москва: Металлургия; 2001:687.
24. Кузнецов Ю.С., Михайлов Г.Г., Качурина О.И. Термодинамический анализ реакции водяного газа. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия»*. 2014;14(1):5–11.
Kuznetsov Yu.S., Mikhailov G.G., Kachurina O.I. Thermodynamic analysis of the water gas reaction. *Bulletin of the South Ural State University. Series "Metallurgy"*. 2014;14(1):5–11. (In Russ.).
25. Шаповалов А.Н. Теория металлургических процессов: Учебно-методическое пособие. Новотроицк: НФ НИТУ «МИСиС»; 2020:91.
26. Франк-Каменецкий Д.А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. Москва: Наука; 1987:201.
27. Устройство и проектирование доменных печей: учебное пособие / Л.И. Каплун, А.В. Малыгин, О.П. Онорин, А.В. Пархачев. Екатеринбург: УрФУ; 2016:219.
28. Бузоверя М.Т. Кинетические характеристики процесса восстановления в шахте доменной печи. *Сталь*. 1989;(1):17–21.
Buzoverya M.T. Kinetic characteristics of reduction process in a blast furnace shaft. *Stal'*. 1989;(1):17–21. (In Russ.).

29. Лисиенко В.Г., Лобанов В.И., Китаев Б.И. Теплофизика металлургических процессов: учебник для вузов. Москва: Юрайт; 2025:220.
30. Дмитриев А.Н. Математическое моделирование двумерных процессов в доменной печи. *Вычислительные методы и программирование*. 2004;5(1):252–267.
Dmitriev A.N. Mathematical modeling of two-dimensional processes in a blast furnace. *Vychislitel'nye metody i programmirovaniye*. 2004;5(1):252–267. (In Russ.).
31. Wu Y., Fan X., Ji Z., Gan M., Zhou H., Li H., Chen X., Zhao Y., Zhang R., Lai R. Investigation on the application of by-product steam in iron ore sintering: Performance and function mechanism. *Environmental Science and Pollution Research*. 2022;29(41):62698–62709.
<https://doi.org/10.1007/s11356-022-20059-7>
32. Wang Y.-f., Yang T., Wang H.-y., Ding L. Application of steam injection in iron ore sintering: Fuel combustion efficiency and CO emissions. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2023;30(8):31–39.
<https://doi.org/10.1007/s42243-022-00793-5>
33. Sun C.-F., Zhou X.-G., Li G., Wang Y.-F., Xie X.-R., Lyu X.-W., Xu J. Intensive carbon combustion in sintering packed bed via steam spraying: An experimental study on carbon monoxide emission reduction. *Journal of Central South University*. 2023;30(3):786–799.
<https://doi.org/10.1007/s11771-023-5280-1>
34. Zhang Y., Pan W., Chen S., Ma H. Changes of SO₂, NO_x emission, and production of iron ore sintering with steam injection at the surface of sintering bed. In: *12th Int. Symp. on High-Temperature Metallurgical Processing. The Minerals, Metals & Materials Series*. Cham: Springer; 2022:459–467.
35. Сидорович В. Nippon Steel сократил выбросы в доменном процессе на треть в результате впрыскивания водорода. *RenEn*. 12.02.2024. [Электронный ресурс]. URL: <https://renen.ru/nippon-steel-sokratil-vybrosy-v-domennom-protsesse-na-tret-v-rezultate-vpryskivaniya-vodoroda/> (дата обращения: 26.06.2026).
36. Бигеев В.А., Сибатуллин С.К., Харченко А.С., Потапова М.В. Определение расхода водорода для твердофазного селективного восстановления комплексного железорудного сырья в лабораторных условиях. *Черные металлы*. 2021;(12):25–30.
<https://doi.org/10.17580/chm.2021.12.05>
Bigeev V.A., Sibagatullin S.K., Kharchenko A.S., Potapova M.V. Determination of hydrogen consumption for solid-phase selective reduction of complex iron ore raw materials in laboratory research. *Chernye metally*. 2021;(12):25–30. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/chm.2021.12.05>
37. Харченко А.С., Сибатуллина М.И., Чукин Д.М., Бигеев В.А. Возможность восстановления железа дополнительным водородом, вводимым в поток природного газа доменной плавки. *Черные металлы*. 2022;(12):17–23. <https://doi.org/10.17580/chm.2022.12.03>
Kharchenko A.S., Sibagatullina M.I., Chukin D.M., Bigeev V.A. Ability to reduce iron with additional hydrogen introduced into the blast-furnace natural gas stream. *Chernye metally*. 2022;(12):17–23.
<https://doi.org/10.17580/chm.2022.12.03>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Григорьевич Мельник, д.т.н., профессор, старший научный сотрудник Высшей школы физики и технологий материалов Института машиностроения, материалов и транспорта, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0002-5550-4957
E-mail: melnik.sg@gmail.com

Павел Валерьевич Ковалев, к.т.н., доцент, заместитель директора по образовательной деятельности Института машиностроения, материалов и транспорта, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0003-1066-3812
E-mail: kovalev_pv@spbstu.ru

Владислав Иванович Бондарь, к.т.н., доцент кафедры «Теория металлургических процессов», Приазовский государственный технический университет
ORCID: 0009-0003-7189-7361
E-mail: bbvvii.47@gmail.com

Сергей Владимирович Рябощук, старший преподаватель Высшей школы физики и технологий материалов Института машиностроения, материалов и транспорта, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0002-1183-8445
E-mail: ryaboshuk_sv@spbstu.ru

Ольга Вячеславовна Козьминская, к.т.н., доцент кафедры «Механика и прочность материалов и конструкций», Петербургский государственный университет путей сообщения императора Александра I
ORCID: 0000-0002-1933-9130
E-mail: olgakozm@list.ru

Sergei G. Mel'nik, Dr. Sci (Eng.), Prof., Senior Researcher of the Higher School of Physics and Technology of Materials, Institute of Mechanical Engineering, Materials and Transport, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0002-5550-4957
E-mail: melnik.sg@gmail.com

Pavel V. Kovalev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Deputy Director for Educational Activities of the Institute of Mechanical Engineering, Materials, and Transport, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0003-1066-3812
E-mail: kovalev_pv@spbstu.ru

Vladislav I. Bondar', Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Chair of Theory of Metallurgical Processes, Azov State Technical University
ORCID: 0009-0003-7189-7361
E-mail: bbvvii.47@gmail.com

Sergei V. Ryaboshuk, Senior Lecturer of the Higher School of Physics and Materials Engineering, Institute of Mechanical Engineering, Materials, and Transport, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0002-1183-8445
E-mail: ryaboshuk_sv@spbstu.ru

Ol'ga V. Koz'minskaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Chair of Mechanics and Strength of Materials and Structures, Emperor Alexander I St. Petersburg State Transport University
ORCID: 0000-0002-1933-9130
E-mail: olgakozm@list.ru

Алексей Андреевич Ананьев, магистрант Высшей школы физики и технологий материалов Института машиностроения, материалов и транспорта, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
E-mail: aleksei.ananjev.11v@gmail.com

Яна Олеговна Михайлова, аспирант Высшей школы физики и технологий материалов Института машиностроения, материалов и транспорта, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0009-0007-7888-5856
E-mail: iao.mikhailova@severstal.com

Александр Анатольевич Чиянов, аспирант Высшей школы физики и технологий материалов Института машиностроения, материалов и транспорта, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0009-0003-4002-2984
E-mail: chiyanov.aa@edu.spbstu.ru

Сергей Павлович Сёмин, студент, Петербургский государственный университет путей сообщения императора Александра I
E-mail: thrillpill37@gmail.com

Aleksei A. Anan'ev, MA Student of the Higher School of Physics and Materials Technology of the Institute of Mechanical Engineering, Materials and Transport, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
E-mail: aleksei.ananjev.11v@gmail.com

Yana O. Mikhailova, Postgraduate of the Higher School of Materials Physics and Technology of the Institute of Mechanical Engineering, Materials and Transport, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0009-0007-7888-5856
E-mail: iao.mikhailova@severstal.com

Aleksandr A. Chiyanov, Postgraduate of the Higher School of Physics and Materials Technology, Institute of Mechanical Engineering, Materials and Transport, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0009-0003-4002-2984
E-mail: chiyanov.aa@edu.spbstu.ru

Sergei P. Semin, Student, Emperor Alexander I St. Petersburg State Transport University
E-mail: thrillpill37@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. Г. Мельник – обзор литературы, анализ данных, написание текста.
П. В. Ковалев – обсуждение и анализ данных, редактирование текста.
В. И. Бондарь – подготовка и обсуждение данных, написание текста.
С. В. Рябошук – обзор и анализ литературных данных, редактирование текста.
О. В. Козьминская – редактирование текста, анализ данных.
А. А. Ананьев – получение и обработка данных, написание текста.
Я. О. Михайлова – анализ данных, написание и редактирование текста.
А. А. Чиянов – анализ данных, построение графиков, оформление статьи.
С. П. Сёмин – оформление статьи, построение графиков, редактирование текста.

S. G. Mel'nik – literary review, data analysis, writing the text.
P. V. Kovalev – data discussion and analysis, editing the text.
V. I. Bondar' – data preparation and discussion, writing the text.
S. V. Ryaboshuk – literary review and analysis, editing the text.
O. V. Koz'minskaya – editing the text, data analysis.
A. A. Anan'ev – data receiving and processing, writing the text.
Ya. O. Mikhailova – data analysis, writing and editing the text.
A. A. Chiyanov – data analysis, plotting graphs, article design.
S. P. Semin – article design, plotting graphs, editing the text.

Поступила в редакцию 18.07.2025
После доработки 11.03.2026
Принята к публикации 01.04.2026

Received 18.07.2025
Revised 11.03.2026
Accepted 01.04.2026



УДК 669.187

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-333-338



Оригинальная статья

Original article

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМЫ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЛИТКА ЭШП ПРИ КОРРЕКТИРОВАНИИ ТРАЕКТОРИИ ПАДЕНИЯ КАПЕЛЬ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА

И. В. Чуманов¹, М. А. Матвеева¹, И. А. Алексеев²

¹ Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), филиал в г. Златоуст (Россия, 456209, Златоуст, ул. Тургенева, 16)

² Южно-Уральский государственный университет (Россия, 454080, Челябинск, пр. Ленина, 76)

✉ chumanoviv@susu.ru

Аннотация. В настоящей работе рассмотрено численное моделирование динамики фронта кристаллизации слитка при электрошлаковом переплаве, осуществляемое посредством целенаправленной корректировки траектории падения капель электродного металла в шлаковую ванну. Особое внимание уделено влиянию принудительного вращения расходуемого электрода на пространственное распределение температурных полей и морфологию границы затвердевания. Численные эксперименты проводились на промышленной установке с медным водоохлаждаемым кристаллизатором диаметром 90 мм и расходуемым электродом диаметром 40 мм. Разработка цифрового двойника на базе методов вычислительной гидродинамики и магнитогидродинамики позволила воспроизвести реальный процесс и установить закономерности тепломассопереноса. Анализ температурных градиентов точно локализовал зоны максимального тепловыделения. Визуализация числовых полей вблизи температуры солидуса подтвердила радиальное смещение траектории капель на периферию шлаковой ванны в диапазоне 25 – 35 мм. Математическая модель последовательно объединяет уравнения Максвелла, законы сохранения массы и импульса, а также кинетику тепловых процессов с учетом Джоулева нагрева. Проведенные расчеты при прямой полярности тока продемонстрировали, что центробежное смещение капельного переноса совместно с реверсией конвективных потоков формирует устойчивый горизонтальный фронт кристаллизации. Указанное изменение существенно минимизирует толщину переходных зон между слоями в многослойных слитках и повышает структурную однородность отливки. Установлен критический интервал угловых скоростей вращения электрода, превышение которого провоцирует дестабилизацию мениска, укрупнение капель и снижение качества продукции. Полученные теоретические результаты полностью согласуются с натурными экспериментами. Модель верифицирована путем сопоставления расчетных и опытных данных по положению межфазной границы. Научно обосновано внедрение управляемого вращения для оптимизации теплотехнических режимов, обеспечения стабильного качества металла и повышения общей энергоэффективности металлургического производства.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав, численное моделирование, фронт кристаллизации, вращение расходуемого электрода, распределение температуры

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00245, <https://rscf.ru/project/25-29-00245/>.

Для цитирования: Чуманов И.В., Матвеева М.А., Алексеев И.А. Численное моделирование формы фронта кристаллизации слитка ЭШП при корректировании траектории падения капель электродного металла. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):333–338. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-333-338>

NUMERICAL MODELING OF SOLIDIFICATION FRONT SHAPE IN ELECTROSLAG REMELTED INGOT UNDER CORRECTION OF ELECTRODE METAL DROP TRAJECTORY

I. V. Chumanov¹, M. A. Matveeva¹, I. A. Alekseev²

¹ Zlatoust Branch of the South Ural State University (16 Turgeneva Str., Zlatoust, Chelyabinsk Region 456209, Russian Federation)

² South Ural State University (76 Lenina Ave., Chelyabinsk 454080, Russian Federation)

✉ chumanoviv@susu.ru

Abstract. The present study addresses numerical modeling of the solidification front dynamics in an electroslag remelted (ESR) ingot, achieved through targeted adjustment of the trajectory of molten electrode metal drops falling into the slag bath. Particular emphasis is placed on analyzing the effect of forced rotation of the consumable electrode on the spatial distribution of temperature fields and morphology of the solidification boundary. Numerical experiments were conducted for an industrial-scale ESR unit equipped with a water-cooled copper crystallizer (90 mm in diameter) and a consumable electrode (40 mm in diameter). Development of a digital twin based on computational fluid dynamics and magnetohydrodynamics principles enabled accurate reproduction of the actual production process and identification of heat and mass transfer patterns. Analysis of temperature gradients allowed precise localization of zones with maximum heat generation. Visualization of numerical fields near the steel solidus temperature confirmed the radial shift of the drop trajectory toward the periphery of the slag bath within the range of 25 – 35 mm. The mathematical model consistently integrates Maxwell's equations for electromagnetic field calculation, conservation laws of mass and momentum, and thermal kinetics accounting for Joule heating. Numerical calculations under direct current polarity demonstrated that centrifugal displacement of drop transfer, combined with reversal of convective flows, promotes formation of a stable horizontal solidification front. This modification substantially enhances structural homogeneity of the ingot and minimizes the thickness of transition zones between layers in multilayer castings. A critical range of electrode rotation speeds was established; exceeding this threshold destabilizes the meniscus, enlarges drops, and deteriorates product quality. The obtained theoretical results fully correlate with full-scale experimental data. The model was verified by comparing calculated and experimental data on position of the interfacial boundary. The scientific substantiation of implementing controlled electrode rotation for optimizing thermal process parameters, ensuring stable metal quality, and improving overall energy efficiency of metallurgical production is provided.

Keywords: electroslag remelting, numerical modeling, solidification front, consumable electrode rotation, temperature distribution

Acknowledgements: This research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 25-29-00245, <https://rscf.ru/project/25-29-00245/>.

For citation: Chumanov I.V., Matveeva M.A., Alekseev I.A. Numerical modeling of solidification front shape in electroslag remelted ingot under correction of electrode metal drop trajectory. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):333–338.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-333-338>

ВВЕДЕНИЕ

Глубокое рафинирование от вредных примесей при электрошлаковом переплаве (ЭШП) во многом обеспечивается капельным переносом порций жидкого металла через среду флюса. Капельный перенос рафинируемого металла при условии контроля за траекторией движения позволяет активно воздействовать на технологические параметры процесса. Возможность придавать капле заданную траекторию движения и с достаточной точностью определять место доставки в подэлектродную зону позволяет влиять на распределение температуры в шлаковой и металлической ваннах. Опираясь на результаты работ [1 – 5], в которых изучается возможность воздействия на тепловое состояние процесса, наиболее технологичным является управление движением капли за счет приложения центробежных сил, развивающихся при вращении расходуемого электрода в процессе переплава [6 – 9]. Авторами экспериментально показано, что при применении технологии вращения расходуемого электрода происходит изменение тепловой картины процесса, и это оказы-

вает воздействие на технологические, рафинирующие и энергетические параметры переплава [10; 11]. Для решения задачи формирования горизонтального фронта кристаллизации как условия получения многослойных слитков с минимальной переходной зоной между сформированными слоями необходимо численное моделирование процесса.

В настоящей работе рассмотрены вопросы численного моделирования изменения положения фронта кристаллизации слитка электрошлакового переплава при изменениях траектории движения капле расплава в шлаковой ванне.

ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТРАЕКТОРИИ ДВИЖЕНИЯ

КАПЛИ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР В ПОДЭЛЕКТРОДНОЙ ЗОНЕ ПРИ ЭШП

Интенсивность выделения Джоулева тепла напрямую зависит от удельной плотности тока. В объеме шлаковой ванны работающей печи ЭШП удельная электропроводность примерно одинакова, но изменяется прямо пропорционально удельной температуре

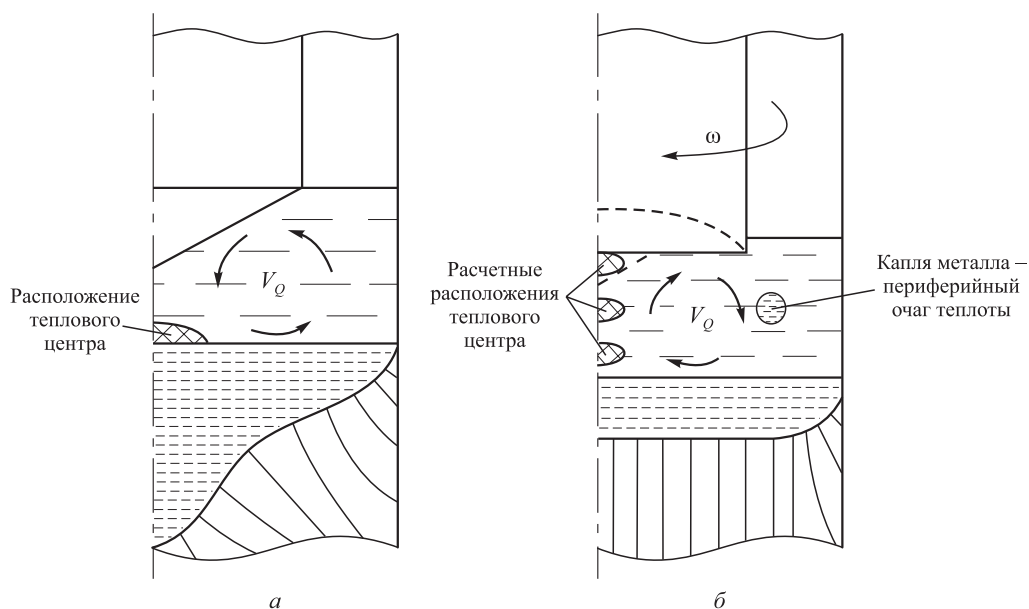


Рис. 1. Расположение тепловых центров и направленность конвективных потоков при стационарном (а) и вращающемся (б) расходуемых электродах при прямой полярности тока

Fig. 1. Location of thermal centers and direction of convective flows for stationary (a) and rotating (b) consumable electrodes under direct current polarity

в ней. Капли металла, движущиеся сквозь шлаковую ванну, выступают местами с повышенной электропроводностью и создают кратковременные ответвления движения тока сквозь них. Измельчение капель и их учащенное образование являются предпосылками к увеличению удельной плотности тока в шлаковой ванне. На рис. 1 показана схема распределения теплоты в шлаковой ванне при стационарном и вращающемся расходуемых электродах (где V_Q – конвекция в шлаковой ванне; ω – угловая скорость).

Тепловой центр в шлаковой ванне располагается на ее границе раздела с металлической ванной. Данное смещение формирует глубокий мениск в получаемом слитке, вертикальная протяженность которого увеличивается в результате осевого капельного переноса металла. При вращении расходуемого электрода наблюдается активное движение шлаковой ванны и конвективных потоков внутри нее, которые обращены в обратном направлении по сравнению со стационарной технологией. Капельный перенос смещается из центра на периферию шлаковой ванны, что в совокупности с измененной направленностью конвективных потоков изменяет форму фронта кристаллизации, делая металлическую ванну более полой, и благоприятно влияет на кристаллическую структуру слитка. По мере увеличения скорости вращения расходуемого электрода возрастают интенсивность капельного переноса и скорость конвективных потоков, которые теперь омывают торец расходуемого электрода снизу вверх вдоль его оси. При превышении критических значений скорости вращения может образоваться вогнутый торец расходуемого электрода, что снижает

интенсивность капельного переноса, увеличивает размер капли, и, соответственно, является недопустимым условием плавки. Также может возникнуть образование периферийного мениска в металлической ванне. Сведения об исследовании данной проблемы с помощью физического моделирования приведены в работе [12].

Определение эффективного токового режима с соответствующим режимом вращения расходуемого электрода возможно получить в результате построения численной модели процесса, работающей по принципам вычислительной гидродинамики. Данный подход эффективно применялся для исследования ЭСП, начиная с самых первых стационарных задач [13; 14] до нестационарных магнитогидродинамических задач с многофазным течением [15; 16]. Проводились натурные эксперименты с целью исследования распределения тока [17], влияния внешнего воздействия, в том числе вращения расходуемого электрода на скорость плавки [18 – 20].

Методология

Математический аппарат состоит из трех основных разделов: электромагнитные явления, гидродинамика жидкости и кинетика тепловых явлений. Все уравнения и законы в этих разделах представлены в виде, способном описать решение комплексной задачи в частных производных с помощью численного моделирования на ЭВМ.

Электромагнитная часть модели описывает явление электрического тока в представлении потенциа-

лов электрической и магнитной составляющих тока в соответствии с законами Максвелла и ее уравнение имеет вид:

$$E = -\nabla\varphi - \frac{\partial A}{\partial t},$$

где E – вектор напряженности электрического поля, В/м; ∇ – оператор градиента; φ – электрический потенциал, В; A – магнитный потенциал, Вб/м; t – временной интервал дискретизации, с.

Тепловой эффект, получаемый в результате работы электрического тока и именуемый Джоулевым теплом, описывается законом Джоуля-Ленца:

$$Q_{\text{ДТ}} = \frac{1}{\sigma} j^2,$$

где $Q_{\text{ДТ}}$ – теплота, выделяемая по закону Джоуля-Ленца, Дж; σ – коэффициент удельной теплопроводности среды, см/м³; j – вектор плотности тока, А/м³.

Данный компонент, используемый в кинетике тепловых явлений, связывает электрическую составляющую тока с температурным полем потока.

Гидродинамическая часть модели описывает перенос компонентов потока без возможности их смешивания. Транспортное уравнение потока имеет вид:

$$\frac{\partial \rho v}{\partial \tau} + \nabla v(\rho v) = -\nabla p + \nabla(\eta \nabla v) + F_A + F_b + S_{\text{см}}.$$

где ρ – плотность фазы, А/м²; τ – временной шаг дискретизации, с; v – вектор скорости потока, м/с; p – полное давление в точке потока, Па; η – динамическая вязкость среды, Па·с; F_b – сила Архимеда (межфазная плавучесть), Н; F_A – сила Ампера, А; $S_{\text{см}}$ – исток/сток кристаллизации/плавления среды, Дж/кг.

Законы сохранения массы требуют обеспечения неразрывности несущей величины, чем является скорость в транспортном уравнении, поэтому неразрывность гидравлического потока описывается уравнением

$$\nabla v = 0.$$

Сила Архимеда описывается фундаментальным уравнением без явного указания объема жидкости в виде

$$F_b = \rho g,$$

где g – ускорение свободного падения.

Часть численной модели, описывающая кинетику тепловых явлений в потоке, аналогична, формально не выделяется из гидродинамической части ввиду того, что транспортное уравнение энергии отличается от транспортного уравнения массы только переносимым скаляром или вектором. Сохранение энергии описывается транспортным уравнением

$$\frac{\partial \rho H}{\partial \tau} + \nabla(v\rho H) = \nabla(\lambda \nabla T) + Q_{\text{ЛН}},$$

где H – полная энергия системы, Дж; λ – коэффициент теплопроводности среды; ΔH – приращение энергии, вызванное агрегатным преобразованием вещества и выделением/поглощением скрытой теплоты плавления среды.

Приращение энергии можно определить как произведение объемной доли фазы на скрытую теплоту плавления, что описывается уравнением:

$$\Delta H = \alpha L,$$

где L – скрытая теплота плавления фазы, Дж/кг; α – объемная доля фазы, %.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После проведения итерационного процесса был получен набор числовых полей температуры, с помощью которых были определены траектория падения капель металла и форма фронта кристаллизации. Моделирование проводилось для печи ЭШП с медными водоохлаждаемыми кристаллизатором и поддоном. Диаметр кристаллизатора 90 мм, конусность стенки не учитывалась. Диаметр расходоуемого электрода 40 мм. На рис. 2 приведена диаграмма распределения температур в поперечном сечении шлаковой ванны вблизи поверхности металлической ванны. Температура шлаковой ванны не отражается для лучшей цветовой контрастности траектории.

Видно, что траектория падения капель металла имеет форму, близкую к форме окружности, и явно свидетельствует об изменении траектории падения капель на периферию шлаковой ванны. Несмотря на постоянство скорости вращения расходоуемого электрода,

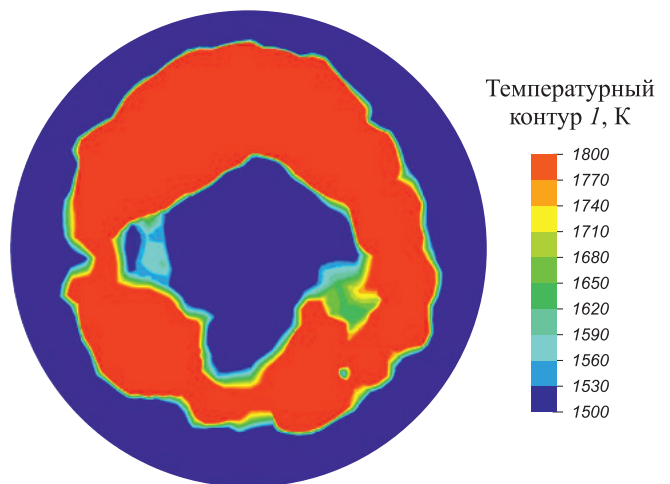


Рис. 2. Траектория падения капель в объеме шлаковой ванны

Fig. 2. Trajectory of falling drops in the slag bath volume



Рис. 3. Форма фронта кристаллизации для скорости вращения 90 об/мин

Fig. 3. Shape of solidification front at a rotation speed of 90 rpm

траектория падения капель непостоянна в радиальном измерении и находится в интервале 25 – 35 мм. При изменении скорости вращения расходуемого электрода в пределах 60 – 90 об/мин существенных отличий не было зафиксировано, что является следствием влияния изменения размера капли и вязкости шлака: импульс массивной капли соразмерен с импульсом измельченной капли с большей тангенциальной скоростью.

На рис. 3 показаны диаграммы числовых полей температуры в продольном сечении металлической ванны. Данные числовые поля ограничены малым диапазоном температуры со значениями вблизи температуры солидуса для стали.

На рис. 3 видно, что при скорости вращения расходуемого электрода 90 об/мин форма фронта кристаллизации близка к плоской с малой выгнутостью периферийного кольцевого мениска. Его центральная часть приподнята приблизительно на 3 – 5 мм относительно горизонтали, проведенной между нижними точками положения фронта кристаллизации. Следствием изменения положения фронта кристаллизации на практически горизонтальное является повышение интенсивности конвективных потоков, направленных от периферии к центру шлаковой и металлической ванн.

Выводы

По итогам проделанной работы разработан цифровой двойник печи ЭШП, отображающий изменения траектории движения капель металла с помощью температурных полей при вращении расходуемого электрода, получены сведения о траектории движения капель в поперечном и продольном сечениях шлаковой и металлической ванн. Обнаружено явное доказательство изменения формы фронта кристаллизации при использовании вращения расходуемого электрода, что подтверждается экспериментальными данными, полученными при фиксации положения фронта кристаллизации в процессе электрошлакового переплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Протокилов И.В., Порохонко В.Б. Способы управления кристаллизацией металла слитков при ЭШП. *Современная электрометаллургия*. 2014;(3):7–14.
2. Kharicha A., Karimi-Sibaki E., Wu M., Ludwig A., Bonacek J. Review on modeling and simulation of electroslag remelting. *Steel Research International*. 2018;89(1):1700100. <https://doi.org/10.1002/srin.201700100>
3. Weber V., Jardy A., Dussoubs B., Alblitzer D., Rybérón S., Schmitt V., Hans S., Poisson H. A comprehensive model of the electroslag remelting process: Description and validation. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2009;40(3): 271–280. <https://doi.org/10.1007/s11663-008-9208-9>
4. Paar A., Schneider R., Zeller P., Reiter G., Paul S., Würzinger P. Effect of electrical parameters on type and content of non-metallic inclusions after electro-slag-remelting. *Steel Research International*. 2014;85(4):570–578. <https://doi.org/10.1002/srin.201300317>
5. Huang X., Duan Y., Liu Z., Li B., Wang F. Role of electrode rotation on improvement of metal pool profile in electroslag remelting process. *Metals*. 2021;11(11):1675. <https://doi.org/10.3390/met11111675>
6. Dong H., Zhou J.H., Yan-Wu D., Li Y., Gong W., Liu F.-B. Mass transfer model of desulfurization in the electro-slag process. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017;48(6):1885–1897. <https://doi.org/10.1007/s11663-017-0921-0>
7. Wang H., Zhong Y., Li Q., Li W., Ren W., Lei Z., Ren Z., He Q. Influences of the transverse static magnetic field on the droplet evolution behaviors during the low frequency electroslag remelting process. *ISIJ International*. 2017;57(12):2157–2164. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-267>
8. Murgas M., Chaus A.S., Pokusa A., Pokusov M. Electroslag remelting of high-speed steel using a magnetic field. *ISIJ International*. 2000;40(10):980–986.
9. Poole G., Laurentiu N. On the influences of adjacent conducting media and coil frequency on the electromagnetic field and flow characteristics in solidifying melts. *Journal for Manufacturing Science and Production*. 2015;15(1):13–22. <https://doi.org/10.1515/jmsp-2014-0045>
10. Чуманов И.В., Матвеева М.А., Сергеев Д.В. Влияние вращения расходуемого электрода при электрошлаковом переплаве на анизотропию свойств получаемого слитка. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(2):91–96. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-2-91-96>
- Chumanov I.V., Matveeva M.A., Sergeev D.V. Influence of consumable electrode rotation on anisotropy of properties of the billet obtained by electroslag remelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(2):91–96. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-2-91-96>
11. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2021612155 РФ. Тепловое состояние кристаллизующейся заготовки ЭШП с вращающимся электродом / И.М. Ячиков, И.В. Чуманов, И.В. Портнова, М.А. Матвеева; заявл. 08.02.2021; опублик. 12.02.2021.
12. Селиверстов Д.А., Пятюгин Д.А., Чуманов И.В. К вопросу экономической целесообразности перевода печей ВДП в печи ЭШП на постоянном токе. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2007;50(1):24–26.
- Seliverstov D.A., Pyatygin D.A., Chumanov I.V. On economical expediency question of vacuum-arc furnaces trans-

- ference to direct-current ESR furnaces. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007;50(1):24–26. (In Russ.).
13. Миронов Ю.М. Теоретическая электротехника электрических электродных печей: Учебное пособие. Чебоксары: Издательство Чувашского университета; 1997:232.
 14. Миронов Ю.М., Михадаров Д.Г. Влияние межэлектродного промежутка на отклонение столба дуги. *Вестник Чувашского университета*. 2009;(2):139–142.
Mironov Yu.M., Mikhadarov D.G. Influence of the electrode interval on the deviation of the arc. *Bulletin of the Chuvash University*. 2009;(2):139–142. (In Russ.).
 15. Миронова А.Н., Миронов Ю.М. Энерготехнологическая эффективность дуговых сталеплавильных печей. Чебоксары: Издательство Чувашского университета; 1999:153
 16. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. 2. Взаимодействие жидкостей с газами и твердыми фазами. Москва: Металлургия; 1966:703.
 17. Чуманов И.В., Пятагин Д.А., Рошин В.Е. Особенности электрошлакового процесса на постоянном токе с вращением электрода. В кн.: *Современные проблемы электрометаллургии стали. Материалы XI Международной конференции 25–27 сентября 2001 г., Челябинск*. Челябинск: Издательство ЮУрГУ; 2001:117–118.
 18. Пятагин Д.А., Чуманов И.В. Влияние рода тока и скорости вращения расходуемого электрода на механические свойства электрошлакового металла. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2011;(14(231)):40–44.
Pyatygin D.A., Chumanov I.V. Influence of current type and rotation speed of the consumable electrode on the mechanical properties of electroslag metal. *Bulletin of the South Ural State University. Series "Metallurgy"*. 2011;(14(231)):40–44. (In Russ.).
 19. Чуманов И.В., Пятагин Д.А. Влияние рода тока и скорости вращения электрода при ЭСП на химический состав стали. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2010;(34(210)):13–15.
Chumanov I.V., Pyatygin D.A. Influence of the current type and speed of electrode rotation at electroslag remelting on the steel chemical composition. *Bulletin of the South Ural State University. Series "Metallurgy"*. 2010;(34(210)):13–15. (In Russ.).
 20. Алексеев И.А., Чуманов И.В., Сергеев Д.В. Разработка технологии получения слитков при ЭСП на постоянном токе с вращением расходуемого электрода. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(5):623–630.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-623-630>
Alekseev I.A., Chumanov I.V., Sergeev D.V. Development of technology for ingots production using electroslag remelting at direct current with consumable electrode rotation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(5):623–630.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-623-630>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Илья Валерьевич Чуманов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Техника и технологии производства материалов», Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), филиал в г. Златоуст
ORCID: 0000-0003-0433-1846
E-mail: chumanoviv@susu.ru

Мария Андреевна Матвеева, к.т.н., доцент кафедры «Техника и технологии производства материалов», Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), филиал в г. Златоуст
ORCID: 0000-0003-1631-9676
E-mail: matveevama@susu.ru

Иван Андреевич Алексеев, аспирант кафедры «Пирометаллургические и литейные технологии», Южно-Уральский государственный университет
ORCID: 0000-0002-8311-4366
E-mail: alekseevia@susu.ru

Ilya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of "Machinery and Technology for Materials Production", Zlatoust Branch of the South Ural State University
ORCID: 0000-0003-0433-1846
E-mail: chumanoviv@susu.ru

Maria A. Matveeva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Technique and Technology of Materials Production", Zlatoust Branch of the South Ural State University
ORCID: 0000-0003-1631-9676
E-mail: matveevama@susu.ru

Ivan A. Alekseev, Postgraduate of the Chair "Pyrometallurgical and Foundry Technologies", South Ural State University
ORCID: 0000-0002-8311-4366
E-mail: alekseevia@susu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. В. Чуманов – постановка цели и задач исследования, обоснование направления исследований, обобщение и анализ полученных результатов, написание основного текста статьи.
М. А. Матвеева – обзор литературы, анализ полученных данных, общая редакция работы.
И. А. Алексеев – проведение математического моделирования.

I. V. Chumanov – setting the goals and objectives of the study, substantiating the direction of research, generalization and analysis of results, writing the text.
M. A. Matveeva – literary review, data analysis, general editing.
I. A. Alekseev – numerical simulation.

Поступила в редакцию 11.12.2025
После доработки 02.03.2026
Принята к публикации 01.04.2026

Received 11.12.2025
Revised 02.03.2026
Accepted 01.04.2026



УДК 669.162.275.8

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-339-345



Оригинальная статья

Original article

ИЗВЛЕЧЕНИЕ СУЛЬФАТНОГО ЦИНКА ИЗ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ОТХОДОВ С ПОЛУЧЕНИЕМ МЕТАЛЛОФЛЮСА

М. А. Михеенков¹, О. Ю. Шешуков^{1,2}, Д. К. Егизарьян^{1,2}, Е. Ю. Лозовая² ¹ Институт металлургии имени академика Н.А. Ватоллина Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

e.yu.lozovaya@urfu.ru

Аннотация. На территориях предприятий черной металлургии скопилось значительное количество отходов железосодержащих сталеплавильных и доменных шламов с повышенным содержанием цинка. Вовлечь данные шламы в доменный передел для извлечения железа не представляется возможным, поскольку цинк приводит к образованию настывшей в колошниковой зоне доменной печи, а для дуговой печи они не годятся, так как железо в них находится в окисленном виде. При этом цинкосодержащие шламы могут стать ценным вторичным продуктом. Извлечение цинка из этих шламов затруднено, поскольку он находится не только в оксидной, но и в значительной степени в сульфатной или сульфидной формах. В настоящей работе с использованием программного пакета FactSage оценены возможности извлечения цинка из шламов. Прямое карботермическое восстановление сульфида цинка требует температур выше 2000 °С, что технологически недостижимо в большинстве агрегатов. Авторы представляют обоснование и термодинамическую оценку альтернативному подходу, который защищен патентом: введение карбонатов кальция и магния (известняк, доломит) в шихту перед вельцеванием. При нагреве известняк разлагается с образованием CaO, который вступает в обменную реакцию с ZnS, превращая его в ZnO, после чего оксид цинка восстанавливается углеродом при 1100 °С. Расчеты свободной энергии Гиббса подтверждают возможность извлечения цинка по предложенному механизму в интервале 1000 – 1200 °С. На примере шламов доменного и мартеновского цехов АО «ЕВРАЗ НТМК» с исходным содержанием цинка ~5 мас. % (в виде $Zn_3O(SO_4)_2$) экспериментально доказана эффективность описанной технологии. После обжига брикетов при 1200 °С остаточное содержание цинка снизилось до долей процента, степень металллизации железа достигла 72 %, а цинк не фиксируется фазовым анализом. Получены два товарных продукта: цинковый возгон и безцинковый металлофлюс, пригодный для возврата в металлургический передел.

Ключевые слова: цинк, шламы, металллизация, извлечение цинка, фазовый состав, термодинамический анализ, переработка отходов

Благодарности: Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН.

Для цитирования: Михеенков М.А., Шешуков О.Ю., Егизарьян Д.К., Лозовая Е.Ю. Извлечение сульфатного цинка из металлургических отходов с получением металлофлюса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):339–345.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-339-345>

* По материалам XVIII Международного Конгресса сталеплавателей (г. Санкт-Петербург).

EXTRACTION OF ZINC SULFATE FROM METALLURGICAL WASTE TO PRODUCE METAL FLUX

М. А. Mikheenkova¹, O. Yu. Sheshukov^{1,2}, D. K. Egizaryan^{1,2}, E. Yu. Lozovaya² ¹ Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (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)

e.yu.lozovaya@urfu.ru

Abstract. Significant amounts of iron-containing steelmaking and blast furnace sludges with elevated zinc content accumulated on the territories of ferrous metallurgy enterprises. It is not possible to recycle these sludges into the blast furnace process for iron recovery, because zinc leads to the formation of scaffold buildups in the blast furnace throat zone; nor are they suitable for electric arc furnaces, as the iron in them is in

an oxidized form. At the same time, zinc-containing sludges can become a valuable secondary product. Extracting zinc from these sludges is difficult, since zinc is present not only in oxide form but also, to a significant extent, in sulfate or sulfide forms. In this work, the possibilities of zinc extraction from sludges were evaluated using the FactSage software package. Direct carbothermic reduction of zinc sulfide requires temperatures above 2000 °C, which is technologically unattainable in most industrial units. An alternative, patent-protected approach was substantiated and thermodynamically evaluated: introducing calcium and magnesium carbonates (limestone, dolomite) into the charge before waelzing. Upon heating, limestone decomposes to form CaO, which undergoes an exchange reaction with ZnS, converting it into ZnO, after which zinc oxide is reduced by carbon at 1100 °C. Gibbs free energy calculations confirm the feasibility of zinc extraction via the proposed mechanism in the range of 1000 – 1200 °C. The effectiveness of the technology was experimentally demonstrated using sludges from the blast furnace and open-hearth shops of JSC EVRAZ NTMK with an initial zinc content of approximately 5 wt. % (in the form of $Zn_3O(SO_4)_2$). After roasting briquettes at 1200 °C, the residual zinc content decreased to a fraction of a percent, the degree of iron metallization reached 72 %, and zinc is not detected by phase analysis. Two marketable products were obtained – zinc sublimate and zinc-free metal flux, suitable for return to the metallurgical process.

Keywords: zinc, sludge, metallization, zinc extraction, phase composition, thermodynamic analysis, secondary resources

Acknowledgements: The work was performed according to the state assignment of the Vatolin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

For citation: Mikheenkova M.A., Sheshukov O.Yu., Egiazyarova D.K., Lozovaya E.Yu. Extraction of zinc sulfate from metallurgical waste to produce metal flux. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):339–345. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-339-345>

* Based on the Materials of the 18th International Congress of Steelmakers (Saint Petersburg).

ВВЕДЕНИЕ

Предприятия черной металлургии непрерывно наполняют отвалы сталеплавильными и доменными шлаками с повышенным содержанием цинка. В настоящее время на территории металлургических предприятий накоплено значительное количество шламов от доменного и мартеновского переделов. Вовлечению этих шламов в доменный передел мешает значительное содержание в них цинка, который приводит к образованию в колошниковой зоне доменной печи настылей [1; 2]. Извлечение цинка из шламов затруднено, поскольку он находится в них не в оксидной, а в сульфатной или сульфидной формах [3 – 5].

Соединения цинка встречаются в пыли дуговых сталеплавильных печей (ДСП) и в колошниковой пыли доменных печей. В металлургии для извлечения цинка из пыли широко используется вельц-процесс, реализуемый во вращающихся или кольцевых печах¹ [6].

В работах [7; 8] показано, что цинк в пыли металлургических агрегатов может находиться не в чистой оксидной форме, а в виде твердых растворов сложных железосиликатных соединений. В медных шлаках цинк может находиться в виде прочной шпинели франклинита ($ZnO \cdot Fe_2O_3$) [9]. В некоторых техногенных образованиях (таких как шлаки от конвертации медных руд) и шлаках от производства синтетических волокон цинк находится в сульфидной форме (ZnS) [10; 11]. Извлечение цинка из таких техногенных образований при помощи вельц-процесса затруднено. Для успешного извлечения цинка из сульфидной формы необходим анализ физико-химических особенностей извлечения цинка из обеих форм и разработка

технологии извлечения цинка из сульфидной формы, а также преобразования продуктов обжига в ценные товарные продукты.

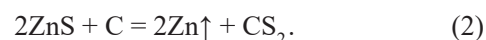
Так, в работах [12; 13] сульфидный цинк преобразуют в оксидный при окислительном обжиге. Также оценена возможность карботермического восстановления сульфида цинка известняком с образованием сульфида кальция CaS [14].

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА

В пыли ДСП цинк находится в оксидной форме и его извлечение возможно при температуре выше 1100 °C за счет восстановления оксида цинка до летучей металлической формы с помощью углеродсодержащего материала [15; 16] по реакции



В некоторых техногенных образованиях (таких как шлаки от конвертации медных руд) и шлаках от производства синтетических волокон цинк находится в сульфидной форме (ZnS). Извлечение цинка из таких техногенных образований при помощи вельц-процесса [17; 18] возможно по реакции



Оценка термодинамической возможности извлечения цинка по реакции (2) осуществлялась путем расчета свободной энергии Гиббса ΔG . Результаты расчетов приведены в табл. 1. Они свидетельствуют, что протекание реакции (2) становится возможным только при температуре выше 2000 °C. Достичь таких температур в кольцевых или вращающихся печах практически невозможно.

Для обеспечения переработки техногенных образований, содержащих сульфидные формы цинка, кол-

¹ ZincOx. Korean Recycling Plant: Crown House, High Street Hartley Wintney Hampshire RG27 8NW United Kingdom. Available at URL: <https://zincor.com/korean-recycling-plant/> (Accessed: 23.06.2026).

Таблица 1. Результаты термодинамического анализа реакций преобразования сульфатной формы цинка в сульфидную

Table 1. Results of thermodynamic analysis of reactions of zinc sulfate form conversion to sulfide

Реакция	ΔG , кДж/моль, при температуре, °C				
	0	500	1000	1500	2000
$2\text{ZnS} + \text{C} = 2\text{Zn}\uparrow + \text{CS}_2$	660,5	483,0	306,5	133,1	–32,1

Таблица 2. Результаты термодинамического анализа возможности извлечения цинка по реакции (3)

Table 2. Results of thermodynamic analysis of the possibility of zinc extraction by reaction (3)

Реакция	ΔG , кДж/моль, при температуре, °C				
	0	800	900	1000	1100
$2\text{ZnS} + 2\text{CaCO}_3 + \text{C} = 2\text{Zn}\uparrow + 2\text{CaS} + 3\text{CO}_2\uparrow$	742	152	82	12	–56

лективом авторов представленного исследования разработан патент [19], в соответствии с которым для преобразования сульфидной формы цинка в оксидную и обеспечения его возгона при температуре 1100 °C в сырьевую смесь перед вельцеванием вводятся карбонатные соли кальция и магния в виде известняка, магнезита и доломита. При использовании известняка для разложения сульфида цинка и его возгона протекает следующая реакция:

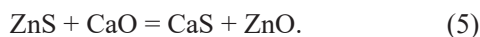


Данная реакция при нагревании протекает в несколько стадий.

При нагреве до температуры 720 °C начинается разложение известняка по реакции



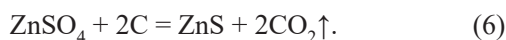
Разложение известняка завершается при температуре 920 °C. Выше этой температуры протекает обменная реакция



При появлении оксида цинка с ним начинает взаимодействовать углерод, завершается разложение оксида цинка по реакции (1).

Оценка термодинамической возможности извлечения цинка по реакции (3) осуществлялась путем расчета свободной энергии Гиббса [20]. Результаты расчетов приведены в табл. 2.

В шламах металлургических комбинатов цинк может находиться как в сульфатной, так и в сульфидной формах [12]. В присутствии углерода при нагреве сульфат цинка ZnSO_4 преобразуется в сульфид по реакции:



Это означает, что для извлечения сульфатных форм цинка (так же, как и для сульфидных) их необходимо преобразовывать в оксидные формы за счет введения солей карбонатов кальция и магния.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования проводились с использованием пакета FactSage – программы, заслужившей мировое признание в моделировании термодинамических металлургических процессов. Так, в более ранних публикациях коллег с его помощью уже изучалось поведение соединений цинка и меди [17 – 20].

В работах [21 – 22] моделировалось превращение фаз при тепловой обработке, а также были получены данные о фазовых равновесиях [23; 24]. Авторами настоящей работы проведены исследования возможности переработки цинкосодержащих шламов черной металлургии.

Оценка возможности удаления сульфатных форм цинка была проведена при изучении шламов АО «ЕВРАЗ НТМК». В настоящее время на территории АО «ЕВРАЗ НТМК» накоплено значительное количество шламов от доменного и мартеновского переделов. Хотя мартеновский цех в настоящее время уже не работает, но шламы от его деятельности находятся на территории комбината, но АО «ЕВРАЗ НТМК» не может вовлечь эти шламы в доменный передел, поскольку они содержат значительное количество цинка, который приводит к образованию настывей в колошниковой зоне доменной печи. Извлечение цинка из шламов затруднено, поскольку он находится в них не в оксидной, а в сульфатной или сульфидной формах. Данные химического анализа исследованных шламов приведены в табл. 3.

На рис. 1 представлены данные фазового анализа шлама доменного цеха, а в табл. 4 – количественный фазовый состав шлама.

Таблица 3. Химический состав шламов АО «ЕВРАЗ НТМК»

Table 3. Chemical composition of JSC EVRAZ NTMK sludge

Материал	Содержание в материале, мас. %									
	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	MnO	V ₂ O ₅	Fe _{общ}	Zn	S	C
Шлам доменного цеха	6,9	6,2	0,30	2,2	0,37	0,7	55,2	5,1	1,1	9,8
Шлам мартеновского цеха	0,9	0,7	0,45	1,1	1,40	0,1	73,9	5,5	0,4	0

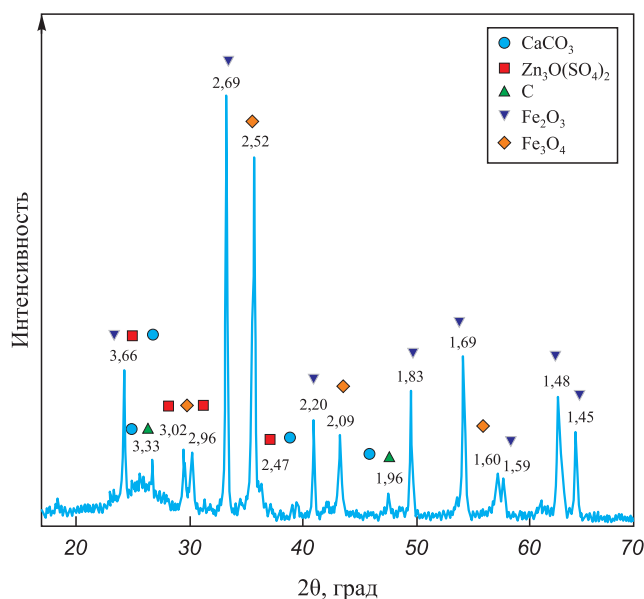


Рис. 1. Фазовый состав шламов доменного цеха

Fig. 1. Phase composition of sludges from blast furnace shop

Таблица 4. Фазовый состав шламов доменного цеха

Table 4. Phase composition of sludge from blast furnace shop

Наименование фазы	Химическая формула	Содержание, мас. %
Гематит	Fe ₂ O ₃	53,6
Магнетит	Fe ₃ O ₄	17,5
Карбонат кальция	CaCO ₃	8,8
Углерод	C	9,6
Сульфат цинка	Zn ₃ O(SO ₄) ₂	10,5
Итого		100,0

На рис. 2 представлены данные фазового анализа шлама мартеновского цеха, а в табл. 5 – количественный фазовый состав шлама.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

По данным химического и фазового анализов шламы в основном состоят из оксидов железа. Доменный шлак содержит углерод в виде кокса и незначительное количество карбоната кальция. Цинк в шламах присутствует

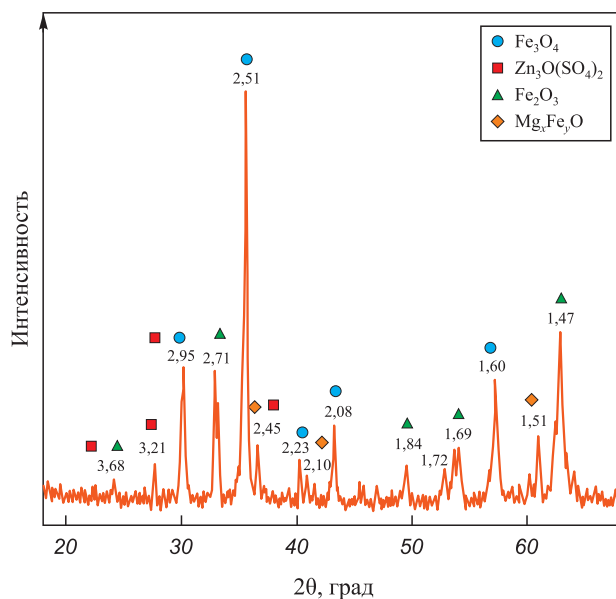


Рис. 2. Фазовый состав шламов мартеновского цеха

Fig. 2. Phase composition of sludges from open-hearth furnace shop

Таблица 5. Фазовый состав шламов мартеновского цеха

Table 5. Phase composition of sludge from open-hearth furnace shop

Наименование фазы	Химическая формула	Содержание, мас. %
Гематит	Fe ₂ O ₃	33,2
Магнетит	Fe ₃ O ₄	17,9
Магнезиоферрит	Mg _x FeO _y	37,9
Сульфат цинка	Zn ₃ O(SO ₄) ₂	11,0
Итого		100,0

в сложной сульфатной форме в виде ZnO(SO₄)₂. В мартеновском шламе помимо оксидного железа и сульфата цинка фиксируется еще магнезиоферрит.

Для определения возможности металлизации шламов и удаления цинка по разработанной технологии в шламы АО «ЕВРАЗ НТМК» добавлялось расчетное количество известняка, кокс, связующее и отвердитель. Сырьевые смеси гомогенизировались путем совместного помола и прессовались. Брикеты обжигались по режиму: нагрев до 1200 °С, изотермическая выдержка

Таблица 6. Химический состав продуктов обжига на основе шламов АО «ЕВРАЗ НТМК»

Table 6. Chemical composition of roasting products based on JSC EVRAZ NTMK sludge

Наименование исходного материала	Содержание в материале, мас. %									
	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	MnO	V ₂ O ₅	Fe _{общ}	Zn	S	C
Шлам доменного цеха	19,9	20,7	4,8	5,9	0,18	0,7	50,5	0,14	2,7	0
Шлам мартеновского цеха	19,3	20,3	5,4	4,2	2,60	0,3	50,9	0,78	1,1	0

30 мин, охлаждение с печью. Далее определяли химический и фазовый составы продуктов обжига. Данные химического анализа продуктов обжига приведены в табл. 6.

По данным химического анализа, в продуктах обжига увеличилось содержание силикатных материалов, а содержание железа – уменьшилось. Содержание цинка с 5 % снизилось до долей процента. Брикетты из доменного шлама после обжига рассыпались, а брикетты из мартеновского шлама сохранили форму. Данные фазового анализа продуктов обжига на основе шлама мартеновского цеха приведены на рис. 3.

По данным фазового анализа, продукты обжига на основе шлама мартеновского цеха содержат значительное количество металлического железа. Степень металлизации составила 72 %. Цинк и его фазы в продуктах обжига фазовым анализом не фиксируются.

Выводы

С помощью пакета FactSage смоделированы условия восстановления цинка из шламов предприятия АО «ЕВРАЗ НТМК». Согласно полученным данным, процессы успешно протекают в диапазоне температур

1100 – 1300 °С. В зависимости от химического и фазового составов шламов необходима соответствующая температура и добавка восстановителя. Проведенные расчеты показали возможность эффективной переработки шламов с высоким содержанием цинка.

Изучена возможность металлизации шламов и удаления из них цинка по разработанной технологии АО «ЕВРАЗ НТМК». Результаты исследований доказывают, что извлечение цинка из металлургических шламов, в которых цинк находится в сульфатных формах, возможно. А поскольку шламы содержат значительное количество оксидов железа, то целесообразно после извлечения цинка преобразовывать их в безцинковый металлофлюс и возвращать в металлургический передел. При этом одновременно получают два ценных продукта: цинковый возгон и металлофлюс.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Козлов П.А., Паньшин А.М., Дюбанов В.Г., Селиванов Е.Н. Разработка и промышленная реализация комплексной и ресурсоэнергосберегающей технологии и аппаратуры для утилизации техногенных отходов черной и цветной металлургии с извлечением цинка, свинца, олова, меди и железа в товарные продукты. В кн.: *Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: Труды научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых, НИОКР-2015, Екатеринбург*. Екатеринбург: Уральский рабочий; 2015:29–32.
2. Лотош В.Е. Переработка отходов природопользования. Екатеринбург: Полиграфист; 2007:503.
3. Баранов А.П., Федосов И.Б., Тлехугов Н.В., Woollett A., Wynter B.P. Практика переработки цинксодежающей пыли электрометаллургического производства стали по новейшей технологии английской компании Zincox Resources Pls в республике Корея. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2014;(11(1379)):71–76.
4. Baranov A.P., Fedosov I.B., Tlekhugov N.V., Woollett A., Wynter B.P. Practice of processing zinc-containing dust of electrometallurgical steel production using the latest technology of the English company Zincox Resources Pls in the Republic of Korea. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2014;(11(1379)): 71–76. (In Russ.).
5. Грудинский П.И., Дюбанов В.Г., Леонтьев Л.И., Козлов П.А. Исследование процесса разложения феррита

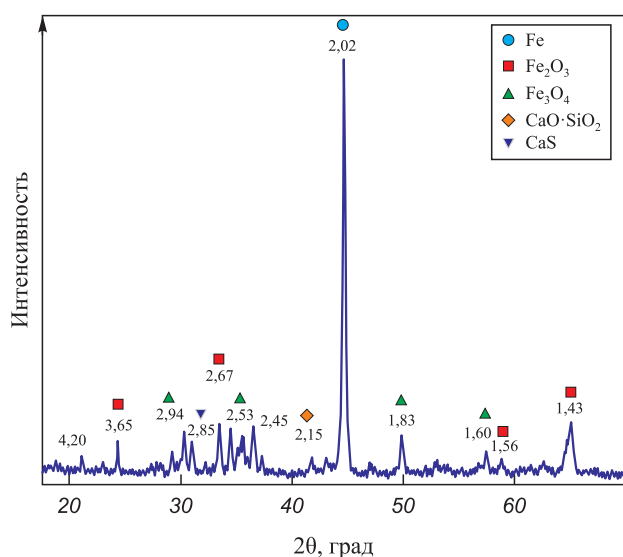


Рис. 3. Данные фазового анализа продуктов обжига на основе шламов мартеновского цеха

Fig. 3. Phase analysis data of roasting products based on sludges from open-hearth furnace shop

- цинка в ходе проковки пыли электроплавки стали в присутствии извести. В кн.: *Фундаментальные исследования и прикладные разработки процессов переработки и утилизации техногенных образований. Уральский рынок лома, промышленных и коммунальных отходов: Труды Конгресса с международным участием и Конференции молодых ученых» ТЕХНОГЕН-2017*. Екатеринбург: УрО РАН; 2017:182–184.
5. Алпатова А.А., Симонян Л.М., Исакова Н.Ш. Изучение процесса пылеобразования при дуговом нагреве оцинкованной стали. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2016;59(5):293–299.
Alpatova A.A., Simonyan L.M., Isakova N.S. Dust formation in arc heating of zinc-plated steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016;59(5):293–299. (In Russ.).
 6. Симонян Л.М., Демидова Н.В. Исследование процесса безуглеродного селективного извлечения цинка и свинца из пыли ДСП. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(8):631–638.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-631-638>
Simonyan L.M., Demidova N.V. Selective extraction of carbon-free zinc and lead from EAF-dust. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(8):631–638. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-631-638>
 7. Стовпченко А.П., Камкина Л.В., Пройдак Ю.С., Дервянченко И.В., Кучеренко О.Л., Бондаренко М.Ю. Теоретические и экспериментальные исследования состава и восстановимости пыли дуговых сталеплавильных печей. *Электromеталлургия*. 2009;(8):29–36.
Stovpchenko A.P., Kamkina L.V., Proidak Yu.S., Derevyanchenko I.V., Kucherenko O.L., Bondarenko M.Yu. Theoretical and experimental studies of composition and recoverability of EAF dust. *Elektrometallurgiya*. 2009;(8):29–36. (In Russ.).
 8. Рожков А.И., Логвин В.В. Анализ химического состава пыли дуговых сталеплавильных печей. *Вестник КИГИТ*. 2012;(10(28)):45–47.
Rozhkov A.I., Logvin V.V. Analysis of chemical composition of EAF dust. *Vestnik KIGIT*. 2012;(10(28)):45–47. (In Russ.).
 9. Селиванов Е.Н., Тюшняков С.Н., Панкратов А.А. Формы нахождения цинка в пыли доменных печей. *Металлург*. 2018;(3):35–39.
Selivanov E.N., Tyushnyakov S.N., Pankratov A.A. Forms of zinc occurrence in blast-furnace dust. *Metallurgist*. 2018;62(3-4):225–230.
<https://doi.org/10.1007/s11015-018-0649-3>
 10. Тюшняков С.Н., Селиванов Е.Н., Панкратов А.А. Формы нахождения цинка в пыли газоочистки электросталеплавильных печей. *Металлург*. 2018;(6):8–13.
Tyushnyakov S.N., Selivanov E.N., Pankratov A.A. Forms of zinc found in electric steel smelting furnace gas cleaning dust. *Metallurgist*. 2018;62(5-6):485–492.
<https://doi.org/10.1007/s11015-018-0685-z>
 11. Mast R.E., Kent G.H. Slag fuming furnaces recover zinc and lead from copper slag. *Journal of Metals*. 1955;7(8): 877–884. <https://doi.org/10.1007/BF03377582>
 12. Nadirov R.K., Syzdykova L.I., Zhussupova A.K., Ussebaev M.T. Recovery of value metals from copper smelter slag by ammonium chloride treatment. *International Journal of Mineral Processing*. 2013;124:145–149.
<https://doi.org/10.1016/j.minpro.2013.07.009>
 13. Chai L.-Y., Ke Y., Min X.-B., Zhou B.-S., Xue K., Chen J. Separation and recovery of ZnS from sulfidized neutralization sludge via the hydration conversion of CaSO_4 into bulk $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ crystals. *Separation and Purification Technology*. 2015;(154):76–81.
<https://doi.org/10.1016/j.seppur.2015.09.029>
 14. Halli P., Hamuyuni J., Leikola M., Lundstrom M. Developing a sustainable solution for recycling electric arc furnace dust via organic acid leaching. *Minerals Engineering*. 2018; 124(3):1–9. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2018.05.011>
 15. Мунц В.А., Ивакина С.А., Чойнзонов Д.Б. Изучение кинетики окисления сульфидного цинкового концентрата в печи кипящего слоя. *Вестник Южно-Уральского Государственного Университета. Серия: Энергетика*. 2017;17(3):34–42. <https://doi.org/10.14529/power170304>
Munts V.A., Ivakina S.A., Choinzonov D.B. Study of sulfide zinc concentrate oxidation kinetics in the fluidized bed furnace. *Bulletin of the South Ural State University. Series "Power Engineering"*. 2017;17(3):34–42. (In Russ.).
<https://doi.org/10.14529/power170304>
 16. Толокнов Д.А., Селиванов Е.Н., Гуляева Р.И. Термодинамические закономерности восстановления сульфида меди и цинка в среде монооксида углерода. В кн.: *Компьютерное моделирование физико-химических свойств стекол и расплавов: Труды XI Российского семинара, Курган, 2012*. Курган: Курганский государственный университет; 2012:48–50.
 17. Sheshukov O.Y., Mikheenkova M.A., Lobanov D.A. Zinc techno-genic formations: Physico-chemical features of its extraction. *Solid State Phenomena*. 2020;299:1139–1151. (In Russ.).
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.299.1139>
 18. Пат. 2799597 RU: МПК C22B 19/30. Способ переработки цинксодержащих материалов / Михеенков М.А., Егизарьян Д.К., Шешуков О.Ю., Ведмидь Л.Б. Заявл. 11.04.2022; опубл. 07.07.2023. Бюл. № 19.
 19. Клеоновский М.В., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Лозовая Е.Ю. Термодинамическое моделирование восстановления цинка из шламов черной металлургии. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022; 65(3):170–178.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-170-178>
Kleonoyskii M.V., Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Lozovaya E.Yu. Thermodynamic modeling of zinc recovery from ferrous metallurgy sludge. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(3):170–178. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-170-178>
 20. Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Egizaryan D.K. Features of zinc extraction from sulfide forms. *Materials Science Forum*. 2020;989:228–234.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.989.228>
 21. Han J., Liu W., Zhang T., Xue K., Li W., Jiao F., Qin W. Mechanism study on the sulfidation of ZnO with sulfur and iron oxide at high temperature. *Scientific Reports*. 2017;7:42536. <https://doi.org/10.1038/srep42536>
 22. Banerjee A., Mishra P.R., Mohanty A., Chakravarty S., Das Biswas R., Sahu R., Chakravarty K. Distribution of

mineral species in different coal seams of Talcher coalfield and its transformation behavior at varying temperatures. *International Journal of Coal Science And Technology*. 2016;3(2):97–103.

<https://doi.org/10.1007/s40789-016-0127-0>

23. Zhang B.J., Niu L.P., Zhang T.A., Li Z.Q., Zhang D.L., Zheng C. Alternative reduction of copper matte in reduc-

tion process of copper slag. *ISIJ International*. 2017;57(5): 775–781.

<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-631>

24. Kostov A., Živković D., Friedrich B. Thermodynamic predicting of Si-Me (Me = Ti, Al) binary systems. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*. 2007;43(1):29–38. <https://doi.org/10.2298/JMMB0701029K>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Михаил Аркадьевич Михеенков, д.т.н., старший научный сотрудник лаборатории порошковых, композиционных и наноматериалов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

Олег Юрьевич Шешуков, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории порошковых, композиционных и наноматериалов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН; 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

Денис Константинович Егизарьян, к.т.н., заведующий лабораторией проблем техногенных образований, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН; доцент кафедры металлургии железа и сплавов, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-9833-7191

E-mail: avari@mail.ru

Елизавета Юрьевна Лозовая, к.т.н., доцент кафедры металлургии железа и сплавов, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0001-8547-2071

E-mail: e.yu.lozovaya@urfu.ru

Mikhail A. Mikheenkova, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory "Pyrometallurgy of Ferrous Metals", Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof, Chief Researcher of the Laboratory of Powder, Composite, and Nano-Materials, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Director of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-2452-826X

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

Denis K. Egizaryan, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Technogenic Formations Problems, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Iron and Alloys, Ural Federal University named after first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-9833-7191

E-mail: avari@mail.ru

Elizaveta Yu. Lozovaya, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Iron and Alloys, Ural Federal University named after first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0001-8547-2071

E-mail: e.yu.lozovaya@urfu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. А. Михеенков – получение данных для моделирования, доработка текста.

О. Ю. Шешуков – научное руководство, формирование основной концепции, постановка цели и задач исследования.

Д. К. Егизарьян – проведение лабораторных опытов, литературный обзор.

Е. Ю. Лозовая – анализ данных, содействие в написании статьи.

M. A. Mikheenkova – obtaining data for modeling, revision of the text.

O. Yu. Sheshukov – scientific guidance, formation of the basic concept, goals and objectives of the study.

D. K. Egizaryan – conducting laboratory experiments, literary review.

E. Yu. Lozovaya – data analysis, writing the text.

Поступила в редакцию 12.01.2026

После доработки 01.02.2026

Принята к публикации 01.04.2026

Received 12.01.2026

Revised 01.02.2026

Accepted 01.04.2026



УДК 669.1:338 + 669.267:669.15'26

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-346-357



Оригинальная статья

Original article

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОИЗВОДСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ ХРОМА В ЧЁРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ. ЧАСТЬ 2. ФЕРРОСПЛАВЫ

А. И. Волков[✉], Н. А. Козырев, К. А. Кологриев, П. Е. Стулов

Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина (Россия, 105005, Москва, ул. Радио, 23/9)

✉ rhenium@list.ru

Аннотация. В 2023 г. во всем мире было произведено 16 174 тыс. т феррохрома, а в 2024 г. – 18 509 тыс. т. Авторы собрали данные о производстве хромовых ферросплавов в 15 странах. Описана структура 20 крупнейших компаний по производству феррохрома в Китае, Африке и Европе. В статье представлены данные по проектам запуска новых производств феррохрома в странах по всему миру. Проведен анализ производственных показателей (состав феррохрома, стоимость, потребление электроэнергии) получения высокоуглеродистого феррохрома в зависимости от содержания Cr_2O_3 и $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{FeO}$ в сырье. Рассмотрены технологии производства феррохрома с учётом большой доли сырья мелкой фракции. Статья описывает меры по снижению потребления электроэнергии и кокса. Авторы изучили преимущества и недостатки печей переменного и постоянного тока, плазменных печей и микроволнового нагрева, а также используемые восстановители, при этом большое внимание сегодня уделяется использованию «биоугля». Представлена информация об исследованиях, связанных с сокращением выбросов CO_2 при производстве FeCr. Рассмотрены объёмы производства и потребления ферросплавов в России с описанием структуры выпускаемых хромовых ферросплавов по типам (высоко-, средне- и низкоуглеродистый феррохром, металлический хром, азотированный хром и феррохром, хромовые лигатуры). В 2017 – 2022 гг. объём производства хромовых ферросплавов в России составлял в среднем 420 тыс. т в год (без учёта лигатур и хрома металлического). Представлены основные предприятия, специализирующиеся на производстве хромовых ферросплавов в России, с указанием их производительности. В России объём потребления феррохрома составляет всего 10 – 30 % от производимого, поэтому его внутренний рынок пребывает в состоянии перепроизводства и ориентирован на экспортные поставки. За последние годы объём производства феррохрома в России резко сократился. Авторы описывают причины резкого сокращения экспорта и производства феррохрома в России.

Ключевые слова: феррохром, хромовые ферросплавы, хром металлический, производство по странам мира, производство в России, технология производства, новые разработки и исследования

Для цитирования: Волков А.И., Козырев Н.А., Кологриев К.А., Стулов П.Е. Современное состояние производства и применения хрома в чёрной металлургии. Часть 2. Ферросплавы. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):346–357.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-346-357>

CURRENT STATE OF CHROMIUM PRODUCTION AND APPLICATION IN FERROUS METALLURGY. PART 2. FERROALLOYS

А. И. Volkov[✉], N. A. Kozyrev, K. A. Kologriev, P. E. Stulov

I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy (23/9 Radio Str., Moscow 105005, Russian Federation)

✉ rhenium@list.ru

Abstract. In 2023, 16,174 thousand tons of FeCr were produced worldwide, and in 2024 – 18,509 thousand tons. The authors collected the data on the production of chromium ferroalloys in 15 countries. The structure of the 20 largest ferrochrome (FeCr) manufacturing companies in China, Africa and Europe is given. The paper describes the projects for the launch of new FeCr production facilities in countries around the world. The production parameters (FeCr composition, cost, electricity consumption) of obtaining high carbon FeCr depending on the content of Cr_2O_3 and $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{FeO}$ in the raw materials were analyzed. FeCr production technologies are considered, taking into account a large proportion of fine fraction raw materials. The paper presents the measures to reduce the consumption of electricity and coke. The advantages and disadvantages of alternating current and direct current furnaces, plasma furnaces, and microwave heating are considered, as well as the used reducing agents, and much attention is paid to the use of “biochar” today. Information on the studies related to the reduction of CO_2 emissions from the production of FeCr is provided. The volume of production and consumption of chromium ferroalloys in the Russian Federation is considered with description of the structure of manufactured chromium ferroalloys by type (high-, medium- and low-carbon FeCr, metallic chromium, nitrided chromium and ferrochrome, chromium ligatures). In 2017 – 2022, the volume of production of chromium ferroalloys in Russia averaged 420 thou-

sand tons per year (excluding ligatures and metallic chromium). The main enterprises specializing in the production of chromium ferroalloys in Russia are presented, indicating their productivity. In Russia, FeCr consumption is only 10 – 30 % of produced, so the domestic ferrochrome market is in a state of overproduction and is export-oriented. In recent years, the volume of FeCr production in the Russian Federation sharply decreased. The authors describe the reasons for the sharp decrease in FeCr export and production in Russia.

Keywords: ferrochrome, chromium ferroalloys, metallic chromium, worldwide production, production in Russia, production technology, new developments and research

For citation: Volkov A.I., Kozyrev N.A., Kologriev K.A., Stulov P.E. Current state of chromium production and application in ferrous metallurgy. Part 2. Ferroalloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):346–357. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-346-357>

ВВЕДЕНИЕ

Сегодня хром является незаменимым элементом в чёрной металлургии. Его применяют для легирования чугуна [1] и стали [2], производства огнеупоров [3; 4], получения литейных форм [5]. Хром находит применение в производстве сплавов цветных металлов [6; 7], в химической промышленности [8], кожевенном производстве [9], для получения пигментов [10], красителей [11], стекла [12] и др. Хром применяют для покрытия металлов и сплавов в условиях повышенного износа, высоких температур и коррозионного воздействия [13; 14]. Его соединения используют для дубления кожи, обработки древесины, покрытия металлов, в пищевых добавках, в медицине, для получения катализаторов. В предыдущей статье [15] авторы рассмотрели состояние добычи и производства хромитового сырья в разных странах мира, а также в России. В настоящей работе представлены данные по состоянию производства хромовых ферросплавов в странах мира и в России, а также наиболее актуальные направления развития отрасли, в том числе перспективные научные разработки для технологии производства феррохрома.

ПРОИЗВОДСТВО ХРОМОВЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ В МИРЕ

В мире 94,5 % хромитовых руд и концентратов потребляется для производства легирующей добавки при получении сталей и сплавов, ещё 2,5 % – в литейном производстве (формовочные пески), 2,0 % – для получения химических соединений и 1,0 % – в огнеупорной промышленности [16]. В металлургии хром применяется в основном в виде феррохрома (FeCr) высоко- (в/у), средне- (с/у) и низкоуглеродистого (н/у). По данным ассоциации ICDA¹, в 2023 г. в мире произведено 16 174 тыс. т FeCr (из них 15 292 тыс. т высокоуглеродистого FeCr, 32 тыс. т среднеуглеродистого FeCr и 849 тыс. т низкоуглеродистого FeCr), а в 2024 г. – 18 509 тыс. т (из них 17 586 тыс. т высокоуглеродистого FeCr, 23 тыс. т среднеуглеродистого FeCr и 900 тыс. т низкоуглеродистого FeCr). В 2023 г. 89 % всего FeCr получено в четырёх странах (Китай, ЮАР, Казахстан

и Индия) (рис. 1). Распространённой практикой является создание холдингов, включающих в себя предприятия по добыче и обогащению хромитовой руды, производству феррохрома и нержавеющей стали. Крупные международные компании Европы, Китая, Австралии стремятся контролировать добычу хромитовых руд в ЮАР и Зимбабве (табл. 1). Ожидается дальнейший рост производства феррохрома в мире. Новым гигантом-производителем феррохрома готовится стать Индонезия. Мощности по производству нержавеющей стали китайских корпораций Tsingshan и Delong в Индонезии должны достигнуть 8 млн т в год. В 2022 г. Индонезия произвела 4,8 млн т нержавеющей стали, импортировав для этого 1,6 млн т феррохрома. В 2022 г. мощности Индонезии по производству феррохрома составляли 300 тыс. т. В планах, начиная с конца 2023 г., поэтапный ввод строящихся мощностей на 800 тыс. т. Ожидается, что в ближайшее время Индонезия будет производить из импортной руды 1,1 – 1,3 млн т феррохрома в год. В Индии компания Tata Steel Mining Ltd строит новый завод мощностью 35 тыс. т феррохрома в год.

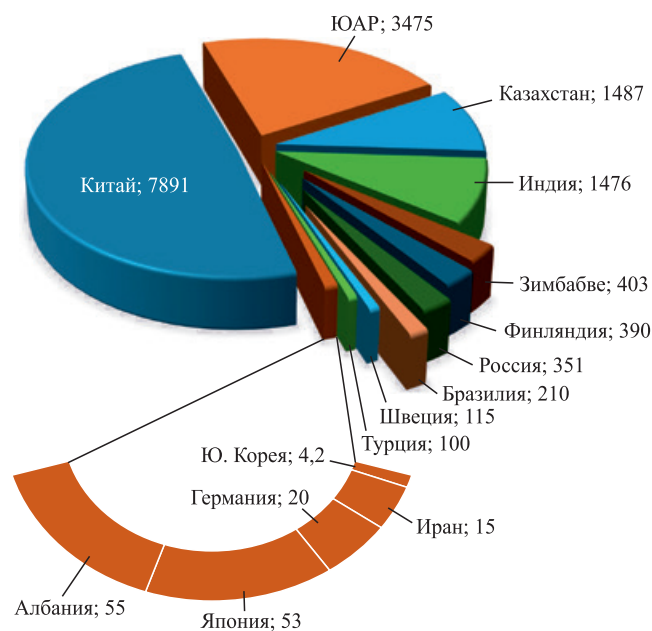


Рис. 1. Производство хромовых ферросплавов в странах мира в 2023 г., тыс. т¹ [17]

Fig. 1. Production of chromium ferroalloys worldwide in 2023, thousand tons¹ [17]

¹ Chrome markets and resources. International Chromium Development Association. Available at URL: <https://www.icdac.com/market-insights/> (Accessed 30.06.2026).

Таблица 1. Структура крупнейших компаний-производителей феррохрома

Table 1. Structure of the largest ferrochrome plants

Материнская компания	Предприятия по добыче и обогащению хромитовых руд	Предприятия по выпуску феррохрома	Предприятия по выпуску нержавеющей стали
HaoTian Steel Group (KHP)	–	All Minmetal International LTD (KHP)	Shandong Haotian Steel Industry Co., Ltd. (KHP)
Gansu Dragon Northwest Iron Resources Holding Group Co., Ltd. (KHP)	–	Dragon Northwest Ferroalloy Co. Ltd (KHP)	Gansu Jiu Steel Group Hongxing Iron & Steel Co., Ltd. (KHP)
Dongbei Special Steel Group Co., Ltd. (KHP)	–	Jilin Ferroalloys Group Company Ltd. (KHP)	Dalian Special Steel (KHP), Fushun Special Steel (KHP) и Beiman Special Steel (KHP)
Feng Erda Group (KHP)	–	Tengzhou Delifu Casting Materials Co., Ltd. (KHP)	Tengzhou Feng Erda Metal Products Co. (KHP)
Samancor Chrome Ltd. (ЮАР)	рудники Doornbosch, Lannex, Tweefontein и Steelpoort (ЮАР)	Заводы: Ferrometals, Tubatse Ferrochrome, Tubatse Alloy, TC Smelter, Middelburg Ferrochrome (ЮАР)	–
Glencore (Швейцария) → Glencore Merafe Chrome Pooling and Share Joint Venture (ЮАР)	рудники Helena, Magareng, Thorncliffe, Waterval и Kroondal (ЮАР)	Заводы Boshoeck, Wonderkop, Rustenburg, Lion, Lydenburg (ЮАР)	–
International Ferro Metals (Австралия)	Buffelsfontein (ЮАР), Sky Chrome Mining (Pty) Ltd. (ЮАР), Lesedi (ЮАР)	Buffelsfontein (ЮАР), Lesedi	Purity Metals Holdings Ltd (США)
Eurasian Resources Group → Казхром (Казахстан)	Донской ГОК (Казахстан)	Актюбинский и Аксуский заводы ферросплавов (Казахстан)	–
Tata Steel Mining Ltd (TSML) (Индия)	Месторождения Sukinda, Saruabil, Kamarda (Индия)	Bamnipal; Athagarh; Rohit Ferro-Tech Limited (Индия)	Rohit Ferro-Tech Limited (Индия)
Indian Metals and Ferro Alloys (IMFA) (Индия)	Sukinda and Mahagiri Mines (Индия)	Therubali, Choudwar, Kalinga Nagar (Индия)	–
Ferro Alloys Corporation Ltd. (FACOR) (Индия)	Ostapal; Kalarangiatta; Kathpal (Индия)	Charge Chrome Plant (CCP) (Индия)	Facor Steels Ltd. (FSL)
Ispat Group (Ispat Industries Ltd.) (Индия)	Месторождения в долине Сукинда (Индия)	Balasore Alloys Limited (Индия)	–
Sinosteel Corporation (KHP)	Zimbabwe Mining and Smelting (Зимбабве), ASA Metals (ЮАР)	Zimasco Consolidated Enterprises Limited (Зимбабве), ASA Metals (ЮАР)	Sinosteel Group Co., Ltd.; Sinosteel Stainless Steel Pipe Technology (Shanxi) Co., Ltd. (KHP)
Kuvimba Mining House (Зимбабве)	Zimbabwe Alloys; Mutorashanga; Torwood and Valley Mine (Зимбабве)	Zimbabwe Alloys (Зимбабве)	–
Tsingshan Holding Group Company Limited (KHP)	Afrochine Smelting (Зимбабве)	Afrochine Smelting (Зимбабве); PT Indonesia Tsingshan Stainless Steel (Индонезия)	Fujian Tsingtuo (KHP), Guangdong Yangjiang (KHP), Zhejiang Qingtian (KHP), PT Indonesia Tsingshan Stainless Steel (Индонезия), A&T Stainless. LLC (США), India Gujarat Industrial Park (Индия)

Таблица 1 (продолжение). Структура крупнейших компаний-производителей феррохрома

Table 1 (продолжение). Structure of the largest ferrochrome plants

Материнская компания	Предприятия по добыче и обогащению хромитовых руд	Предприятия по выпуску феррохрома	Предприятия по выпуску нержавеющей стали
Outokumpu Oyj (Финляндия)	Рудник Kemi mine (Финляндия)	Завод Tornio steel mill (Финляндия)	Tornio steel mill (Финляндия), заводы Avesta и Degerfors до 2023 г. (Швеция), Завод в Шеффилде до 2023 г. (Великобритания), заводы Outokumpu Stainless USA (Калверт) и Завод в Нью-Кастле (США)
АО «Компания Эталон» (Россия)	Центральное, Западное, Главное Сарановское месторождения (Россия)	Челябинский электрометаллургический комбинат, Серовский завод ферросплавов (Россия)	—
Yildirim Group (Eti Krom Inc.) (Турция)	Eti Krom (Турция); ТОО «Восход хром» (Казахстан); AlbChrome: шахты Bulqiza Mine и Vllahen Mining (Албания)	Eti Krom (Турция); Тихвинский ферросплавный завод (Россия); Vargon Alloys (Швеция); AlbChrome: заводы в г. Burrel и Elbasan (Албания)	—
JFE Mineral & Alloy Company, Ltd. (Япония)	—	Подразделение “Ferroalloy” (Япония)	Mizushima Iron Alloy (Япония)

Компания IMFA планирует в 2026 г. запустить новый завод Kalinga Nagar (Индия) по выпуску 100 тыс. т феррохрома в год. FACOR планирует построить завод в г. Бхадрака (Индия) с мощностью 300 тыс. т феррохрома в год. В ЮАР в стадии строительства завод Lesedi. Из-за перебоев с электроэнергией, роста тарифов и экономического давления в 2025 г. в ЮАР были остановлены заводы Boshoeck, Wonderkop, Lion.

В табл. 2 сопоставлены отношение $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{FeO}$ и стоимость хромитового сырья (сентябрь 2025 г.) с химическим составом получаемого из него высокоуглеродистого феррохрома, его стоимостью и расходом электроэнергии. Применение руд с отношением $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{FeO}$ до 3,0 облегчает получение металла с повышенным содержанием кремния [18]. В мировой практике в большинстве концентратов отношение

Таблица 2. Параметры технологии производства высокоуглеродистого феррохрома

Table 2. Parameters of melting high-carbon ferrochrome alloys at various plants

Хромитовое сырьё		Высокоуглеродистый феррохром				Расход электроэнергии, кВт·ч/т Cr в FeCr
$\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{FeO}$	Цена в КНР (% Cr_2O_3 в концентрате), \$/т	Cr, %	C, %	Si, %	Цена в КНР (% Cr в FeCr), \$/т 50 % FeCr	
$\geq 3,0$	н/д	66 – 70	7 – 9	0,2 – 1,5	1135 (от 68 %, Казахстан)	5670 – 6015; 7000 – 7550*
2,5 – 2,9	290 – 300 (40 – 42 %, Турция) 355 – 365 (46 – 48 %, Турция)	62 – 65	7 – 9	0,5 – 3	1081 (60 – 65 %, РФ)	7433
2,0 – 2,4	170 – 180 (30 – 33 %, Оман) 249 – 251 (48 – 50 %, Индия)	57 – 61	7 – 8	1 – 4	1061 (от 58 %, Индия)	7772
1,5 – 1,9	250 – 255 (38 – 40 %, ЮАР) 280 – 284 (40 – 42 %, ЮАР) 325 – 335 (46 – 48 %, Зимбабве) 345 – 355 (48 – 50 %, Зимбабве)	51 – 56	6 – 8	3 – 6	1050 (от 50 %, ЮАР) 1060 (от 52 %, КНР)	7550 – 9050; 5850 – 6230** 12 000***
$\leq 1,4$	250 – 255 (40 – 42 %, UG2, ЮАР)	45 – 50	4 – 8	3 – 10	937 (50 %, ЮАР)	10 370 5300 – 7220**

* На печи постоянного тока.

** С предварительным спеканием и нагревом шихты перед плавкой.

*** На плазменной дуговой печи.

Примечание: при подготовке таблицы использованы данные ICDA, ИА Metaltorg.ru, архивные и статистические данные лаборатории ферросплавного производства ЦНИИчермет им. И.П. Бардина.

$\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{FeO}$ находится в пределах 1,5 – 2,0 [15]. В этом случае в получаемом феррохроме содержание хрома будет ниже 60 % (*charge chrome*, «чардж-хром», шихтовой феррохром). В России эти марки феррохрома носят название «передельных сортов». При прочих равных условиях со снижением отношения $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{FeO}$ увеличивается удельный расход электроэнергии на тонну хрома.

Себестоимость производства феррохрома обусловлена ценами на сырьё (30 – 50 %) и электроэнергию (30 %) [19]. По данным работы [20] 70 – 80 % добываемого в мире хромитового сырья представляет собой мелкую руду крупностью до 10 мм. При добыче и обогащении хромитовой руды в ЮАР выход кускового продукта составляет всего 20 % [21]. Поэтому актуальной задачей является вовлечение в производство сырья мелкой фракции. С этой целью развиваются два направления – технологии компактирования сырья (агломерация [22], окомкование [23], брикетирование [24], экструдирование [25]) и использование печей постоянного тока. Из-за высоких температур восстановления Cr_2O_3 и плавления FeCr среднее энергопотребление при производстве феррохрома в 3 – 5 раз выше, чем при производстве чугуна в доменной печи [26]. Значительно снизить расход электроэнергии, кокса и электродов, повысить степень извлечения хрома позволяет технология Outotec, включающая окомкование, обжиг окатышей на обжиговой машине конвейерного типа, подогрев шихты и плавку в дуговой печи закрытого типа [20]. Методы *SAF Reduced Charge* (SRC) и *Direct Reduced Charge* (DRC) предполагают смешивание хромита, коксовой мелочи и бентонита для получения гранул, которые подвергают воздействию CO в барабанной или вращающейся подовой печи. Предварительное восстановление сырья [27] приводит к снижению расхода электроэнергии на выплавку феррохрома до 40 % [28]. По расчётам для ЮАР доля затрат на агломерацию 20 % хромитового сырья составляла 17 % себестоимости высокоуглеродистого FeCr, а при агломерации всего объёма (при работе на хвостах обогащения UG2) – 50 % [21]. В Финляндии доля затрат на агломерацию составляет 10 % от стоимости FeCr. При этом экономия за счёт использования мелкой руды и тепла отходящего газа составляет 35 % себестоимости по сравнению с работой на кусковой неподготовленной руде [19]. Отходящий из печи феррогаз, содержащий 75 – 90 % CO, сжигают [29] или используют в качестве источника энергии [30], тепла при спекании окатышей, сушки материалов [20], нагрева ковшей [31], для снижения затрат электроэнергии при сжигании непосредственно в печи [32]. В работе [33] предложено из печных газов получать органические вещества.

Феррохром в основном производят в электродуговых печах переменного тока, в которых электроды погружены в шихту из кусковых материалов, состоящую из хромовой руды или окатышей, восстановителей и флю-

сов. Печи постоянного тока позволяют использовать мелкое сырьё без компактирования, заменять кокс на уголь, меньше зависеть от электрофизических характеристик шихты, упростить конструкцию свода. При этом возникают трудности в эксплуатации (высокий риск аварийных ситуаций, работа с открытой дугой, необходимость мер защиты стен и свода, усиленного охлаждения; высокая температура отходящих газов), а расход электроэнергии возрастает на 20 – 28 % [34]. Растут и эксплуатационные затраты, связанные с применением огнеупоров и систем охлаждения, выбросами пыли и др. [19]. Печи постоянного тока внедрены на предприятиях ЮАР, Китая, Казахстана. Плазменные дуговые печи также позволяют использовать пылевидное и бедное хромитовое сырьё, применять уголь вместо кокса, снизить зависимость от расходуемых графитовых электродов, сократить выбросы парниковых газов [35; 36]. Высокое потребление электроэнергии для генерации плазмы, необходимость использования дефицитных сплавов для катодов, сложность эксплуатации и малый срок работы плазмотрона сдерживают применение плазменных печей в производстве феррохрома.

Новым направлением в металлургии хрома является использование микроволнового нагрева. В работе [37] с помощью микроволнового нагрева получали порошки частично обезуглероженного феррохрома. Проводятся исследования как по предварительной металлизации [38; 39], так и по полному восстановлению хромитов [40; 41] углеродом в условиях внешнего микроволнового поля. Предварительное восстановление в микроволновой печи характеризуется высокой скоростью нагрева, низкой температурой обработки, коротким временем нагрева и считается экологически безопасным.

Традиционным направлением остаётся снижение расхода кокса в печи с частичной заменой на полукокс, каменный уголь [42], антрацит [43], нефтяной кокс [44], древесный уголь [45], «биоуголь» (биотопливо, «биоуглерод») [38]. Коксовую мелочь [46] и древесный уголь [47] предложено брикетировать со связующими. Поскольку «биоуголь» получают из отходов биомассы (деревообработки и сельского хозяйства), то он обладает характеристикой «углеродной нейтральности». К его достоинствам относят высокую реакционную способность, развитую пористую структуру, высокое содержание связанного углерода и низкое содержание вредных примесей (S, P). Для восстановления хромитов исследовали «биоугли», полученные, например, при пиролизе дубовых отходов [38], скорлупы абрикосовых косточек [48], скорлупы кокоса [49; 50], бамбука, кукурузы, оливкового масла, бурого угля [50]. На заводе Vargön Alloys (Швеция) внедрена технология получения хромитовых брикетов, содержащих до 10 % «биоуглерода». Это позволило заменить 20 % кокса в шихте для выплавки FeCr [51]. Недостатком таких материалов является высокое содержание летучих веществ,

низкая прочность, повышенное содержание хлоридов, что приводит к проблемам с очисткой отходящих газов. Мелкие частицы, образующиеся при транспортировке древесного угля, могут попадать в систему газоочистки и снижать газопроницаемость шихты, нарушая стабильность работы печи. Производство древесного угля из первичных ресурсов приводит к вырубке лесов и увеличению выбросов парниковых газов [47].

В отечественной металлургии древесный уголь используют для получения кремния (около 60 тыс. т угля в год) и цветных металлов (до 3 тыс. т угля в год). На наш взгляд, применение «биоугля» для получения хромовых ферросплавов оправдано только в случае его низкой стоимости (по сравнению с коксом), а также при использовании для его получения отходов деревообработки и сельского хозяйства, но не первичного сырья. Лигнин и продукты переработки древесины могут найти применение в качестве связующей добавки для получения брикетов хромородного сырья. Применение древесного угля может быть оправдано и при получении особо чистого феррохрома, например, в технологии вакуумно-термической обработки брикетов [52; 53].

На наш взгляд, в связи с глобальной повесткой снижения выбросов CO₂ в атмосферу проводятся исследования по инвентаризации источников CO₂ [54], улавливанию и переработке отходящих газов [33], применению безуглеродных восстановителей [55], получению FeCr путём электролиза [56]. Термодинамические расчёты показали, что в промышленности восстановить Cr₂O₃ газообразным водородом практически невозможно [57]. Только в экспериментах с водородной плазмой получили безуглеродистый феррохром [58]. Частичная замена углерода на водород для получения FeCr возможна за счёт восстановления оксидов железа (металлизация), присутствующих в хромите, перед плавкой [29; 59]. Предложено проводить металлизацию хромитов смесями газов H₂–CO, CH₄–H₂, CH₄–H₂–Ar [26], даже NH₃ [60] и др. В качестве замены углерода для выплавки FeCr рекомендовано использовать сплав FeAlSiCa и отсев FeSiCr [61]. Применение «биоугля» рассматривается как метод снижения выбросов CO₂ [62]. В 2023 г. стартовал совместный проект компаний Future eco, Ovako, Swerim, Uddeholms, Rise, Vargöön по минимизации выбросов CO₂ за счёт использования окалины. В настоящее время ведутся работы по превращению Кеми (Финляндия) в первую в мире шахту с углеродно-нейтральным режимом добычи.

Как показано в табл. 2, предварительный нагрев и восстановление сырья перед плавкой феррохрома позволяет снизить расход электроэнергии в печи. Учитывая это, а также экологические последствия применения угля, высокую стоимость чистого водорода перспективным для восстановления хромитового сырья перед плавкой в промышленности в ближайшее время можно считать применение водорода в составе восстановительных газов.

Ввиду высоких цен и ухудшения качества первичного хромитового сырья сегодня большое значение имеет переработка некондиционного и техногенного сырья с получением хромитового концентрата. В первой части данной работы [15] этот вопрос подробно рассмотрен.

Ферросплавные предприятия осуществляют проекты по цифровизации, созданию цифровых двойников, интеграции инструментов искусственного интеллекта в системы управления производством, в том числе в управление режимами работы плавильных печей. Это позволяет снижать расход энергии и материалов, повышать производительность и энергоэффективность, снижать аварийность, простои оборудования и эксплуатационные затраты [63]. В работе [64] предложена модель глубокого обучения для прогнозирования выбросов оксидов азота на ферросплавных заводах. Методы машинного обучения предложены для оценки технических параметров и экономической целесообразности технологий [65]. С помощью методов математического моделирования разработаны эффективные режимы охлаждения футеровки разливочного ковша для производства ферросплавов [66]. Цифровые двойники промышленных агрегатов позволяют моделировать производственные процессы, в том числе внештатные ситуации. Это дает возможность сокращать продолжительность промышленных экспериментов, а также проводить обучение персонала работе в условиях, приближенных к реальному производству.

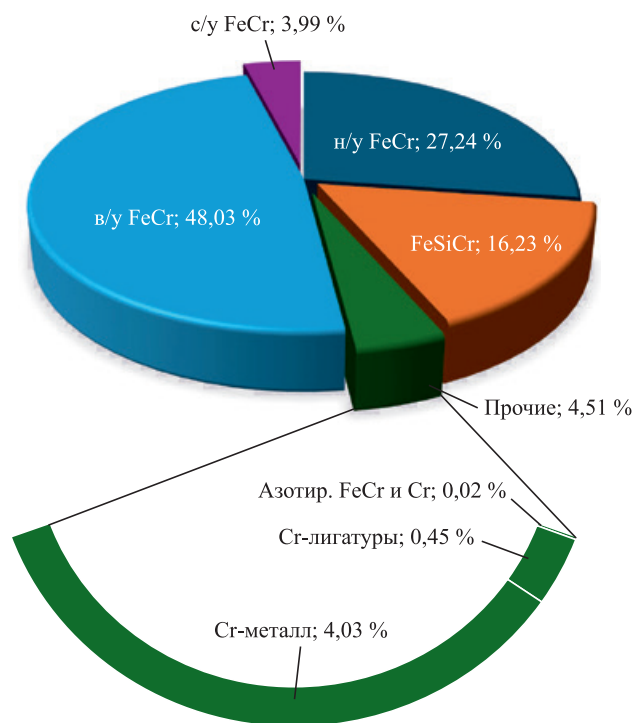


Рис. 2. Распределение (мас. %, нат. т) произведённых в России в 2023 г. хромовых ферросплавов и лигатур по типам

Fig. 2. Distribution (by weight, metric ton) chromium ferroalloys and ligatures produced in Russia in 2023 by type

ПРОИЗВОДСТВО ХРОМОВЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ В РОССИИ

В России имеется научно-технический потенциал и производственные мощности для производства всех видов хромовых ферросплавов: высоко-, средне- и низкоуглеродистого феррохрома, ферросиликохрома (FeSiCr), хрома металлического, азотированных ферросплавов, хромовых лигатур. В 2017 – 2022 гг. объём производства хромовых ферросплавов составлял в среднем 420 тыс. т в год (без учёта лигатур и хрома металлического). Начиная с 2021 г. объёмы производства снижаются. В 2023 г. произведено 352,5 тыс. т хромовых ферросплавов и лигатур различных типов и марок (рис. 2). В 2024 г. произведено всего 117 тыс. т хромовых ферросплавов (без учёта лигатур и хрома металлического).

Наибольшую долю по тоннажу занимают высоко- и среднеуглеродистый феррохром (до 280 тыс. т в год). Их основными производителями в России являются три предприятия: АО «Серовский завод ферросплавов» (СЗФ) (до 115 тыс. т в год), АО «Челябинский электрометаллургический комбинат» (ЧЭМК) (до 94 тыс. т в год) и ООО «Тихвинский ферросплавный завод» (ТФЗ) (до 65 тыс. т в год).

Объём производства низкоуглеродистого феррохрома в России составляет до 220 тыс. т в год. Его в основном производят два предприятия: ЧЭМК (до 150 тыс. т в год) и СЗФ (до 59 тыс. т в год). Суммарный объём производства низкоуглеродистого феррохрома на остальных предприятиях (главным образом ПАО «Ключевский завод ферросплавов» (КЗФ) и АО «Новотроицкий завод хромовых соединений» (НЗХС)) не превышает 12 тыс. т в год.

Хром металлический в России производят в основном на трёх предприятиях – НЗХС (до 10 тыс. т в год), КЗФ (7 – 8 тыс. т в год) и ООО «Нсплав» (около 4 тыс. т в год). АО «Полема» – единственное предприятия, производящее рафинированный электролитический феррохром (около 0,1 тыс. т в год). Азотированный хром и феррохром выпускают на КЗФ, ООО «НТПФ «Эталон», ООО «Нсплав».

В России ежегодно производят 1,3 – 1,9 тыс. т лигатур типа CrAl, CrMo, CrW, CrNb, WCrMo, WCrMoNb, AlCrMoSi, AlVMoCrTi, AlVMoCrFe и др. Основные производители – ООО «Нсплав», ООО «Молирен», АО «Уралредмет», ООО «Орион Спецсплав Гатчина», КЗФ, ООО «УМК-групп», ООО «ПКП «Феррум-Урал», ООО «Профресурс» и др. Хромовые лигатуры используют для легирования жаропрочных, коррозионностойких сплавов, инструментальных, быстрорежущих, машиностроительных штамповых сталей, изготовления нагревательных элементов и др. Хром добавляют в сплавы Al, Mg, Zn.

Снижение качества используемого сырья привело к уменьшению содержания хрома в ферроспла-

вах. Например, при работе на богатом сырье Казахстана получали высокоуглеродистый феррохром с 65 – 70 % Cr (ТФЗ). В последнее время в России основное количество феррохрома (ЧЭМК, СЗФ) получали из многокомпонентной шихты, состоящей из сырья отечественных месторождений и богатых концентратов из Казахстана [18; 67]. В результате производили высокоуглеродистый феррохром с 55 – 63 % Cr и низкоуглеродистый феррохром с 62 – 63 % Cr. Из руд Аккаргинского месторождения получали высокоуглеродистый феррохром с содержанием Cr от 65 %.

Объём потребления феррохрома внутри РФ невелик (10 – 30 %, в среднем 24 % от объёма производства), поэтому отечественный рынок феррохрома пребывает в состоянии перепроизводства и ориентирован на экспортные поставки. До 2022 г. основными потребителями отечественного феррохрома были страны ЕС, Ю. Корея, Япония, Китай, США. С 2022 г. наблюдается резкое сокращение объёма экспортных поставок отечественного феррохрома (за два года он сократился почти в 2 раза). В результате за последнее время предприятия по производству феррохрома в России остановлены или работают на неполную мощность. Ниже приведены причины кризисных явлений в отрасли.

В рамках 12-го пакета санкций ЕС в отношении РФ с декабря 2023 г. ограничен экспорт феррохрома, а в рамках 16-го пакета с февраля 2025 г. – ограничены поставки хромитового сырья, оксида хрома, лома хрома, хрома металлического. В конце 2024 г. США ввели запрет на поставки хромитовых концентратов в РФ, а с февраля 2025 г. аналогичный запрет ввёл ЕС. Япония, удовлетворявшая около половины потребности в высокоуглеродистом феррохроме за счёт российских поставщиков, с 2023 г. существенно сократила импорт из РФ. Постановлением Правительства РФ от 21.09.2023 г. № 1538 с 1.10.2023 г. в РФ введена вывозная таможенная пошлина на высокоуглеродистый феррохром. Ставка пошлины зависит от курса национальной валюты. Это привело к снижению конкурентоспособности российских производителей на мировом рынке. Спрос и цены на феррохром определяются рынком нержавеющей стали. Рост экспортных пошлин в ЮАР, высокий уровень цен на электроэнергию для ферросплавных предприятий Китая способствовали росту цен на хромитовое сырьё и ферросплавы. В сентябре 2025 г. цены внутри РФ на высокоуглеродистый феррохром достигали 2360 \$/баз.т, в 2024 г. отмечено их существенное колебание от 1206 до 2162 \$/баз.т, а в 2018 – 2021 гг. цены колебались в диапазоне 900 – 1550 \$/баз.т. Существенные колебания цен также затрудняют работу предприятий. Рост ключевой ставки Центрального Банка, а также снижение потребления металлопродукции в строительной отрасли РФ [68] привели к сокращению потребления хромовых ферросплавов внутри страны. В связи с расширением производства нержавеющей стали в Китае

и Индонезии, а также тенденцией на использование нержавеющей стали для многих металлических изделий, в ближайшее время ожидается рост потребления феррохрома в мире. В то же время расширяются мощности китайских компаний в Индонезии и Зимбабве. Внутри Китая немало планов на новые линии производства феррохрома. В результате в мире ожидается рост предложения феррохрома. Рост количества новых проектов и отсутствие вывода из эксплуатации старых заводов могут привести к переизбытку мощностей по производству феррохрома в мире. При этом следует учитывать неравномерное распределение хромитовых ресурсов и высокие цены на них. В итоге в ближайшее время ожидается высокий уровень конкуренции на мировом рынке феррохрома. Поскольку объём производства хромовых ферросплавов в РФ существенно превышает уровень их потребления, все эти причины привели к резкому сокращению экспорта и производства хромовых ферросплавов в стране.

Выводы

В основном в мире хромитовое сырьё используют для получения феррохрома. Распространённой практикой является создание холдингов, включающих в себя предприятия по добыче и обогащению хромитовой руды, производству феррохрома и нержавеющей стали. Разработка и совершенствование технологий производства феррохрома в основном связаны со стремлением снизить энергопотребление и использовать сырьё мелкой фракции (компактирование мелкозернистого сырья, применение печей постоянного тока, снижение расхода кокса, применение микроволнового нагрева, металлизация сырья). Большое значение имеет переработка некондиционного и техногенного сырья с получением хромитового концентрата.

В некоторых случаях перспективным может быть применение угля, полученного из отходов деревообработки и сельского хозяйства. С точки зрения снижения воздействия на окружающую среду при плавке феррохрома перспективно направление использования восстановительных газов с водородом.

В России объём потребления феррохрома составляет всего 10 – 30 % от производимого, поэтому отечественный рынок феррохрома пребывает в состоянии переизбытка и ориентирован на экспортные поставки. За последние годы объём производства феррохрома в России резко сократился. Кризисные явления в отечественной хромовой отрасли связаны с ограничениями импортных поставок хромитового сырья, санкционным давлением с запретом на экспортные поставки хромовых ферросплавов, высокой ставкой вывозных пошлин, существенными колебаниями цен на феррохром, снижением потребления металлопродукции внутри России, высоким уровнем конкуренции на мировом рынке феррохрома.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Марукович Е.И., Ильюшенко В.М., Пумпур В.А., Андриенко В.М., Дувалов П.Ю. Влияние легирующих элементов и термической обработки на механические свойства хромистого чугуна. *Литьё и металлургия*. 2020;(3): 36–40. <http://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-36-40>
Marukovich E.I., Ilyushenko V.M., Pumpur V.A., Andrienko V.M., Duvalov P.Yu. Influence of alloying elements and heat treatment on the mechanical properties of chromium cast iron. *Litiyo i Metallurgiya*. 2020;(3):36–40. (In Russ.). <http://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-36-40>
2. Yuan X., Li C., Wang H., Liang X. Effects of micro-alloying of chromium and vanadium on microstructure and mechanical properties of high carbon steel. *Materials Review*. 2017;31(8):76–81. <http://doi.org/10.11896/j.issn.1005-023X.2017.08.016>
3. Zhang Z., Yu L., Zhang Y., Cui K., Zhang C., Shen X. Enhancement, application, and challenges of chromium–corundum high-temperature refractories. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2024;21(6):3717–3734. <http://doi.org/10.1111/ijac.14815>
4. Sokolov V.A., Gasparyan M.D. Fused-cast chrome-containing refractories and prospects for their industrial production. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2021;62(1):251–256. <http://doi.org/10.1007/s11148-021-00591-8>
5. Bifano L., Fischerauer A., Fischerauer G. Investigation of complex permittivity spectra of foundry sands. *TM – Technisches Messen*. 2020;87(5):372–380. <http://doi.org/10.1515/teme-2019-0121>
6. Bharathi M., Lakshmi K.V. Effect of recasting nickel-chromium alloy on surface roughness: An *in vitro* study. *International Journal of Dental Materials*. 2025;7(2):32–36. <http://doi.org/10.37983/IJDM.2025.7201>
7. Михна Ш., Грень И., Михнова Л. Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных с использованием порошка хрома. *Металлург*. 2020; 64(1):75–79.
Michna S., Hren I., Michnová L. Alloying of aluminum alloys with pure chromium particles. *Metallurgist*. 2020; 64(9-10):83–89. <http://doi.org/10.1007/s11015-020-00969-y>
8. Traistă C., Traistă E., Lazăr M., Mihai A., Petrelean D.C. Research on the valorization of calcium chloride from green sludge resulting from the manufacture of sodium dichromate in Romania. *Circular Economy and Sustainability*. 2025;5:7501–7520. <http://doi.org/10.1007/s43615-025-00620-5>
9. Haroun M. Evaluation of the feasibility of utilizing composted sludge from leather industry wastewater in Sudan. *British Journal of Multidisciplinary and Advanced Studies*. 2023;4(3):1–13. <http://doi.org/10.37745/bjmas.2022.0185>
10. Smailov B., Turakulov B., Kadirbayeva A., Sapypbekova N., Issabayev N., Oralbay Y. The obtaining and study of composite chromium-containing pigments from technogenic waste. *Journal of Composites Science*. 2024;8(12):520. <http://doi.org/10.3390/jcs8120520>
11. Singha K., Pandit P., Maity S. Applications of chromic dyes: Examples of pressure-sensitive paint (PSP) and dyes. In: *Textile Dyes and Pigments: A Green Chemistry Approach*.

- Scrivener Publishing LLC; 2022:75–86.
<http://doi.org/10.1002/9781119905332.ch4>
12. Guloyan Yu.A. Kinetics of chromium oxide transformations in glass melting. *Glass and Ceramics*. 2005;62(7):231–234.
<http://doi.org/10.1007/s10717-005-0079-0>
13. Loskutova T., Scheffler M., Pavlenko I., Zidek K., Pohrebova I., Kharchenko N., Smokovych I., Dudka O., Palyukh V., Ivanov V., Kononenko Ya. Corrosion resistance of coatings based on chromium and aluminum of titanium alloy Ti-6Al-4V. *Materials*. 2024;17(15):3880.
<http://doi.org/10.3390/ma17153880>
14. Harano H., Morimoto Y., Morikawa T. Corrosion resistance of hybrid films with chromium plating and silicone compound. *Journal of The Surface Finishing Society of Japan*. 2025;76(9):422–427. <http://doi.org/10.4139/sfj.76.422>
15. Волков А.И., Кологриев К.А., Козырев Н.А., Краснянская И.А. Современное состояние производства и применения хрома в чёрной металлургии. Часть 1. Сырьё. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(3):220–230.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-3-220-230>
Volkov A.I., Kologriev K.A., Kozirev N.A., Krasnyanskaya I.A. Current state of chromium production and application in ferrous metallurgy. Part 1. Raw materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(3):220–230. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-3-220-230>
16. Pariser H.H. A Morning with an Irreplaceable Element: Chrome. Johannesburg & Cape Town: Merafe Resources; 2010:108. Available at URL: <https://www.pyrometallurgy.co.za/InfaconXII/Pariser-Plenary.pdf> (Accessed 30.06.2026).
17. Idoine N.E., Raycraft E.R., Hobbs S.F., Everett P., Evans E.J., Mills A.J., Shaw I.R., Watkins I., Shaw R.A. World Mineral Production 2019–23. Nottingham, UK: British Geological Survey; 2025:97.
18. Гальперин Л.Л., Заякин О.В., Жучков В.И., Островский Я.И., Кириченко Н.Ф. Выплавка высокоуглеродистого феррохрома из бедных хромитовых руд. *Электрометаллургия*. 2004;(7):23–28.
Gal'perin L.L., Zayakin O.V., Zhuchkov V.I., Ostrovskii Ya.I., Kirichenko N.F. Smelting of high-carbon ferrochrome from poor chromite ores. *Elektrometallurgiya*. 2004;(7):23–28. (In Russ.).
19. Daavittila J., Honkaniemi M., Jokinen P. The transformation of ferrochromium smelting technologies during the last decades. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2004;104(9):541–549.
https://hdl.handle.net/10520/AJA0038223X_2892
20. Крогерус Х., Ойкаринен П. Технология производства феррохрома фирмы Outokumpu: экономическая эффективность и высокая производительность. *Чёрные металлы*. 2003;(12):19–31.
Krogerus X., Ojkarinen P. Outokumpu ferrochrome production technology: Economic efficiency and high productivity. *Chernye metally*. 2003;(12):19–31. (In Russ.).
21. Sciarone M. South African chrome ore for production of charge chrome. In: *Proceedings of the 8th Int. Ferroalloy Congress (INFACON 8), China*. 1998:153–157.
22. Agarwal S., Pal J., Ghosh D. Smelting characteristics of fluxed chromite sinter and its performance assessment in electric arc furnace to produce high carbon ferrochrome. *Ironmaking & Steelmaking*. 2016;43(2):97–111.
<http://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000054>
23. Dwarapodi S., Tathavadkar V., Chenna Rao B., Sandeep Kumar T.K., Ghosh T.K., Denys M. Development of cold bonded chromite pellets for ferrochrome production in submerged arc furnace. *ISIJ International*. 2013;53(1):9–17.
<http://doi.org/10.2355/isijinternational.53.9>
24. Pal J., Bandyopadhyay D., Singh D.P., Ghosh S. A comparative study for smelting of chromite ore, pellets, briquettes and sinter. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy. IMM Transactions. Section C*. 2008;117(3):129–136.
<http://doi.org/10.1179/174328508X283469>
25. Шабанов Е.Ж., Избембетов Д.Д., Байсанов С.О., Шадиев М.Ф. Технология производства высокоуглеродистого феррохрома с использованием моношихтовых брикетов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(9):702–707.
<http://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-702-707>
Shabanov E.Zh., Izbembetov D.D., Baisanov S.O., Shadiev M.F. Technology for the production of high-carbon ferrochromium using mono-briquettes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(9):702–707. (In Russ.).
<http://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-702-707>
26. Wu S., Zhang Y., Li H., Zhang S., Kasai E., Wang C. Hydrogen-based pre-reduction of chromite: Reduction and consolidation mechanisms. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2024;50(B):397–410.
<http://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.09.026>
27. Kleynhans E., Neizel B., Beukes J., Van Zyl P. Utilisation of pre-oxidised ore in the pelletised chromite pre-reduction process. *Minerals Engineering*. 2016;92:114–124.
<http://doi.org/10.1016/J.MINENG.2016.03.005>
28. Ахметов К.Т., Рощин В.Е. Получение углеродистого феррохрома методом жидкофазного разделения предварительно восстановленных хромовых руд. *Новости науки Казахстана*. 2015;(4):39–54.
Akhmetov K.T., Roshchin V.E. Obtaining of carbon ferrochrome by the method of liquid phase separation of previously reduced chromium ores. *Novosti nauki Kazakhstan*. 2015;(4):39–54. (In Russ.).
29. Preez S.P., Tristan P.M., Ringdalen E., Tangstad M., Morita K., Bessarabov D.G., Zyl P.G., Beukes J.P. An overview of currently applied ferrochrome production processes and their waste management practices. *Minerals*. 2023;13(6):809. <http://doi.org/10.3390/min13060809>
30. Murray R., Kock J.A. Potential in utilising furnace off-gas at a ferrochrome smelter with gas engines. In: *2015 Int. Conf. on the Industrial and Commercial Use of Energy (ICUE). 18–19 August 2015, Cape Town, South Africa*. 2015: 171–177. <http://doi.org/10.1109/ICUE.2015.7280265>
31. Schubert E., Gottschling R. Co-generation: A challenge for furnace off-gas cleaning systems. In: *Southern African Pyrometallurgy. Int. Conf., Johannesburg, 6–9 March 2011*. Jones R.T., den Hoed P. eds. Southern African Institute of Mining and Metallurgy; 2011:145–159.
32. Kapure G., Kari C., Mohan Rao S., Raju K.S. Use of chemical energy in submerged arc furnace to produce ferrochrome:

- Prospects and limitations. In: *Proceedings of INFACON XI: Innovations in the Ferroalloys Industry, New Delhi, India, 18–21 February 2007*. 2007;165–170.
33. Molitor B., Richter H., Martin M.E., Jensen R.O., Juminaga A., Mihalcea C., Angenent L.T. Carbon recovery by fermentation CO-rich off gases—Turning steel mills into biorefineries. *Bioresource technology*. 2016;215:386–396. <http://doi.org/10.1016/j.biortech.2016.03.094>
 34. Шкирмонтов А.П., Бишенов С.А. Параметры сравнения выплавки углеродистого феррохрома в печах переменного и постоянного тока. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(2):163–165. <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-2-163-165>
Shkirmontov A.P., Bishenov S.A. Comparison parameters for carbon ferrochrome smelting in AC and DC furnaces. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(2):163–165. (In Russ.). <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-2-163-165>
 35. McClelland C., Lasday S.B. Plasma furnace production of ferrochrome – A most significant development. *Industrial Heating*. 1986;53(8):18–22.
 36. Бобкова О.С., Лякишев Н.П., Барсегян В.В. и др. Применение плазменных печей для производства высококачественных ферросплавов. Москва: Черметинформация; 1986;9.
 37. Chen J., Hao J.-J., Wang C.-L., Guo L.-N. Solid-phase decarburization of high-carbon ferrochrome powders containing calcium carbonate by microwave heating. *Journal of University of Science and Technology Beijing*. 2014;36(12):1626–1633. <http://doi.org/10.13374/j.issn1001-053x.2014.12.009>
 38. Ye L., Peng Z., Tian R., Tang H., Anzulevich A., Rao M., Li G. Efficient pre-reduction of chromite ore with biochar under microwave irradiation. *Sustainable Materials and Technologies*. 2013;37(5):e00644. <http://doi.org/10.1016/j.susmat.2023.e00644>
 39. Tang H., Peng Z., Yin T., Ye L., Zhong Q., Rao M. Microwave and conventional carbothermic reduction of chromite ore: A comparison. In: Peng Z., etc. *Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2024. TMS 2024. The Minerals, Metals & Materials Series*. Cham: Springer; 2024: 65–74. http://doi.org/10.1007/978-3-031-50304-7_6
 40. Ye Q., Qu Z., Zhang Z., An Y., Yan Y., Gao Z., Wang Q., Qian G. Synergistic effect of carbon-based reductants on microwave absorption performance and reduction efficiency. *Journal of Alloys and Compounds*. 2025;1044:183350. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.183350>
 41. Hu T., Dai L., Guo Q., Liu B., Gang R., Ji H., Zhang L. Dielectric properties of silicothermic reduction chromite in the microwave field. *ACS Omega*. 2020;5(22):12672–12681. <http://doi.org/10.1021/acsomega.9b04192>
 42. Kuatbay Y., Kelamanov B., Aitkenov N., Ukhahitova B. Thermodynamic and experimental studies on the influence of high-ash coal in the production of high-carbon ferrochrome. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2024;30(4):178–182. <http://doi.org/10.36547/ams.30.4.2088>
 43. Kaliakparov A.G., Suslov A.V., Strakhov V.M. Industrial use of low-phosphorus anthracite in the production of high-carbon ferrochrome. *Coke and Chemistry*. 2014;57(6):245–248. <http://doi.org/10.3103/S1068364X14060040>
 44. Yu D., Paktunc D. Calcium chloride-assisted segregation reduction of chromite: Influence of reductant type and the mechanism. *Minerals*. 2018;8(2):45. <http://doi.org/10.3390/min8020045>
 45. Kleynhans E., Beukes J.P., Zyl P.G., Bunt J.R., Nkosi N.S.B., Venter M. The effect of carbonaceous reductant selection on chromite pre-reduction. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017;48(2):827–840. <http://doi.org/10.1007/s11663-016-0878-4>
 46. Patra S.K., Tripathy S.K., Kumar P., Sahu N., Kapure G.U., Yadav S. Development of cold-bonded coke briquettes for ferrochrome production in submerged arc furnace. *Mining Metallurgy & Exploration*. 2025;42(1):1065–1084. <http://doi.org/10.1007/s42461-025-01207-2>
 47. Surup G.R., Trubetskaya A., Tangstad M. Charcoal as an alternative reductant in ferroalloy production: A review. *Processes*. 2020;8(11):1432. <http://doi.org/10.3390/pr8111432>
 48. Ardiçoğlu H., Birol B., Boyrazlı M. The investigation of pre-reduction of chromite ore with carbonised apricot kernel shell. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2025;65(2):2215–2229. <http://doi.org/10.1080/00084433.2025.2524250>
 49. Nurjaman F., Subandrio S., Ferdian D., Suharno B. Effect of basicity on beneficiated chromite sand smelting process using submerged arc furnace. *AIP Conference Proceedings*. 2018;1964(1):020009. <http://doi.org/10.1063/1.5038291>
 50. Sommerfeld M., Friedrich B. Toward green ferroalloys: Replacement of fossil reductants in the pre-reduction process of chromite by bio-based alternatives. In: *REWAS 2022: Developing Tomorrow's Technical Cycles (Volume I). The Minerals, Metals & Materials Series*. Lazou A., Daehn K., Fleuriault C., Gökelma M., Olivetti E., Meskers C. eds. Cham: Springer; 2022:607–619. http://doi.org/10.1007/978-3-030-92563-5_65
 51. Manu K., Orre J., Ännhagen L., etc. Developing bio-briquettes for ferrochrome production in Submerged Arc Furnace (Bio4SAF). *Proekt P2021-00301. SLUTRAPPORT*. 26-02-2025. Luleå: Swerim AB; 2025;64. Available at URL: https://vargonallloys.se/wp-content/uploads/2025/03/SLUTRAPPORT_Bio4SAF_v1_20250228.pdf (Accessed 20.09.2025).
 52. Volkov A.I., Stulov P.E., Charkin A.F., Panfilov V.P., Nurgali N.Z., Krasnyanskaya I.A., Kospanov M.M., Masgutov I.I., Pozharov S.V. Preliminary study of the technology of vacuum-thermal production of low-carbon ferrochrome. *Metallurgist*. 2024;68(2):291–302. <http://doi.org/10.1007/s11015-024-01729-y>
 53. Volkov A.I., Stulov P.E., Panfilov V.P., Nurgali N.Z., Krasnyanskaya I.A., Zinoveev D.V. Vacuum-thermal production technology of low-carbon ferrochrome. *Metallurgist*. 2025;69(5):772–785. <http://doi.org/10.1007/s11015-025-01997-2>
 54. Wei W., Samuelsson P., Jönsson P., Gyllenram R. Energy consumption and greenhouse gas emissions of high-carbon ferrochrome production. *JOM*. 2023;75(4):1206–1220. <http://doi.org/10.1007/s11837-023-05707-8>
 55. Лу Н.Ю., Ахметов А.С., Махамбетов Е.Н., Кабулканов С.К., Онуралп Й. Перспективы производства феррохрома с нулевым углеродным следом в Казахстане. *Труды Университета*. 2025;(2):35–40. http://doi.org/10.52209/1609-1825_2025_2_35
Lu N., Akhmetov A., Makhambetov Y., Kabyllkanov S., Onuralp Y. Prospects for the production of ferrochrome with zero carbon footprint in Kazakhstan. *Universitet Enbakteri* –

- University Proceedings. 2025;(2):35–40. (In Russ.).
http://doi.org/10.52209/1609-1825_2025_2_35
56. Biswas J., Klemettinen L., Sukhomlinov D., Malan W., Lindberg D. An attempt towards ferrochromium production using molten oxide electrolysis. In: *12th Int. Conf. of Molten Slags, Fluxes and Salts. MOLTEN 2024. 17–19 June 2024. Brisbane, Australia. Proceedings.* Carlton Victoria, Australia: The Australasian Institute of Mining and Metallurgy; 2024:1349–1360. <http://doi.org/10.62053/NJRR1937>
 57. Davies J., Paktunc D., Ramos-Hernandez J.J., Tangstad M., Ringdalen E., Beukes J.P., Bessarabov D.G., Du Preez S.P. The use of hydrogen as a potential reductant in the chromite smelting industry. *Minerals*. 2022;12(5):534.
<http://doi.org/10.3390/min12050534>
 58. Tandersen D., Taimullah A., Islam I., Hakim B., Makhambetov Y., Hendrawan Y., Hidayat T., Zulhan Z. Rapid and sustainable ferrochrome production from chromite ore by hydrogen plasma smelting reduction. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*. 2025;45(4):1045–1062.
<http://doi.org/10.1007/s11090-025-10564-1>
 59. Ernst M., Tangstad M., Beukes J.P., Ringdalen E., Du Preez S.P. The effect of hydrogen pre-reduction on the carbon-reducibility of pelletised UG2 chromite. *Minerals Engineering*. 2025;225:109221.
<http://doi.org/10.1016/j.mineng.2025.109221>
 60. Kalyan K.P., Kundu R., Singha P., Das S., Paliwal M. Decrease in specific power and CO₂ emissions in Fe–Cr production using pre-reduction of various chromite ores with ammonia. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2025;11:4486–4501.
<http://doi.org/10.1007/s40831-025-01257-2>
 61. Akhmetov A., Zulhan Z., Sadyk Z., Burumbayev A., Zhan A., Kabykanov S., Toleukadyr R., Saulebek Z., Ayaganova Z., Makhambetov Y. Carbon-free smelting of ferrochrome using FeAlSiCa alloy. *Processes*. 2025;13(6):1745.
<http://doi.org/10.3390/pr13061745>
 62. Sommerfeld M., Friedrich B. Replacing fossil carbon in the production of ferroalloys with a focus on bio-based carbon: A review. *Minerals*. 2021;11(11):1286.
<http://doi.org/10.3390/min11111286>
 63. Антипов К.А., Филиппов В.Е. Использование технологического искусственного интеллекта при решении практических задач металлургии. *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*. 2021;(4):38–41.
http://doi.org/10.54826/19979258_2021_4_38
 64. Antipov K.A., Filippov V. The use of artificial intelligence technologies in solving practical problems of metallurgy. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2021;(4):38–41. (In Russ.).
http://doi.org/10.54826/19979258_2021_4_38
 65. Seol Y., Lee S., Lee J., Kim C.-W., Bak H.S., Byun Y., Yoon J. An interpretable time series forecasting model for predicting NO_x emission concentration in ferroalloy electric arc furnace plants. *Mathematics*. 2024;12(6):878.
<http://doi.org/10.3390/math12060878>
 66. Kim J., Lee G., Lee S., Lee C. Towards expert–machine collaborations for technology valuation: An interpretable machine learning approach. *Technological Forecasting and Social Change*. 2022;183(2):121940.
<http://doi.org/10.1016/j.techfore.2022.121940>
 67. Aripova N., Prikhodko E., Nikiforov A., Kinzhbekova A., Karmanov A., Paramonov A., Ryndin V. Development of efficient cooling regimes for the lining of a ferroalloy production casting ladle. *Energies*. 2025;18(6):1472.
<http://doi.org/10.3390/en18061472>
 68. Есенжулов А.Б., Островский Я.И., Афанасьев В.И., Заякин О.В., Жучков В.И. Использование российского хромородного сырья при выплавке высокоуглеродистого феррохрома в ОАО СЗФ. *Сталь*. 2008;(4):32–36.
Esenzhulov A.B., Ostrovskii Ya.I., Afanas'ev V.I., Zayakin O.V., Zhuchkov V.I. Russian chromium ore in smelting high-carbon ferrochrome at OAO SZF. *Steel in Translation*. 2008;38(4):315–317.
<http://doi.org/10.3103/S096709120804013X>
 - Бродов А.А., Видов В.К., Крюковцева В.В., Мухатдинов Н.Х. Чёрная металлургия России в условиях изменившейся внешнеполитической ситуации. *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*. 2025;(3):4–12.
Brodov A.A., Vidov V.K., Kryukovtseva V.V., Mukhatdinov N.Kh. Russian ferrous metallurgy in a changed foreign policy situation. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2025;(3):4–12. (In Russ.).

Сведения об авторах

Антон Иванович Волков, к.х.н., директор Научного центра комплексной переработки сырья им. Н.П. Лякишева, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина

ORCID: 0000-0003-1777-3889

E-mail: rhenium@list.ru

Николай Анатольевич Козырев, д.т.н., профессор, директор Научного центра металлургических технологий, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина

ORCID: 0000-0002-7391-6816

E-mail: n.kozyrev@chermet.net

Константин Александрович Кологриев, соискатель степени к.т.н., Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина

ORCID: 0009-0006-5807-8355

E-mail: k_kologriev@mail.ru

Information about the Authors

Anton I. Volkov, Cand. Sci. (Chem.), Director of N.P. Lyakishev Scientific Center of Complex Processing of Raw Materials, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

ORCID: 0000-0003-1777-3889

E-mail: rhenium@list.ru

Nikolai A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Director of the Scientific Center of Metallurgical Technologies, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

ORCID: 0000-0002-7391-6816

E-mail: n.kozyrev@chermet.net

Konstantin A. Kologriev, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.), I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

ORCID: 0009-0006-5807-8355

E-mail: k_kologriev@mail.ru

Павел Евгеньевич Стулов, заместитель директора Научного центра комплексной переработки им. Н.П. Лякишева, Центральный научно-исследовательский институт чёрной металлургии им. И.П. Бардина

ORCID: 0009-0006-1104-5505

E-mail: pavel1411@rambler.ru

Pavel E. Stulov, Deputy Director of the N.P. Lyakishev Scientific Center of Complex Processing of Raw Materials, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

ORCID: 0009-0006-1104-5505

E-mail: pavel1411@rambler.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. И. Волков – постановка задачи, поиск и анализ литературных данных, написание статьи.

Н. А. Козырев – предоставление данных по отечественным предприятиям, редактирование статьи.

К. А. Кологрив – обсуждение результатов, редактирование статьи.

П. Е. Стулов – обсуждение результатов, оформление статьи.

A. I. Volkov – problem statement, search and analysis of literary information, writing the text.

N. A. Kozyrev – provision of data on domestic enterprises, editing the text.

K. A. Kologriev – discussion of results, editing the text.

P. E. Stulov – discussion of results, design of the article.

Поступила в редакцию 31.10.2025

После доработки 23.01.2026

Принята к публикации 28.06.2026

Received 31.10.2025

Revised 23.01.2026

Accepted 28.06.2026



УДК 669.187

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-358-364



Оригинальная статья

Original article

ОБОСНОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНЫХ РЕЖИМОВ ПРОДУВКИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ИНЕРТНЫМ ГАЗОМ В ПРОЦЕССЕ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ

А. А. Уманский , Л. В. Думова, А. С. Симачев,
Р. А. Шевченко, Д. Т. Фейлер

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

umanskii@bk.ru

Аннотация. Комплекс исследований, проведенный с целью обоснования направлений совершенствования режимов продувки рельсовой стали инертным газом в ковше применительно к условиям обработки стали на действующем агрегате «ковш-печь» промышленного электросталеплавильного цеха, включает в себя математическое моделирование и статистический анализ. По результатам исследований установлено значимое влияние повышения интенсивности вдувания аргона через донные пористые пробки в широком диапазоне изменения данного параметра (от 2 до 85 м³/ч) на увеличение показателей, характеризующих эффективность перемешивания стали и эффективность рафинирования стали от неметаллических включений (мощность перемешивания и эффективный коэффициент диффузии). Авторы применительно к рельсам текущего производства рассматриваемого предприятия с использованием методик оптической и электронной микроскопии определили, что при низкой загрязненности основной массы рельсов неметаллическими включениями на отдельных плаках имеют место скопления включений, которые являются причинами формирования внутренних дефектов и отбраковки рельсов при ультразвуковом контроле их качества в потоке производства. На основании полученных результатов разработан новый режим продувки рельсовой стали с выделенным периодом интенсивной продувки длительностью порядка 20 % от общего времени продувки аргоном. Опытнo-промышленное опробование разработанного режима продувки на сериях плавок рельсовой стали 76ХФ текущего производства (115 плавок) показало существенное (на 0,31 абс. % или 11 отн. %) снижение отбраковки рельсов по неметаллическим включениям относительно базы сравнения. Снижение загрязненности рельсов, произведенных из стали, обработанной с применением нового режима продувки аргоном в ковше, неметаллическими включениями подтверждено дополнительно проведенными металлографическими исследованиями.

Ключевые слова: рельсовая сталь, продувка инертным газом, внепечная обработка, неметаллические включения, рельсы, дефекты

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00415, <https://rscf.ru/project/25-29-00415/>.

Для цитирования: Уманский А.А., Думова Л.В., Симачев А.С., Шевченко Р.А., Фейлер Д.Т. Обоснование и разработка эффективных режимов продувки рельсовой стали инертным газом в процессе внепечной обработки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026; 69(4):358–364. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-358-364>

* По материалам XVIII Международного Конгресса сталеплавателей (г. Санкт-Петербург).

JUSTIFICATION AND DEVELOPMENT OF EFFECTIVE MODES OF INERT GAS PURGING OF RAIL STEEL DURING LADLE TREATMENT

A. A. Umanskii , L. V. Dumova, A. S. Simachev,
R. N. Shevchenko, D. T. Feiler

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

umanskii@bk.ru

Abstract. The complex of studies carried out in order to substantiate the directions for improving the modes of purging rail steel with inert gas in a ladle in relation to the conditions of steel treatment in the operating ladle furnace of an industrial electric steel workshop includes mathematical modeling and statistical analysis. According to the research results, a significant effect of increasing the intensity of argon injection through

bottom porous plugs in a wide range of changes in this parameter (from 2 to 85 m³/h) was established on an increase in indicators characterizing the efficiency of mixing and refining steel from non-metallic inclusions (mixing power and effective diffusion coefficient). The authors, in relation to the rails of the studied enterprise current production, using optical and electron microscopy techniques, determined that at low contamination of the rails bulk with non-metallic inclusions at individual heats, inclusions accumulate, which are the causes of the internal defects formation and rejection of rails during ultrasonic quality control in the production stream. Based on the results obtained, a new method for purging rail steel was developed with a dedicated period of intensive purging lasting about 20 % of the total argon purging time. Pilot testing of the developed purging mode on a series of 76KhF rail steel heats of current production (115 heats) showed a significant (by 0.31 abs. % or 11 rel. %) reduction of rail rejection by non-metallic inclusions relative to the comparison base. The additional metallographic studies confirmed the reduction of contamination with non-metallic inclusions of rails made of steel treated with a new argon purging mode in a ladle.

Keywords: rail steel, inert gas purging, ladle treatment, non-metallic inclusions, rails, defects

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation, the grant No. 25-29-00415, <https://rscf.ru/project/25-29-00415/>.

For citation: Umanskii A.A., Dumova L.V., Simachev A.S., Shevchenko R.N., Feiler D.T. Justification and development of effective modes of inert gas purging of rail steel during ladle treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):358–364.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-358-364>

* Based on the Materials of the 18th International Congress of Steelmakers (Saint Petersburg).

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день продувка стали инертным газом в процессе ее внепечной обработки является одним из наиболее эффективных методов повышения чистоты стали по вредным примесям и неметаллическим включениям, одновременно обеспечивающим усреднение металла по химическому составу и температуре перед его дальнейшей разливкой. При этом мнения исследователей по параметрам оптимальных режимов продувки инертным газом в ковше существенно разнятся. В ряде работ [1 – 3] обосновывается эффективность применения импульсных режимов продувки стали инертным газом через днище ковша, другие исследователи [4] утверждают, что наиболее эффективное перемешивание расплава имеет место при реализации одновременной продувки инертным газом сверху и через пористые пробки в днище сталеразливочного ковша. Ряд авторов предпринял попытки получения общих закономерностей влияния параметров продувки расплава инертным газом на эффективность перемешивания металла и удаления неметаллических включений [5; 6]. Необходимо отметить, что современные исследования гидродинамических процессов в сталеразливочных ковшах при продувке расплава инертным газом проводятся с широким использованием методик математического [5; 7; 8] и физического [1; 9; 10] моделирования, либо при комбинировании указанных методов исследований [11].

Задача повышения степени рафинирования стали от неметаллических включений является наиболее актуальной при получении качественных сталей специального назначения, к которым относится и рельсовая сталь. Как известно, загрязненность неметаллическими включениями оказывает выраженное негативное влияние на механические и эксплуатационные свойства рельсов [12 – 14], поэтому проблематике формирования и удаления неметаллических включений из рельсовой стали посвящено значительное количество исследований [15 – 17].

Настоящая работа посвящена обоснованию и разработке режима продувки рельсовой стали инертным газом при обработке на агрегате «ковш-печь», обеспечивающего повышение степени ее рафинирования от неметаллических включений.

МЕТОДИКА И ИСХОДНЫЕ УСЛОВИЯ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводили применительно к условиям действующего электросталеплавильного цеха, основным сортаментом которого является рельсовая сталь марки 76ХФ. Технология производства рельсовой стали в рассматриваемом цехе включает в себя выплавку полупродукта в дуговой электропечи емкостью 100 т, последующую внепечную обработку металла на агрегате «ковш-печь» (АКП) и затем на вакууматоре, разливку на блюмовой МНЛЗ. При обработке на АКП проводится продувка аргоном через две донные пористые пробки; также имеется погружная фурма, которая используется только при возникновении аварийных ситуаций. Полученные непрерывно литые заготовки поступают на рельсобалочный стан, где производят дифференцированно термообработанные рельсы длиной до 100 м. Наличие в составе указанного стана установки для ультразвукового контроля качества рельсов в потоке производства позволяет получать достоверную информацию о загрязненности рельсов неметаллическими включениями; рельсы со скоплениями неметаллических включений и наличием дефектов, обусловленных указанными скоплениями, отбраковываются.

На первом этапе проведено математическое моделирование эффективности перемешивания металла в сталеразливочном ковше при варьировании интенсивности донной продувки. В качестве параметров оптимизации использовали мощность перемешивания и эффективный коэффициент диффузии:

$$N_{\Pi} = \sum_{m=2}^m J_i L_i,$$

$$D_{\varepsilon} = \frac{\rho_m g V_{\Gamma} h_b \sqrt{S}}{w_{\text{вспл}} Q},$$

где N_{Π} – мощность перемешивания; D_{ε} – эффективный коэффициент диффузии; J_i – секундный импульс газовых струй, действующих на расплав; L_i – «масштаб движения» (или характерный размер), равный 1/3 размера всплывающих пузырей; ρ_m – плотность металла; g – ускорение свободного падения; V_{Γ} – объемный расход инертного газа; h_b – высота металла в ковше; S – площадь поверхности ванны в спокойном состоянии; m – количество донных пористых пробок; $w_{\text{вспл}}$ – скорость всплывания газовых пузырей; Q – масса металла в ковше.

Для разработки методики математического моделирования процесса продувки расплава инертным газом в ковше использовали подходы и результаты исследований, ранее проведенных с участием авторов работы [18].

При проведении моделирования удельную суммарную интенсивность продувки через две пробки варируют в диапазоне от 2 до 85 м³/ч, что превышает фактический интервал изменения данного параметра.

На втором этапе с использованием массива данных плавов текущего производства стали 76ХФ проведен статистический анализ влияния продолжительности периодов с различной интенсивностью подачи инертного газа при продувке металла в ковше на отбраковку рельсов по неметаллическим включениям. Возможность и целесообразность проведения указанного анализа обусловлена тем, что при обработке на АКП имеет место разнонаправленное изменение расхода инертного газа по ходу донной продувки для каждого отдельного ковша, что создает возможность определения суммарной длительности периодов с определенным расходом газа.

На основании полученных результатов моделирования и статистического анализа разработан новый режим

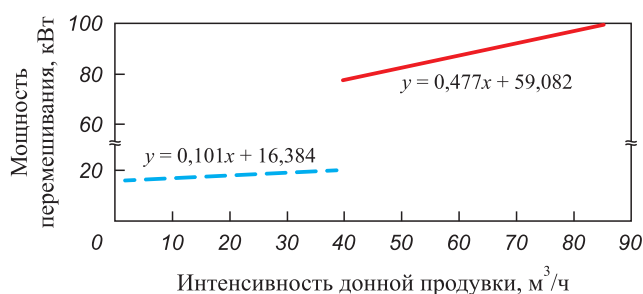


Рис. 1. Зависимость мощности перемешивания металла в сталеразливочном ковше от интенсивности донной продувки аргоном:
--- пузырьковый режим; — струйный режим

Fig. 1. Dependence of the metal mixing power in steel-pouring ladle on intensity of bottom argon purging:
--- bubble mode; — jet mode

донной продувки рельсовой стали инертным газом и проведено его опытно-промышленное опробование. В ходе указанных натурных экспериментов фиксировался уровень отбраковки по неметаллическим включениям рельсов, произведенных из опытных плавов, а также дополнительно проводились металлографические исследования загрязненности рельсов неметаллическими включениями. Для металлографических исследований использовали оптический микроскоп OLYMPUS GX-51 и растровый электронный микроскоп «Philips SEM 515».

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные результаты моделирования эффективности перемешивания металла в сталеразливочном ковше при его донной продувке инертным газом свидетельствуют о повышении мощности перемешивания по линейному закону при росте интенсивности подачи газа (рис. 1). При этом мощность перемешивания закономерно увеличивается при переходе от пузырькового к струйному режиму истечения газовых струй.

Полученные зависимости эффективного коэффициента диффузии от интенсивности продувки являются нелинейными (рис. 2). Определено, что вне зависимости от направления переноса наблюдается

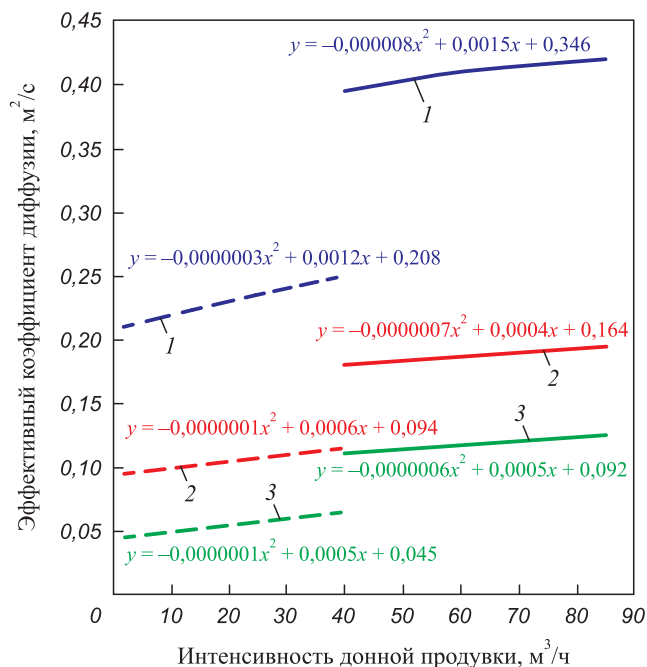


Рис. 2. Зависимость эффективного коэффициента диффузии в различных направлениях переноса от интенсивности донной продувки стали в ковше:

--- пузырьковый режим; — струйный режим;
1 – 3 – вертикальный, горизонтальный и радиальный перенос

Fig. 2. Dependence of the effective diffusion coefficient in different transport directions on intensity of bottom purging of steel in a ladle:
--- bubble mode; — jet mode;
1 – 3 – vertical, horizontal and radial transfer

увеличение значений данного параметра с ростом интенсивности продувки инертным газом. При этом для аналогичных значений интенсивности продувки наибольшие значения эффективного коэффициента диффузии имеют место при вертикальном переносе, а наименьшие – при радиальном переносе.

В целом полученные результаты моделирования свидетельствуют о значимом влиянии увеличения интенсивности вдувания инертного газа через донные фурмы в рассматриваемом диапазоне ее изменения на повышение эффективности перемешивания стали в ковше.

Статистическим анализом массива из 115 плавков стали 76ХФ текущего производства установлено, что увеличение длительности продувки с удельным расходом аргона более 1,1 м³/мин суммарно через две фурмы (более 66 м³/ч через две фурмы) приводит к значимому снижению отбраковки рельсов по неметаллическим включениям. При этом изменение длительности периодов с менее интенсивной продувкой не оказывает значимого влияния на загрязненность рельсов неметаллическими включениями.

На основании полученных данных разработан новый оптимизированный режим продувки аргоном при обработке на АКП с выделенным периодом интенсивной продувки длительностью не менее 10 мин при общей продолжительности продувки порядка 50 – 55 мин. В указанный период интенсивность продувки принята в диапазоне 70 – 80 м³/ч (35 – 40 м³/ч через каждую фурму) и ограничена только техническими возможностями продувочных устройств. Ограничение по длительности периода интенсивной продувки обусловлено необходимостью снижения интенсивности подачи газа во время электродугового подогрева металла, при отборе проб и в иные периоды, когда это обусловлено технологической необходимостью.

Необходимо отметить, что ранее с участием авторов разработан и использовался в условиях рассматриваемого цеха режим с увеличенной длительностью продувки инертным газом, реализуемый за счет организации последовательной обработки на двух агрегатах «ковш-печь» [19]. Однако существенным недостатком указанного режима являлось значительное увеличение удельного расхода энерго- и материальных ресурсов при его использовании, что в конечном итоге нивелировало положительный эффект от достигаемого снижения загрязненности рельсовой стали неметаллическими включениями и, соответственно, снижения отбраковки рельсов. Имеющийся опыт разработки и применения указанного режима продувки явился дополнительным обоснованием выбора увеличения интенсивности вдувания газа в качестве направления совершенствования режима продувки стали в ковше.

Опытно-промышленное опробование нового режима продувки рельсовой стали инертным газом при обработке на АКП с выделенным периодом интенсивной продувки проводили на 152 плавках стали 76ХФ.

В качестве базы сравнения использовали 563 плавки этой же стали текущего производства, обработанных на АКП с использованием стандартного режима продувки. Полученные результаты свидетельствуют о значимо пониженной отбраковке рельсов, произведенных из опытных плавков; средняя отбраковка рельсов на данных плавках составила 2,40 % при среднем уровне отбраковки на плавках сравнения 2,71 %.

Дополнительно проведенными металлографическими исследованиями установлено, что при общем незначительном уровне загрязненности рельсов неметаллическими включениями (оксидные и силикатные включения, соответствующие баллам 1, а и 2, а по ГОСТ 1778 – 2022) на отдельных плавках имеют место скопления неметаллических включений указанных типов. Скопления неметаллических включений приводят к формированию внутренних расслоений (трещин) в рельсах (рис. 3), что является причиной их отбраковки. Исследованиями состава указанных включений, проведенных методом электронной микроскопии, показано, что такие неметаллические включения преимущественно представляют собой оксиды и силикаты алюминия (рис. 4, а, б), а также оксиды кремния (рис. 4, в) и сульфиды марганца (рис. 4, г), что совпадает с результатами ранее проведенных исследований характерных дефектов рельсов производства рассматриваемого рельсобалочного стана [20].

Обобщение полученных результатов опытно-промышленного опробования нового режима продувки рельсовой стали инертным газом свидетельствует о снижении вероятности образования скоплений неметаллических включений при его использовании, что обуславливает уменьшение отбраковки рельсов.

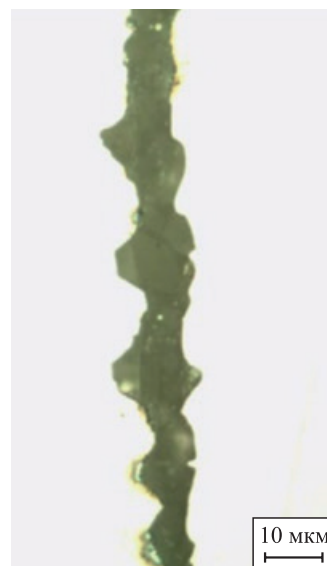


Рис. 3. Общий вид фрагмента внутреннего дефекта рельса со скоплениями неметаллических включений

Fig. 3. General view of a fragment of internal rail defect with clusters of nonmetallic inclusions

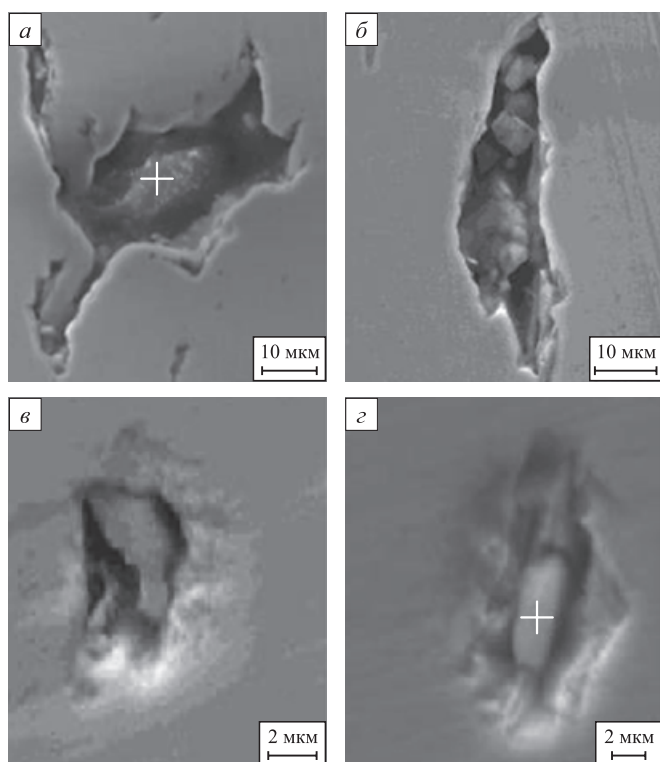


Рис. 4. Характерные типы неметаллических включений в зоне локализации внутреннего дефекта рельса:
а – Al_2O_3 ; б – $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; в – SiO_2 ; з – MnS

Fig. 4. Characteristic types of nonmetallic inclusions in the area of localization of the rail internal defect:
а – Al_2O_3 ; б – $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$; в – SiO_2 ; з – MnS

Выводы

На основании результатов математического моделирования и статистических исследований разработан новый режим донной продувки рельсовой стали аргоном при обработке на агрегате «ковш-печь», отличительной особенностью которого является наличие выделенного периода интенсивного вдувания газа. Натурные эксперименты по опытно-промышленному опробованию нового режима, проведенные в условиях действующего электросталеплавильного цеха, подтвердили его эффективность с точки зрения повышения эффективности рафинирования стали от неметаллических включений. На выборке из 115 плавок рельсовой стали 76ХФ, обработанных с использованием нового режима продувки аргоном в ковше, зафиксировано снижение отбраковки рельсов по неметаллическим включениям при сплошном ультразвуковом контроле их качества на 0,31 абс. %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Чуманов В.И., Хартов В.Ю., Чуманов И.В. К вопросу оптимизации режима продувки металлического расплава инертным газом. *Электromеталлургия*. 2011; (12):25–28.

Chumanov V.I., Khartov V.Yu., Chumanov I.V. On the issue of optimizing the process of inert gas purging of metal melt. *Electrometallurgiya*. 2011;(12):25–28. (In Russ.).

2. Шумахер Э.Э., Семеняк М.Ю., Бойченко Б.М., Смоктий В.В., Порохнявый В.Г. Результаты импульсной продувки жидкой стали в ковше нейтральным газом. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2011;(3(1355)):45–48.

Schumacher E.E., Semenyak M.Yu., Boichenko B.M., Smoktii V.V., Porokhnyanyi V.G. Results of pulsed purging of liquid steel with neutral gas in a ladle. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2011;(3(1355)):45–48. (In Russ.).

3. Шумахер Э.Э., Семеняк М.Ю., Смоктий В.В., Порохнявый В.Г., Зазян А.С. Опыт внедрения технологии поочередной импульсной продувки металла в сталеразливочных ковшах на Белорусском металлургическом заводе. *Металлург*. 2012;(8):39–42.

Schumacher E.E., Semenyak M.Yu., Smoktii V.V., Porokhnyavyi V.G., Zazyan A.S. Experience of implementing the technology of alternating pulse metal purging in steel-pouring ladles at the Belarusian Metallurgical Plant. *Metallurg*. 2012;(8):39–42. (In Russ.).

4. Гизатулин Р.А., Протопопов Е.В., Самохвалов О.С., Самохвалов С.Е. Моделирование гидродинамики расплава в ковше при комбинированной продувке через верхнюю фурму и газопроницаемую вставку. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2004;47(12):9–12.

Gizatulin R.A., Protopopov E.V., Samokhvalov O.S., Samokhvalov S.E. Modelling the hydrodynamics of melt in ladle during combined gas injection through top lance and gas-permeable insert. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2004; 47(12):9–12. (In Russ.).

5. Смирнов А.Н., Жемеров С.Г., Фоменко Д.А. Исследование процессов перемешивания металла в сталеразливочном ковше при продувке инертным газом. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2011;(8(1340)):58–62.

Smirnov A.N., Zhemerov S.G., Fomenko D.A. Study of metal mixing processes in a steel-pouring ladle during inert gas purging. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2011;(8(1340)):58–62. (In Russ.).

6. Чичкарев Е.А. Моделирование процессов коагуляции и удаления неметаллических включений при продувке расплава инертным газом. *Металлург*. 2010;(4):67–71.

Chichkarev E.A. Modeling of coagulation and removal of non-metallic inclusions during melt purging with inert gas. *Metallurg*. 2010;(4):67–71. (In Russ.).

7. Tan F., He Z., Jin S., Pan L., Li Y., Li B. Physical modeling evaluation on refining effects of ladle with different purging plug designs. *Steel Research International*. 2020;91(6):1900606. <https://doi.org/10.1002/srin.201900606>

8. Ramasetti E., Visuri V.-V., Sulasalmi P., Mattila R., Fabritius T. Modeling of the effect of the gas flow rate on the fluid flow and open-eye formation in a water model of a steelmaking ladle. *Steel Research International*. 2018;90(2):1800365. <https://doi.org/10.1002/srin.201800365>

9. Jardón-Pérez L.E., González-Rivera C., Ramirez-Ar-gaez M.A., Dutta A. Numerical modeling of equal and dif-

- ferentiated gas injection in ladles: Effect on mixing time and slag eye. *Processes*. 2020;8(8):917.
<https://doi.org/10.3390/pr8080917>
10. Lakkum S., Kowitwarangkul P. Numerical investigations on the effect of gas flow rate in the gas stirred ladle with dual plugs. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2019;526:012028.
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/526/1/012028>
 11. Merder T., Warzecha P., Pieprzycia J., Warzecha M., Wende R., Hutny A. Model investigation of argon injection into liquid steel at ladle furnace station with using of innovative module. *Materials*. 2023;16(24):7698.
<https://doi.org/10.3390/ma16247698>
 12. Dhua S.K., Ray A., Sen S.K., Prasad M.S., Mishra K.B., Jha S. Influence of nonmetallic inclusion characteristics on the mechanical properties of rail steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000;9(6):700–709.
<https://doi.org/10.1361/105994900770345584>
 13. Zhao K.-w., Zeng J.-h., Wang X.-h. Nonmetallic inclusion control of 350 km/h high speed rail steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009;16(3): 20–26.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60038-8](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60038-8)
 14. Козырев Н.А., Протопопов Е.В., Уманский А.А., Бойков Д.В. Совершенствование технологии раскисления и внепечной обработки рельсовой электростали с целью повышения качества рельсового проката. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015;58(10):721–727.
<http://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-721-727>
Kozyrev N.A., Protopopov E.V., Umanskii A.A., Boykov D.V. Improved deoxidation technologies and secondary treatment of rail electric steel in order to improve the quality of railway rolling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015;58(10):721–727. (In Russ.).
<http://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-721-727>
 15. Zhang H., Liu C., Lin Q., Wang B., Liu X., Fang Q. Formation of plastic inclusions in U71Mn high-speed heavy-rail steel refined by CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO slag. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2019;50(1):459–470.
<https://doi.org/10.1007/s11663-018-1451-0>
 16. Kalisz D., Gerasin S., Bobrowski P., Zak P.L., Skowronek T. Computer simulation of microsegregation of sulphur and manganese and formation of MnS inclusions while casting rail steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016;61(4): 1939–1944. <https://doi.org/10.1515/amm-2016-0312>
 17. Li X., Hu S., Wang D., Qu T., Wu G., Zhang P., Quan Q., Zhou X., Zhang Z. Inclusion removals in a bottom-stirring ladle with novel slot-porous matched dual plugs. *Metals*. 2022;12(1):162. <https://doi.org/10.3390/met12010162>
 18. Бойков Д.В., Фейлер С.В., Уманский А.А., Числавлев В.В., Неунывахина Д.Т. Исследование гидродинамических процессов в сталеразливочном ковше при продувке стального расплава инертным газом. *Металлург*. 2019;(6):25–27.
Boykov D.V., Feyler S.V., Umanskiy A.A., Chislavlev V.V., Neunyvakhina D.T. Investigation of hydrodynamic processes in a ladle at inert gas purging of steel melt. *Metallurg*. 2019;(6):25–27. (In Russ.).
 19. Козырев Н.А., Уманский А.А., Бойков Д.В. Разработка технологии внепечной обработки рельсовой электростали, обеспечивающей повышение эксплуатационной стойкости рельсов. *Черные металлы*. 2015;(4(1000)):29–33.
Kozyrev N.A., Umanskiy A.A., Boykov D.V. Development of ladle treatment technology for rail electric steel providing rising of operational stability of rails. *Chernye metallurgy*. 2015;(4(1000)):29–33. (In Russ.).
 20. Уманский А.А., Симачев А.С., Головатенко А.В., Думова Л.В. Природа внутренних дефектов железнодорожных рельсов производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК», выявляемых при ультразвуковом контроле в потоке стана. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2022;(6(804)):59–64.
<https://doi.org/10.30906/mitom.2022.6.59-64>
Umanskii A.A., Simachev A.S., Golovatenko A.V., Dumova L.V. Nature of internal defects in railroad rails produced by the “EVRAZ ZSMK” company detected by ultrasonic control in the mill train. *Metallvedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2022;(6(804)):59–64. (In Russ.).
<https://doi.org/10.30906/mitom.2022.6.59-64>

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

Любовь Валерьевна Думова, к.т.н., доцент кафедры менеджмента и территориального развития, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: doumova@bk.ru

Артём Сергеевич Симачев, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-9712-3757

E-mail: simachev_as@mail.ru

Роман Алексеевич Шевченко, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-6025-473X

E-mail: shefn1200@mail.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

Lyubov' V. Dumova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Management and Territorial Development, Siberian State Industrial University

E-mail: doumova@bk.ru

Artem S. Simachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-9712-3757

E-mail: simachev_as@mail.ru

Roman A. Shevchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-6025-473X

E-mail: shefn1200@mail.ru

Фейлер Дарья Тимуровна, преподаватель кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: neunyvakhina92@mail.ru

Dar'ya T. Feiler, Lecturer of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: neunyvakhina92@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. А. Уманский – разработка плана исследований, обобщение и интерпретация результатов, редактирование статьи.

Л. В. Думова – проведение моделирования эффективности перемешивания расплава рельсовой стали при донной продувке аргоном на агрегате «ковш-печь».

А. С. Симачев – металлографические исследования микроструктуры рельсов, в том числе характерных дефектов и состава характерных неметаллических включений.

Р. А. Шевченко – проведение натурных экспериментов по апробированию нового режима продувки рельсовой стали аргоном на агрегате «ковш-печь».

Д. Т. Фейлер – проведение статистических исследований влияния параметров продувки стали инертным газом в ковше на загрязненность рельсов неметаллическими включениями.

A. A. Umanskii – development of research plan, generalization and interpretation of results, editing the text.

L. V. Dumova – modeling the effectiveness of mixing the rail steel melt during bottom argon purging in ladle furnace.

A. S. Simachev – metallographic studies of the rails microstructure with characteristic defects and composition of characteristic non-metallic inclusions.

R. A. Shevchenko – conducting field experiments to test a new mode of argon purging of rail steel in ladle furnace.

D. T. Feiler – conducting statistical studies of the effect of inert gas purging parameters in ladle on the rails contamination with non-metallic inclusions.

Поступила в редакцию 20.01.2026

После доработки 11.02.2026

Принята к публикации 01.04.2026

Received 20.01.2026

Revised 11.02.2026

Accepted 01.04.2026



УДК 669.14.018.298

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-365-373



Оригинальная статья

Original article

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ, МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ, МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ БОРОМ

А. А. Бабенко[✉], А. Г. Уполовникова, А. Н. Сметанников

Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

✉ babenko251@gmail.com

Аннотация. В работе представлены результаты исследования влияния бора, марганца и серы в низкоуглеродистой трубной стали на состав и размер неметаллических включений, микроструктуру и механические свойства. Обобщение результатов исследования неметаллических включений в низкоуглеродистой трубной стали, микролегируемой бором, позволило выделить в изученных образцах горячекатаного проката три основные группы неметаллических включений: оксидно-сульфидные и оксисульфидные (ОСВ), оксидные, сульфидные включения. В образце проката [B] = 0 % неметаллические включения размером не более 4 мкм представлены в виде единичных включений или сульфидных пленок, а также силикатных включений. Образцы проката с бором характеризуются преимущественно мелкими округлыми неметаллическими включениями: силикатные включения и комплексные включения, состоящие из оксидной фазы системы Al_2O_3 –MgO в оболочке сульфидов марганца и кальция. При введении бора в количестве 0,006 – 0,011 % происходит изменение структуры с ферритно-перлитной на ферритно-бейнитную, с уменьшением среднего размера ферритного зерна; при 0,011 % B с 8,7 до 6,8 мкм. Микролегирующая низкоуглеродистой трубной стали бором в количестве 0,006 – 0,011 %, содержащей 1,4 – 1,6 % Mn и 0,003 – 0,011 % S, за счет преимущественного формирования мелкодисперсной ферритно-бейнитной структуры и неметаллических включений округлой формы размером не более 5,0 мкм, обеспечивает высокие прочностные свойства и, как следствие, получение горячекатаного металлопродукта толщиной 10 мм категории прочности X80 без термической обработки. Наилучшими механическими свойствами, высокой технологичностью и хорошей свариваемостью обладает экономно легируемая марганцем трубная сталь, содержащая 0,006 % B, 1,4 % Mn и 0,003 % S, с углеродным эквивалентом $C_{э\text{кв}} = 0,30$ % при норме не более 0,45 %, коэффициентом трещиностойкости $P_{\text{см}} = 0,17$ % при норме не более 0,25 % и соотношением $\sigma_T/\sigma_B = 0,85$ при норме не более 0,90.

Ключевые слова: низкоуглеродистая трубная сталь, бор, марганец, сера, микроструктура, неметаллические включения, свойства

Благодарности: Работа выполнена в рамках исполнения государственного задания ИМЕТ УрО РАН с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Урал-М».

Для цитирования: Бабенко А.А., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н. Неметаллические включения, микроструктура и механические свойства низкоуглеродистой трубной стали, микролегируемой бором. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):365–373.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-365-373>

NONMETALLIC INCLUSIONS, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-CARBON BORON MICROALLOYED PIPE STEEL

А. А. Babenko[✉], A. G. Upolovnikova, A. N. Smetannikov

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

✉ babenko251@gmail.com

Abstract. The paper describes the effect of boron, manganese, and sulfur in low-carbon pipe steel on the composition and size of nonmetallic inclusions, microstructure, and mechanical properties. Generalization of the results of the study of nonmetallic inclusions in low-carbon pipe steel microalloyed with boron made it possible to identify three main groups of nonmetallic inclusions in the studied samples of hot-rolled products: oxide-sulfide and oxysulfide, oxide, and sulfide inclusions. In the rolled product sample [B] = 0 %, nonmetallic inclusions of no more than 4 μm in size are represented as single inclusions or sulfide films, as well as silicate inclusions. Samples of rolled products with boron are characterized

mainly by small rounded nonmetallic inclusions: silicate inclusions and complex inclusions consisting of oxide phase of the Al_2O_3 –MgO system in a shell of manganese and calcium sulfides. When boron is introduced in an amount of 0.006–0.011 %, the structure changes from ferrite-pearlite to ferrite-bainite, with a decrease in the average size of the ferritic grain; at 0.011 %, from 8.7 to 6.8 μm . Microalloying of low-carbon pipe steel with boron in the amount of 0.006–0.011 %, containing 1.4–1.6 % Mn and 0.003–0.011 % S, due to the predominant formation of a finely dispersed ferrite-bainite structure and rounded nonmetallic inclusions of no more than 5.0 μm in size, provides high strength properties and, as a result, the production of hot-rolled metal with a thickness of 10 mm of X80 strength category without heat treatment. Economically manganese alloyed pipe steel containing 0.006 % B, 1.4 % Mn and 0.003 % S has the best mechanical properties, high processability and good weldability, with a carbon equivalent of $C_{\text{eq}} = 0.30$ % at a rate of not more than 0.45 %, a crack resistance coefficient of $P_{\text{cm}} = 0.17$ % at a rate of not more than 0.25 % and a ratio of $\sigma_{\text{T}}/\sigma_{\text{B}} = 0.85$ at a rate of not more than 0.90.

Keywords: low-carbon pipe steel, boron, manganese, sulfur, microstructure, nonmetallic inclusions, properties

Acknowledgements: The work was performed according to the state assignment for Vatin Institute of Metallurgy, UB RAS using the equipment of the Collaborative Usage Center “Composition of Compounds” of the Institute of High Temperature Electrochemistry, UB RAS.

For citation: Babenko A.A., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N. Nonmetallic inclusions, microstructure and mechanical properties of low-carbon boron microalloyed pipe steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):365–373. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-365-373>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время при производстве современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов наряду с реализацией эффективных методов термомеханической контролируемой прокатки проводятся работы по оптимизации химического состава трубной стали [1–3] путем снижения содержания дорогостоящих легирующих элементов за счет микролегирувания [4; 5]. Особое место среди микролегирующих элементов при производстве современных высокопрочных сталей для магистральных газопроводов приобретает использование бора, который является одним из наиболее эффективных повышающих прокаливаемость стали элементов [6–8] и позволяет уменьшить содержание дорогостоящих легирующих элементов (таких, например, как марганец, никель, молибден) при небольших (не более 0,003–0,005 %) количествах добавок [9–11]. При этом микролегирувание низкоуглеродистой стали бором, например, в количестве 0,002 %, задерживает образование полигонального феррита на границах исходного аустенитного зерна, но не задерживает протекание самой бейнитной реакции [12–14].

Микролегирувание трубной стали бором в совокупности с добавкой ниобия, наряду с формированием высокопрочной бейнитной микроструктуры, обеспечивает достижение целевых свойств как тела трубы, так и шва, и зоны термического влияния (ЗТВ) кольцевого шва [15]. Фирме «Nippon Steel Corporation», благодаря микролегируванию низкоуглеродистой стали бором, впервые удалось создать трубную сталь класса прочности X120 [16]. При этом низкоуглеродистая сталь типа Mn–Mo–Nb–Ti–B характеризуется мелкозернистой структурой, состоящей преимущественно из нижнего бейнита, и обладает превосходной ударной вязкостью [17–19].

Наряду с формированием в низкоуглеродистых трубных сталях, микролегируемых бором, мелкозернистой структуры, состоящей преимущественно из нижнего бейнита и обладающей в совокупности высокими прочностными свойствами и превосходной

ударной вязкостью, отмечают, что присутствие в стали неметаллических включений неизбежно приводит к ухудшению свойств металла непрерывно литых заготовок и получаемого из них проката. Однако результаты последних исследований [20] свидетельствуют о возможности положительного влияния неметаллических включений на свойства металлопроката вследствие формирования определенной системы стеклообразных неметаллических включений на силикатной основе. Считается, что их присутствие препятствует развитию ликвационных процессов, способствует формированию благоприятной макро- и микроструктуры металла непрерывно литых заготовок, резкому повышению показателей ряда механических и физико-химических свойств проката. Например, было отмечено увеличение практически в 2,0–2,5 раза ударной вязкости и стойкости проката против водородного растрескивания. Однако результаты исследований влияния микролегирувания стали бором на количество и состав формируемых неметаллических включений практически отсутствуют.

В связи с вышеизложенным вопросы формирования неметаллических включений, микроструктуры и их влияния на механические свойства стали, микролегируемой бором, представляют научный и практический интерес и требуют глубоких теоретических и экспериментальных исследований. В настоящей работе приводятся результаты экспериментальных исследований влияния бора, марганца и серы на неметаллические включения, формируемые в низкоуглеродистой трубной стали типа Mn–Si–Cr–Ni–Cu–Mo–Nb–Ti–B, ее микроструктуру и механические свойства металлопроката.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе приведены результаты исследования влияния бора, марганца и серы на неметаллические включения, микроструктуру и механические свойства горячекатаной листовой низкоуглеродистой трубной стали системы типа Mn–Si–Cr–Ni–Cu–Mo–Nb–Ti–B

Таблица 1. Химический состав, углеродный эквивалент и коэффициент трещиностойкости образцов трубной стали

Table 1. Chemical composition, carbon equivalent and crack resistance coefficient of pipe steel samples

Образец	Содержание элементов, мас. %													$C_{\text{экв}}, \%$	$P_{\text{см}}, \%$
	B	C	Mn	S	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	Ti	N	Al	P		
1	0	0,06	1,4	0,010	0,23	0,02	0,04	0,04	0,06	0,02	0,005	0,05	0,014	0,30	0,14
2	0,006	0,07	1,6	0,011	0,17	0,02	0,04	0,06	0,06	0,02	0,004	0,06	0,015	0,35	0,19
3	0,006	0,06	1,4	0,003	0,17	0,02	0,04	0,07	0,06	0,02	0,006	0,03	0,014	0,30	0,17
4	0,011	0,06	1,4	0,004	0,16	0,02	0,02	0,04	0,05	0,02	0,004	0,04	0,015	0,30	0,19

толщиной 10 мм. Химический состав, углеродный эквивалент ($C_{\text{экв}}$) и коэффициент трещиностойкости ($P_{\text{см}}$) образцов трубной стали приведены в табл. 1. Углеродный эквивалент ($C_{\text{экв}}$) и коэффициент трещиностойкости ($P_{\text{см}}$) рассчитываются по формулам ГОСТ ISO 3183 – 2015 [21]:

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{(\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})}{5} + \frac{(\text{Ni} + \text{Cu})}{15};$$

$$P_{\text{см}} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{(\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr})}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + 5\text{B},$$

где обозначения химических элементов представляют собой массовую долю элемента в стали в процентах.

Для хорошо свариваемых высокопрочных сталей значения углеродного эквивалента и коэффициента трещиностойкости не должны превышать 0,45 и 0,25 % соответственно.

Выплавку стального полупродукта осуществляли в 300-тонных кислородных конвертерах АО «Арселор-Миттал Темиртау» из фосфористых чугунов двухшлаковым процессом [21]. Стальной полупродукт, содержащий 0,03 – 0,05 % C, не более 0,05 % Mn, 0,009 – 0,012 % P и 0,010 – 0,015 % S, при температуре 1630 – 1640 °C и окисленности не более 850 ppm сливали в сталь-ковш. Прямое микролегирование трубной стали бором и глубокую десульфурацию металла осуществляли на установке ковш-печь (УКП) под основными экологически чистыми борсодержащими шлаками [11; 22 – 25]. Трубную сталь после ковшевой обработки разливали на МНЛЗ на слэбы размерами 180×1500×8500 мм.

Микроструктурный анализ образцов горячекатаного проката до и после травления выполнен с помощью оптического микроскопа Olympus GX-51 с системой анализа изображений SIAMS-700. Количественный состав неметаллических включений определяли локальным рентгеноспектральным методом с использованием энергодисперсионного рентгеновского спектрометра INCA Energy 200 и растрового электронного микроскопа (JSM-59000 LV). Определение количества неметаллических включений всех типов и их содержания в объемных процентах проведено по ГОСТ 1778 (метод П) на 375 полях зрения с точностью до 0,0001. Величина зерна феррита и аустенита опре-

делена в соответствии с ГОСТ 5639. Механические свойства образцов горячекатаного проката определены в лаборатории механических испытаний АО «Арселор-Миттал Темиртау» по стандартной методике.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В изученных образцах трубной стали выделены три основные группы неметаллических включений: оксидно-сульфидные и оксисульфидные (ОСВ), оксидные (ОВ), сульфидные (СВ) включения. Самостоятельные борсодержащие включения в образцах трубной стали не выявлены.

Трубная сталь, микролегированная бором в количестве 0,006 – 0,011 %, характеризуется повышенной объемной концентрацией оксидных и комплексных оксидно-сульфидных включений до 0,015 – 0,029 % против 0,006 % в металле без бора и снижением объемной доли сульфидных включений до 0,001 – 0,004 % против 0,029 % соответственно. При легировании стали бором увеличивается доля мелких включений (до 5 мкм) до 98,7 % против 80,6 % в стали без бора (рис. 1). Содержание неметаллических включений размером более 10 мкм в борсодержащей стали не превышает 0,6 %, в то время как в металле без бора их доля достигает 13,6 %.

В трубной стали без бора (образец 1) обнаружены комплексные преимущественно деформиро-

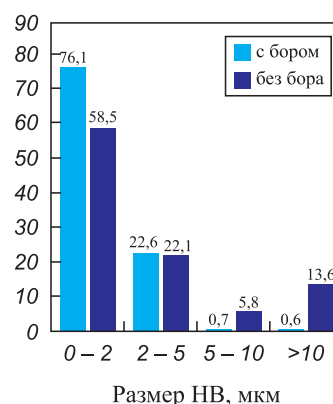


Рис. 1. Неметаллические включения в трубной стали 17Г1С–У

Fig. 1. Nonmetallic inclusions in pipe steel 17G1S–U

Таблица 2. Состав включений в стали без бора (образец 1), содержащей 1,4 % марганца и 0,010 % серы

Table 2. Composition of inclusions in boron-free steel (sample 1) containing 1.4 % manganese and 0.010 % sulfur

Спектр	Содержание элементов, мас. %									Соединение
	O	Mg	Al	S	Ca	Ti	Mn	Fe	Si	
1	–	1,50	2,00	34,00	2,10	–	47,90	12,50	–	(Mn, Ca)S
2	44,40	8,30	36,80	4,20	–	0,45	3,80	2,10	–	шпинель $MgAl_2O_4$
3	–	–	–	29,20	2,80	5,50	34,00	26,70	0,50	(Mn, Ti, Ca)S
4	7,60	–	–	2,30	–	–	2,30	82,10	5,70	SiO_2
5	13,20	–	–	–	–	–	1,60	76,90	8,20	SiO_2
6	48,24	1,66	46,30	–	–	–	–	3,80	–	$MgAl_2O_4$
7	43,96	1,59	42,17	5,01	–	–	5,42	1,85	–	$MgAl_2O_4$
8	3,85	1,19	1,45	34,11	0,50	–	56,38	2,52	–	MnS

ванные оксидно-сульфидные включения сложного состава размером более 4 мкм, силикатные включения и отдельные пленочные сульфидные включения (табл. 2). Комплексные оксидно-сульфидные включения имеют угловато-округлую форму и состоят из оболочки сульфидов марганца и кальция (рис. 2, а, точка 1), внутри которой расположена алюмомагнетитовая шпинель (рис. 2, а, точка 2) или сульфиды марганца (рис. 2, б, точка 3) в силикатной оболочке (рис. 2, б, точка 4) и силикатное стекло (рис. 2, б, точка 5). В центре горячекатаной полосы встречаются отдельные сульфидные включения в виде пленок толщиной 1,5 мкм длиной от 4 до 100 мкм, вытянутых в направлении прокатки, состоящих из

сульфида марганца и алюмомагнетитовой шпинели. На рис. 2, в представлено характерное пленочное включение, в центре которого алюмомагнетитовая шпинель $MgAl_2O_4$ (точки 6 и 7) и сульфид марганца MnS (точка 8).

Микролегирующее тробной стали бором обеспечивает преимущественное формирование мелких округлых оксидных включений, комплексных оксидно-сульфидных и оксисульфидных включений (табл. 3).

На рис. 3, а представлен образец стали 2 (0,006 % В, 1,6 % Мн, 0,011 % S), который характеризуется силикатными включениями (точки 1, 3, 4), в точке 2 – сульфидное включение в оксидной оболочке, образовавшееся в процессе коалесценции, основу которого

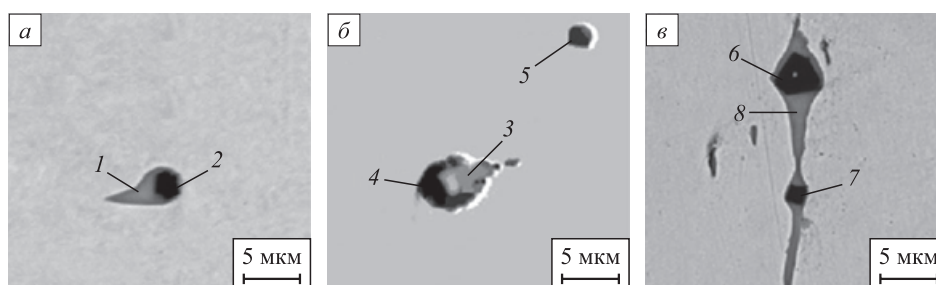


Рис. 2. Комплексные оксидно-сульфидные включения в образце 1 (без бора)

Fig. 2. Complex oxide-sulfide inclusions in sample 1 (without boron)

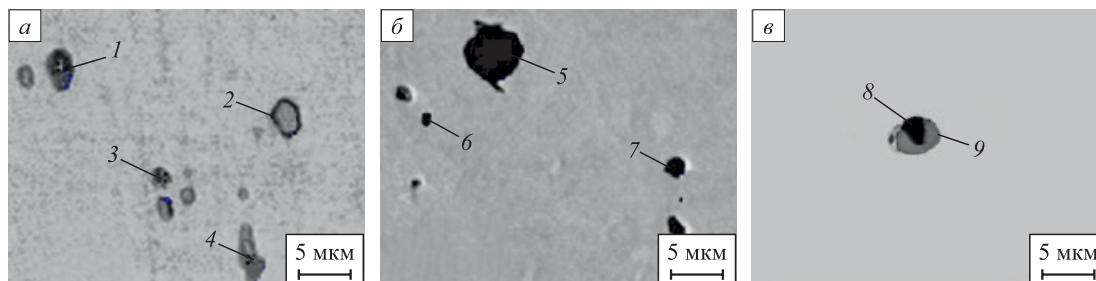


Рис. 3. Неметаллические включения в образцах стали 2 – 4 с бором (а – в)

Fig. 3. Nonmetallic inclusions in samples of steel 2 – 4 with boron (a – в)

Таблица 3. Состав включений в стали с бором (образец 2) в количестве 0,006 %, содержащей 0,011 % S и 1,6 % Mn

Table 3. Composition of inclusions in steel with boron (sample 2) in the amount of 0.006 % containing 0.011 % S and 1.6 % Mn

Спектр	Содержание элементов, мас. %								Соединение
	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe	
1	7,5	–	–	4,3	–	–	–	88,2	SiO ₂
2	3,6	0,7	1,8	–	36,6	13,8	37,0	6,5	(Mn, Ca)S + оболочка Al ₂ O ₃ –MgO
3	6,0	–	–	2,8	–	–	–	91,2	SiO ₂
4	11,0	–	–	7,3	–	–	–	81,7	SiO ₂
5	48,9	16,7	42,4	–	1,2	1,0	0,5	2,6	Al ₂ O ₃ –MgO
6	3,7	–	–	1,7	–	–	1,5	95,0	SiO ₂
7	8,7	–	–	5,2	–	–	1,7	92,1	SiO ₂
8	43,3	4,7	40,8	–	0,7	–	4,0	2,4	Al ₂ O ₃ –MgO
9	5,9	0,9	3,6	–	27,6	–	50,7	6,3	MnS

составляют сульфиды марганца и кальция с оксидной фазой в центре системы Al₂O₃–MgO. Поскольку в процессе затвердевания произошло взаимодействие сульфидной и оксидной частей и в сульфидной части присутствует кислород, то такое включение можно считать оксисульфидным.

В образце стали 3 (0,006 % B, 1,4 % Mn, 0,003 % S) также образуется большое количество силикатных включений размером 1–2 мкм (рис. 3, б, точки 6, 7), оксисульфидных включений, состоящих из сульфидной и оксидной фаз, и однородные включения на основе Al₂O₃–MgO с небольшим (1–2 %) содержанием серы, которые также можно отнести к оксисульфидным (рис. 3, б, точка 5).

В образце стали 4 с повышенным до 0,011 % содержанием бора (1,4 % Mn, 0,004 % S) наблюдается большое количество мелких силикатных включений и единичных комплексных включений округлой формы. На рис. 3, в показано характерное комплексное оксидно-сульфидное включение, состоящее из оксидной фазы Al₂O₃–MgO (точка 8), сульфида марганца MnS (точка 9). При повышенном до 0,011 % содержании бора образуются только комплексные оксидно-сульфидные включения, оксисульфидных не образуется.

Таким образом, трубная сталь, микролегированная бором в количестве 0,006–0,011 %, содержащая 1,4–1,6 % Mn и 0,003–0,011 % S, характеризуется преимущественно мелкими округлыми неметаллическими включениями размером 1–5 мкм. Это, в основном, силикатные включения размером не более 2 мкм и комплексные включения размером преимущественно до 5 мкм, состоящие из оксидной фазы системы Al₂O₃–MgO в оболочке сульфидов марганца и кальция, или сульфиды марганца в оксидной оболочке, объемная концентрация которых не превышает 0,029 %. В оксидной части комплексных включений не

встречается алюмомagneзиальная шпинель MgAl₂O₄, как в образцах стали без бора.

Согласно современным представлениям сталь считается «чистой», если количество неметаллических включений в ней на 1 см² не превышает 500, максимальный диаметр каждого выделенного включения меньше 10 мкм и количество включений больше 5 мкм составляет менее 10 %. Исходя из этих требований, исследуемую трубную сталь, микролегированную бором, можно отнести к категории «чистой». При этом присутствие в микролегированной бором стали мелких округлых силикатных включений в большом количестве будет способствовать, как отмечалось выше [20], формированию благоприятной микроструктуры металла непрерывно литых заготовок и повышению ряда механических свойств проката.

Основной структурной составляющей исследованных образцов трубной стали является феррит. В образце стали, не содержащей бора, наряду с ферритной фазой присутствует небольшое количество перлита (рис. 4, а). Микролегирование трубной стали бором сопровождается образованием дисперсной ферритно-бейнитной структуры, состоящей из мелкозернистого феррита с участками бейнита (рис. 4, б–г).

Дисперсность ферритно-бейнитной структуры стали, содержащей 0,006 % B и 1,6 % Mn, составляет 5,8 мкм против 8,7 мкм в образце стали без бора (рис. 5, а). Снижение концентрации марганца до 1,4 % в трубной стали, содержащей 0,006 % B, сопровождается ростом размера зерна феррита до 6,2 мкм. Увеличение концентрации бора до 0,011 % приводит уже к увеличению размера зерна феррита до 6,8 мкм с сохранением мелкозернистой ферритно-бейнитной структуры в трубной стали.

Результаты исследований механических свойств образцов горячекатаного листового проката толщи-

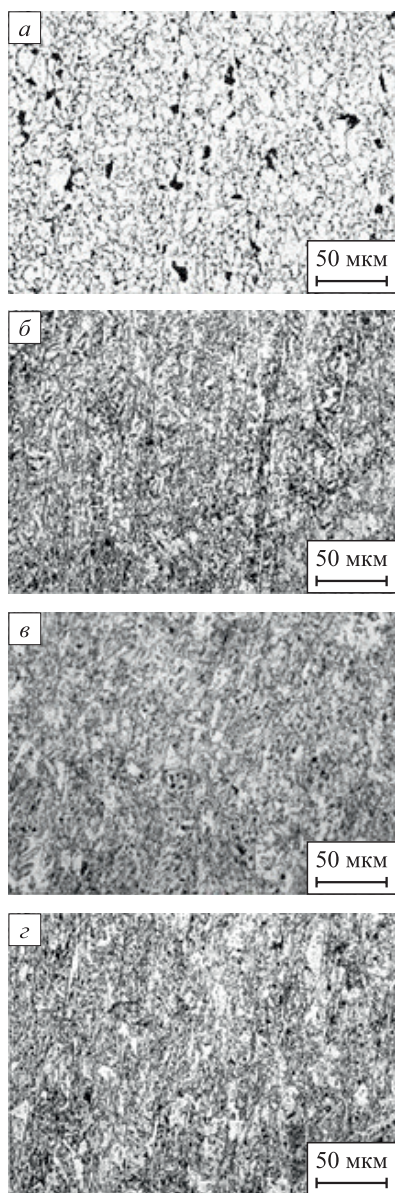


Рис. 4. Микроструктура образцов 1 – 4 трубной стали (а – г)

Fig. 4. Microstructure of pipe steel samples 1 – 4 (a – г)

ной 10 мм показали, что микролегирование трубной стали бором обеспечивает более высокие прочностные свойства с сохранением пластических характеристик (рис. 6).

Наилучшие механические свойства получены на образце стали 3, содержащей 0,006 % В, 1,4 % Мп и 0,003 % S. Абсолютные значения предела текучести (σ_T) и временного сопротивления (σ_B) достигают 585 и 685 МПа соответственно. При этом относительное удлинение сохраняется на уровне 20 %, обеспечивая удовлетворительную пластичность горячекатаного металлопроката толщиной 10 мм.

В образце 2 (0,006 % В) увеличение содержания марганца до 1,6 % и S до 0,011 % (несмотря на минимальный размер ферритного зерна (5,8 мкм)) приводит к снижению абсолютных значений предела текучести,

временного сопротивления и относительного удлинения до 565 и 640 МПа и 19 % соответственно. Снижение содержания марганца до 1,4 % и серы до 0,004 % при увеличении содержания бора до 0,011 % (образец 4) сопровождается незначительным увеличением прочностных свойств горячекатаного металлопроката со снижением относительного удлинения до 18 %. Абсолютные значения предела текучести и временного сопротивления повышаются до 575 и 650 МПа соответственно. При этом, несмотря на наблюдаемое снижение прочностных и пластических характеристик горячекатаного металлопроката с увеличением содержания

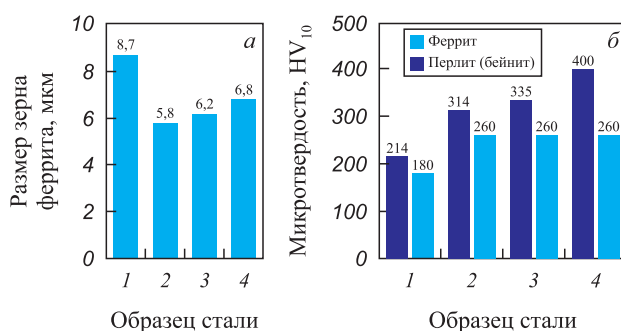


Рис. 5. Размер зерна феррита (а) и микротвердость структурных составляющих (б) в опытных образцах трубной стали

Fig. 5. Ferrite grain size (a) and microhardness of structural components (б) in experimental pipe steel samples

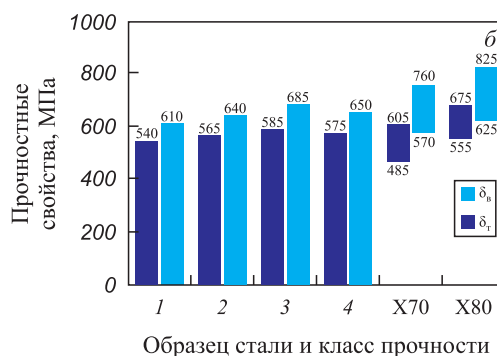


Рис. 6. Механические свойства опытных образцов трубной стали: а – предел текучести σ_T и временное сопротивление σ_B ; б – относительное удлинение δ

Fig. 6. Mechanical properties of experimental pipe steel samples: а – yield strength σ_T and tensile strength σ_B ; б – relative elongation δ

бора до 0,011 %, марганца до 1,6 % и серы до 0,011 % в трубной стали, достигнутые абсолютные значения предела текучести и временного сопротивления обеспечивают выпуск готовой металлопродукции класса прочности X80 без термической обработки. Образец 1 трубной стали, содержащей 1,4 % Mn и 0,010 % S, без бора относится к категории прочности X70 [26].

Выводы

Микролегирование бором в количестве 0,006 – 0,011 % низкоуглеродистой трубной стали, содержащей 1,4 – 1,6 % Mn и 0,003 – 0,011 % S, за счет преимущественного формирования мелкодисперсной ферритно-бейнитной структуры и неметаллических включений округлой формы размером не более 5,0 мкм, обеспечивает высокие прочностные свойства и, как следствие, получение горячекатаного металлопроката толщиной 10 мм категории прочности X80 без термической обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Арабей А.Б. Развитие технических требований к металлу труб магистральных газопроводов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2010;53(7):3–10.
Arabei A.B. Pipe-line steels technical specifications development. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010;53(7):3–10. (In Russ.).
- Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Лобанов М.Л., Чикалов С.Г., Урцев Н.В., Денисов С.В., Урцев В.Н. Влияние температуры чистовой прокатки при ТМО низкоуглеродистых высокопрочных трубных сталей на текстуру и сопротивление разрушению. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2023;(6(816)):8–15. <https://doi.org/10.30906/mitom.2023.6.8-15>
Pumpyanskii D.A., Pyshmintsev I.Yu., Lobanov M.L., Chikalov S.G., Urtssev N.V., Denisov S.V., Urtsev V.N. Effect of finish rolling temperature on the texture and fracture resistance of low-carbon high-strength pipe steels during thermomechanical treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2023;65(5-6):330–337. <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00935-w>
- Морозов Ю.Д., Симбухов И.А., Дьяконов Д.Л. Исследование микроструктуры и свойств высокопрочной трубной стали категории прочности X120, изготовленной в лабораторных условиях. *Металлург*. 2012;(7):50–56.
Morozov Yu.D., Simbukhov I.A., Dyakonov D.L. Investigation of the microstructure and properties of high-strength pipe steel of strength category X120, manufactured in laboratory conditions. *Metallurg*. 2012;(7):50–56. (In Russ.).
- Голубцов В.А., Лунев В.В. Модифицирование стали для отливок и слитков. Челябинск; Запорожье: ЗНТУ; 2009:356.
- Чикишев Д.Н. Совершенствование технологии производства высококачественного толстолистового проката из микролегированных трубных сталей на основе применения методологии эффективной технологической компенсации. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2021;21(1):42–53.
Chikishev D.N. Improvement of the technology for the production of high-quality thick-plate products from microalloyed pipe steels based on the application of the effective technological compensation methodology. *Bulletin of the South Ural State University. Series: Metallurgy*. 2021;21(1):42–53. (In Russ.).
- Ferreira A.M., Ariza E.A., Bauri L.F., Gomes P.M.C.D., Carvalho F.M.S.B., Masoumi M., Poplawsky J.D., Goldenstein H., Tschiptschin A.P. A new strategy for developing a Nb microalloyed fire-resistant steel: Effects of boron and cooling rate. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;33:2365–2376. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.150>
- Бобылев М.В., Королева Е.Г., Штанников А.М. Перспективные экономнолегированные борсодержащие стали для производства высокопрочных крепежных деталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005;(5(599)):51–55.
Bobylev M.V., Koroleva E.G., Shtannikov A.M. Advanced economically alloyed boron-containing steels for production of high strength fasteners. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2005;(5(599)):51–55. (In Russ.).
- Xie Z.J., Shang C.J., Wang X.L., Ma X.P., Subramanian S.V., Misra R.D.K. Microstructure-property relationship in a low carbon Nb-B bearing ultra-high strength steel by direct-quenching and tempering. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;727:200–207. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.086>
- Mishra B., Kumbhar K., Kumar D., Sarkar R., Siva Kumar K., Srinivas M. Effect of boron addition on microstructure and tensile properties of copper modified ultra high strength NiSiCrCoMo steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;744:112–119. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.003>
- Hannula J., Komi J., Porter D.A., Somani M.C., Kailajainen A., Suikkanen P., Yang J., Tsai S. Effect of boron on the strength and toughness of direct-quenched low-carbon niobium bearing ultra-high-strength martensitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48(11):5344–5356. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4295-3>
- Бабенко А.А., Смирнов Л.А., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Сычев А.В. Теоретические основы и технология глубокой десульфурации металла и прямого микролегирования стали бором под основными борсодержащими шлаками. *Металлург*. 2019;(12):23–28.
Babenko A.A., Smirnov L.A., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N., Sychev A.V. Theoretical foundations and technology of deep metal desulfurization and direct microalloying of steel with boron under basic boron-containing slags. *Metallurg*. 2019;(12):23–28. (In Russ.).
- Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. Москва: Металлургия; 1982:184.
- Yang H., Wang X.-X., Qu J.-B. Effect of boron on CGHAZ microstructure and toughness of high strength low alloy steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2014;21(8):787–792. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(14\)60142-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60142-4)
- Zhu K., Oberbillig C., Musick C., Loison C., Jung T. Effect of B and B + Nb on the bainitic transformation in low carbon

- steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(12): 4222–4231. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.022>
15. Koo J.Y., Luton M.J., Bangaru N.V., Petkovic R.A., Fairchild D.P., Petersen C.W., Asahi H., Hara T., Terada Y., Sugiyama M., Tamehiro H., Komizo Y., Okaguchi S., Hamada M., Yamamoto A., Takeuchi I. Metallurgical design of ultra-high strength steels for gas pipelines. In: *Proceedings of The Thirteenth Int. Offshore and Polar Engineering Conf. Honolulu, Hawaii, USA, May 25–30, 2003*. Honolulu, Hawaii, USA; 2003.
 16. Bangaru Narasimha-Rao V., Koo J., Luton M.J. Ultra-high strength, weldable, boron-containing steels with superior toughness. Patent USA no. 6228183, MPC C22C38/04. 2001.05.08.
 17. Асахи Х., Хара Т., Тзуру Е. и др. Разработка ультравысокопрочных труб X120 UEO. В кн.: *Международный семинар «Современные стали для газонефтепроводных труб, проблемы и перспективы»*: сб. докладов. Москва: Металлургиздат; 2006:123–130.
 18. Hu J., Du L., Ma Y., Sun G., Xie H., Misra R.D.K. Effect of microalloying with molybdenum and boron on the microstructure and mechanical properties of ultra-low-C Ti bearing steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2015; 640:259–266.
 19. Heckmann C.J., Ormston D., Grimpe F., Hillenbrand H.-G. Development of low carbon Nb-Ti-B microalloyed steels for high strength large diameter linepipe. *Iron & Steelmaking*. 2005;32(4):57–60. <https://doi.org/10.1179/174328105X48034>
 20. Зайцев А.И., Родионова И.Г., Бакланова О.Н., Крюкова А.И., Удод К.А., Мишнев П.А., Митрофанов А.В. Неметаллические включения и перспективные принципы повышения комплекса свойств и качественных характеристик стали. *Металлург*. 2014;(11):62–69. Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Baklanova O.N., Kryukova A.I., Udod K.A., Mishnev P.A., Mitrofanov A.V. Non-metallic inclusions and promising principles for improving the complex properties and quality characteristics of steel. *Metallurg*. 2014;(11):62–69. (In Russ.).
 21. ГОСТ ISO 3183 – 2015. Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности. Москва: Стандарт информ; 2015:157.
 22. Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н. Влияние основности на фазовый состав, структуру, вязкость и температуру кристаллизации шлаков системы CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO-B₂O₃. *Металлург*. 2023;(2):46–51. https://doi.org/10.52351/00260827_2023_02_46
 23. Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н. Effect of basicity on phase composition, structure, viscosity, and crystallization temperature of CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO-B₂O₃ based slags. *Metallurg*. 2023; (2):46–51. (In Russ.). https://doi.org/10.52351/00260827_2023_02_46
 23. Бабенко А.А., Сметанников А.Н., Уполовникова А.Г. Влияние основности и содержания оксида бора в шлаках системы CaO-SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃ на растворимость периклазоуглеродистых огнеупоров. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2020;76(4):390–396. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-4-390-395>
 - Babenko A.A., Smetannikov A.N., Upolovnikova A.G. Influence of basicity and boron oxide content in slags of CaO-SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃ system on solubility of periclase-carbon refractories. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2020;76(4):390–396. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-4-390-395>
 24. Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Гуляков В.С. Физические свойства шлаков системы CaO – SiO₂ – B₂O₃, содержащей 15 % Al₂O₃ и 8 % MgO. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(10): 769–773. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-769-773>
 - Babenko A.A., Shartdinov R.R., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N., Gulyakov V.S. Physical properties of slags of CaO – SiO₂ – B₂O₃ system containing 15 % Al₂O₃ and 8 % MgO. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(10): 769–773. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-769-773>
 25. Бабенко А.А., Жучков В.И., Леонтьев Л.И., Уполовникова А.Г. Равновесное распределение бора между металлом системы Fe–C–Si–Al и борсодержащим шлаком. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(9):752–758. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-7-752-758>
 - Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I., Upolovnikova A.G. Equilibrium boron distribution between Fe–C–Si–Al melt and boron-bearing slag. *Steel in Translation*. 2017;47(9):599–604. <https://doi.org/10.3103/S0967091217090029>
 26. API Spec 5L Standard (USA). Oil and gas industry – Steel pipes for pipeline transport systems. 2008:192.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Анатолий Алексеевич Бабенко, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Алена Геннадьевна Уполовникова, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-6698-5565

E-mail: upol.ru@mail.ru

Anatolii A. Babenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Alena G. Upolovnikova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-6698-5565

E-mail: upol.ru@mail.ru

Арте́м Николаевич Сметанников, младший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9206-0905

E-mail: artem.smetannikov.89@mail.ru

Artem N. Smetannikov, Junior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Vatolin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9206-0905

E-mail: artem.smetannikov.89@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. А. Бабенко – организация и проведение промышленного эксперимента, анализ экспериментальных данных, подготовка и корректировка статьи.

А. Г. Уполовникова – анализ микроструктуры и неметаллических включений, написание статьи.

А. Н. Сметанников – анализ результатов, анализ механических свойств, оформление статьи.

A. A. Babenko – organization and conducting an industrial experiment, analysis of experimental data, preparation and correction of the article.

A. G. Upolovnikova – analysis of microstructure and nonmetallic inclusions, writing the text.

A. N. Smetannikov – analysis of results, analysis of mechanical properties, design of the article.

Поступила в редакцию 29.10.2025

После доработки 25.03.2026

Принята к публикации 01.04.2026

Received 29.10.2025

Revised 25.03.2026

Accepted 01.04.2026



УДК 669.1:66.04

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-374-380



Оригинальная статья

Original article

СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНАШИВАНИЮ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев

■ Донской государственный технический университет (Россия, 344003, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

✉ ydolgachev@donstu.ru

Аннотация. Долговечность машиностроительных деталей лимитируется допустимой степенью износа. При термической обработке деталей в магнитном поле отмечаются изменения в структуре и механических свойствах материалов, поэтому представляется актуальным оценить влияние данной технологии на сопротивление изнашиванию. Такую оценку можно провести с помощью лабораторных, стендовых и натурных испытаний. Целью настоящей работы являлась оценка изменения в показателях, характеризующих износ, при проведении операций термической обработки с наложением постоянного магнитного поля в сравнении со стандартными режимами обработки. Магнитные поля напряженностью порядка 1,5 МА/м получали в межполюсном зазоре электромагнита ФЛ-1. Исследуемые образцы изготавливались из стали У8 и ковкого ферритного чугуна КЧ 33-8, которые подвергались закалке от температуры нагрева в печи 1000 °С. Образцы испытывали при трении о закрепленные абразивные частицы под постоянной нагрузкой на машине трения Х4-Б по традиционной методике. Максимальный эффект в увеличении износостойкости наблюдается после закалки деталей в магнитном поле. Проведение низкого отпуска несколько снижает износостойкость, что вызвано повышением пластичности и изменениями в механизмах разрушения. После закалки в магнитном поле проведение отпуска также в магнитном поле позволяет сохранить износостойкость на более высоком уровне. После термообработки в магнитном поле имеет место уменьшение вырывов и выкрашиваний (хрупкого разрушения) по краям царапин от абразивных частиц. Статистический анализ профилограмм поверхностей трения свидетельствует о большей равномерности в расположении структурных барьеров для микроструктуры стали, обработанной с магнитным полем. Сравнительные стендовые и полевые испытания показали эффективность термической обработки в магнитном поле, которая обеспечивает прирост износостойкости деталей сельскохозяйственной техники до 1,4 раза.

Ключевые слова: износостойкость, долговечность, закалка, отпуск, магнитное поле, стали, чугуны, детали машин, почвообрабатывающие орудия

Благодарности: Авторы благодарят сотрудников кафедры «Материаловедение и технологии металлов» Донского государственного технического университета за помощь в получении и обсуждении результатов.

Для цитирования: Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. Сопротивление изнашиванию деталей машин после термической обработки в магнитном поле. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(4):374–380. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-374-380>

WEAR RESISTANCE OF MACHINE PARTS AFTER HEAT TREATMENT IN MAGNETIC FIELD

V. N. Pustovoyt, Yu. V. Dolgachev

■ Don State Technical University (1 Gagarina Sqr., Rostov-on-Don 344003, Russian Federation)

✉ ydolgachev@donstu.ru

Abstract. The durability of machine-building parts is limited by the permissible degree of wear. During the heat treatment of parts in magnetic field, changes in the structure and mechanical properties of materials are noted, therefore it seems important to evaluate the effect of this technology on wear resistance. Such an assessment can be carried out using laboratory, bench and field tests. The purpose of this work was to evaluate the changes in the indicators characterizing wear during heat treatment operations with the application of a permanent magnetic field in comparison with standard treatment modes. Magnetic fields of the order of 1.5 MA/m were obtained in the interpolar gap of the FL-1 electromagnet. The studied samples were made of U8 steel and ductile ferritic cast iron KCh 33-8, which were quenched at a furnace heating temperature of 1000 °C. The samples were tested by friction against fixed abrasive particles under constant load on Kh4-B friction machine according to the traditional method. The maximum effect in increasing wear resistance is observed after quenching the parts in a magnetic field. Low tempering slightly reduces wear resistance, which is caused by increased plasticity and changes in the fracture mechanisms. After quenching in magnetic field, tempering also in magnetic field allows one to maintain wear resistance at a higher level. After heat treatment in magnetic field, there is a decrease in breakouts and discoloration (brittle fracture) along the edges of scratches from abrasive particles. Statistical analysis

of the profiles of friction surfaces indicates a greater uniformity in the arrangement of structural barriers for the microstructure of steel treated with magnetic field. Comparative bench and field tests showed the effectiveness of heat treatment in magnetic field, which provides an increase in wear resistance of agricultural machine parts up to 1.4 times.

Keywords: wear resistance, durability, hardening, tempering, magnetic field, steel, cast iron, machine parts, tillage implements

Acknowledgements: The authors express their gratitude to the staff of the Chair of Materials Science and Metal Technology of the Don State Technical University for assistance in obtaining and discussing the results.

For citation: Pustovoi V.N., Dolgachev Yu.V. Wear resistance of machine parts after heat treatment in magnetic field. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):374–380. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-374-380>

ВВЕДЕНИЕ

Для многих машиностроительных деталей долговечность лимитируется допустимой степенью износа [1; 2]. Износ деталей может быть оценен различными способами [3; 4]: лабораторными методами, на стендовых установках и непосредственно в процессе эксплуатации. Реальные условия работы изделия не могут быть в полной мере достигнуты при исследованиях образцов в лаборатории, что затрудняет достоверную оценку долговечности деталей машин. Стендовые испытания позволяют учесть специфику конструкции, размеров детали и условий ее работы. Решающее значение для определения эксплуатационных характеристик деталей имеют полевые испытания [5]. Такой комплексный подход и применяли в настоящей работе для оценки износостойкости деталей машин после их термической обработки в магнитном поле (ТОМП). Результаты исследований оценивались с позиций данных ряда работ [6–9], в которых показано, что магнитное поле при термической обработке сталей приводит к значимым изменениям структуры и механических свойств.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сравнительные испытания износостойкости проводили на образцах диаметром 3 мм и длиной 15 мм после их термической обработки по традиционной схеме или по технологии ТОМП с наложением маг-

нитных полей напряженностью до 1500 кА/м, которые создавались в межполюсном пространстве электромагнитом ФЛ-1. Образцы для сравнительного анализа были изготовлены из стали У8 со структурой перлита и ковкого чугуна КЧ 33-8 с ферритной матрицей в лабораторных условиях. Закалку проводили от температуры нагрева в печи 1000 °С (время выдержки 10 мин). Такая температура выбиралась с целью получения у этих материалов одинакового размера действительного зерна аустенита и исключения влияния этого фактора на износостойкость. Образцы испытывали при трении о закрепленные абразивные частицы под постоянной нагрузкой на машине трения Х4-Б по традиционной методике [10]. Высоту неровностей рельефа поверхности износа определяли по данным записи профиля поверхности после испытания на износ с применением профилографа-профилометра «Калибр».

Натурные испытания проводили на примере деталей сельскохозяйственных машин и почвообрабатывающей техники на специальных стендах (рис. 1) с учетом назначения детали и реальных эксплуатационных нагрузок. Так, звездочки цепных передач комбайна и культиватора испытывали на износостойкость в сборе с элементами машины (валы, шпонки, цепь), составляющими соответствующий агрегат. Величину износа определяли на контурных рисунках изделия, полученных на большом проекторе БП-1 при пятикратном увеличении. Натурные испытания проводили также в условиях полевой эксплуатации комбайнов и культиваторов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 показаны изменения относительной износостойкости в зависимости от температуры отпуска, в которых можно усмотреть известную [11; 12] корреляцию с изменением твердости.

Данные рис. 3 позволяют провести сравнение изменения износостойкости стали У8 (отпуск при 150 °С, в течение 1 ч) и ферритного ковкого чугуна (отпуск при 180 °С, в течение 1 ч) после обработки по стандартному режиму и с наложением магнитного поля. Анализ полученных результатов был направлен на оценку относительных изменений износа $1/\epsilon$, вызванных влиянием ТОМП на протекание фазовых превращений. При этом не ставилась цель их обсуждения в аспекте фундамен-

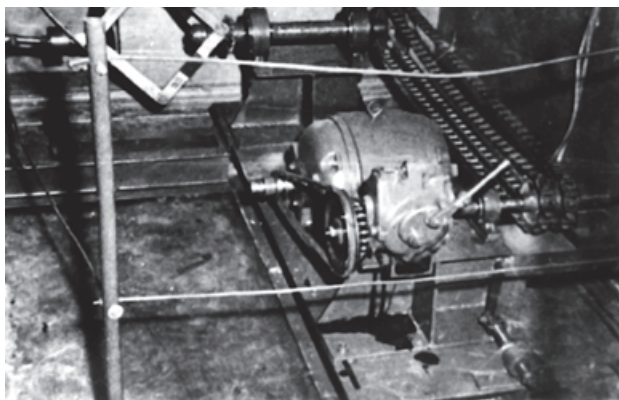


Рис. 1. Установка для стендовых испытаний звездочек цепных передач

Fig. 1. Installation for bench testing of chain drive sprockets

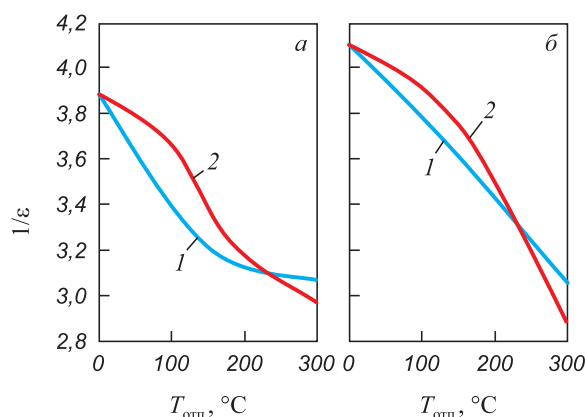


Рис. 2. Значения относительной износостойкости ковкого чугуна на ферритной основе после закалки без поля (а) и в магнитном поле (б):
1 – отпуск без поля; 2 – отпуск в магнитном поле

Fig. 2. Values of relative wear resistance of malleable cast iron on a ferritic base after hardening without magnetic field (a) and in it (b):
1 – tempering without magnetic field; 2 – tempering in magnetic field

тальных вопросов поверхностной прочности [13], многие из которых до сих пор остаются неясными. Целью настоящей работы является получение данных об износостойкости после термической обработки в магнитном поле на основе известных положений теории разрушения [14; 15], касающихся макроанализа типов повреждений, возникающих в результате воздействия абразива.

Повышение величины износа после низкотемпературного отпуска не было ожидаемым и, видимо, может объясняться ростом способности к пластической деформации и сменой механизма деструкции поверхности при трении. При этом наблюдается пластическая деформация (вытеснение) материала, которая приводит к образованию наплывов на кромке образца, подвергавшейся трению (рис. 4). В случае применения весового метода для оценки износа этот наплыв учитывается как не диспергированный, что ведет к малым отличиям в показателях износостойчивости. В свою очередь, применяемая в настоящей работе методика предполагает измерение длины образца при износе и позволяет исключить из результатов анализа области с отесненным металлом.

Магнитное поле тормозит распад мартенситной фазы при низком отпуске, поэтому в этом случае наблюдается меньшая степень износа по сравнению с обычным отпуском. Наибольший эффект в снижении степени износа наблюдается после режима закалки с наложением магнитного поля. Примечательно, что в дальнейшем после проведения низкотемпературного отпуска высокая износостойкость сохраняется (рис. 2, 3). В случае же отпуска в магнитном поле этот эффект дополнительно возрастает.

С целью выявления механизма воздействия термической обработки в магнитном поле на степень износа

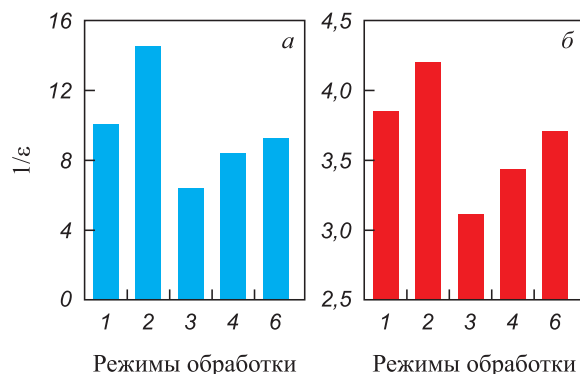


Рис. 3. Значения относительного износа после обработки стали У8 (а) и ферритного ковкого чугуна (б) при различных режимах:
1, 3 – обычная закалка; 2, 4, 5 – закалка с наложением магнитного поля; 3, 4 – обычный отпуск; 5 – отпуск с наложением магнитного поля

Fig. 3. Values of relative wear after treatment of U8 steel (a) and ferritic malleable iron (b) under various modes:
1, 3 – conventional quenching; 2, 4, 5 – quenching with the application of magnetic field; 3, 4 – conventional tempering; 5 – tempering with the application of magnetic field

было проведено исследование поверхности трения, которое показало, что имеет место обратная корреляция величины абразивной износостойкости и средней высоты неровностей R_z рельефа поверхности износа (рис. 5). Наблюдение макростроения поверхностей износа свидетельствует об уменьшении после ТОМП вырывов и выкрашиваний (хрупкого разрушения) по краям царапин от абразивных частиц.

На рис. 6 приведены фрагменты профилограмм, которые использовали как исходную информацию для вычисления по методике работ [16; 17] автокорреляционной функции (АКФ) отклонений профиля от

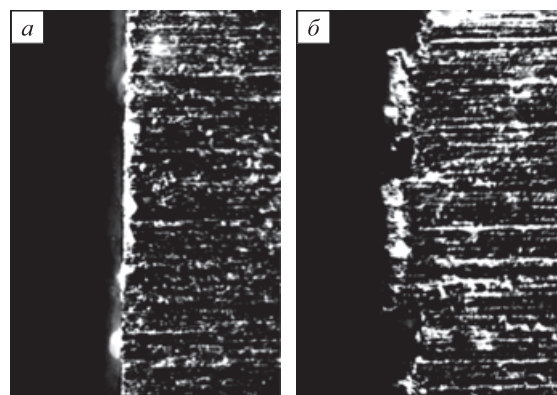


Рис. 4. Отеснение материала со стороны поверхности трения образца КЧ 33-8:
а – свежезакаленное состояние;
б – после закалки и низкого отпуска 180 °С

Fig. 4. Displacement of material from the friction surface of KCh 33-8 sample:
а – freshly quenched condition;
б – after quenching and low tempering (180 °С)

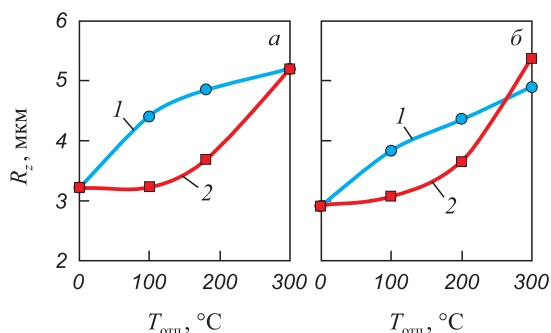


Рис. 5. Средняя высота неровностей рельефа поверхности износа после стандартного режима закалки (а) и ТОМП (б) образца КЧ 33-8:

1 – отпуск без магнитного поля; 2 – отпуск в магнитном поле

Fig. 5. Average height of unevenness of the wear surface relief after standard quenching mode (a) and heat treatment in magnetic field (HTMF) (б) of KCh 33-8 sample:

1 – tempering without magnetic field; 2 – tempering in magnetic field

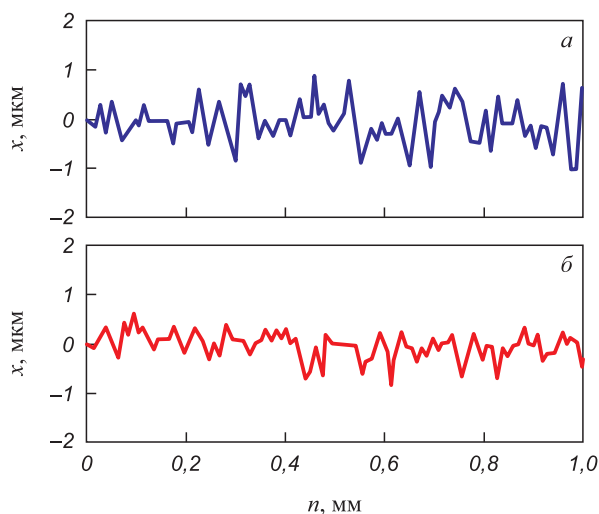


Рис. 6. Примеры профилей рельефа стали после абразивного износа:

а – стандартный режим закалки; б – ТОМП

Fig. 6. Examples of relief profiles of U8 steel after abrasive wear: а – standard quenching mode; б – HTMF

средней линии. При статистической обработке данных производилось усреднение по десяти реализациям полученных рельефов износа. Графики функций корреляции (корреллограммы) для поверхности образцов из стали У8, подвергшейся абразивному износу после закалки по стандартному режиму и ТОМП, приведены на рис. 7. В случае сталей после закалки АКФ имеют форму затухающих кривых, что говорит об отсутствии в профилях периодических составляющих. Затухающая форма кривых АКФ характерна для закаленной стали, подвергшейся износу; это свидетельствует об исчезновении периодической составляющей в профиле. При абразивном изнашивании рельеф поверхности образуется в результате ее многократного микро-резания последовательной чередой частиц абразива.

При этом неупорядоченные зерна различного размера формируют на поверхности шероховатость, которая имеет в своем профиле случайную составляющую. Величина АКФ $K_x(0)$ при нулевом значении аргумента представляет собой дисперсию случайного процесса абразивного изнашивания (то есть среднеквадратическое отклонение профиля от средней линии). А величина аргумента $m(0)$ при нулевом значении АКФ – это интервал корреляции функции отклонения профиля от его средней линии (то есть максимальное расстояние, на котором еще наблюдается их взаимосвязь).

На рис. 7 видно, что воздействие внешним магнитным полем в процессе закалки изменяет статистические параметры профиля $K_x(0)$ и $m(0)$ и, соответственно, спектр анализируемого стохастического процесса. Интервал корреляции уменьшается, что говорит о сокращении дистанции между структурными препятствиями, блокирующими развитие процессов резания абразивом на микроуровне. Это происходит за счет увеличения количества структурных барьеров из-за действия следующих факторов: повышения дисперсности мартенсита при закалке в магнитном поле, выделения мелких карбидов непосредственно в процессе закалочного охлаждения, увеличения сегрегации атомов углерода на дефектах кристаллического строения. Эти явления подробно описаны и обоснованы в ранее выполненных исследованиях [5 – 9]. Такие препятствия характеризуются «полупроницаемостью» [18], поэтому деформация может передаваться по эстафете в соседние объемы кристалла, что приводит к релаксации напряжений и уменьшению склонности к хрупкому выкрашиванию при контакте с абразивом [19; 20]. Экспериментальные данные подтверждают такие выводы тем, что наблюдается уменьшение

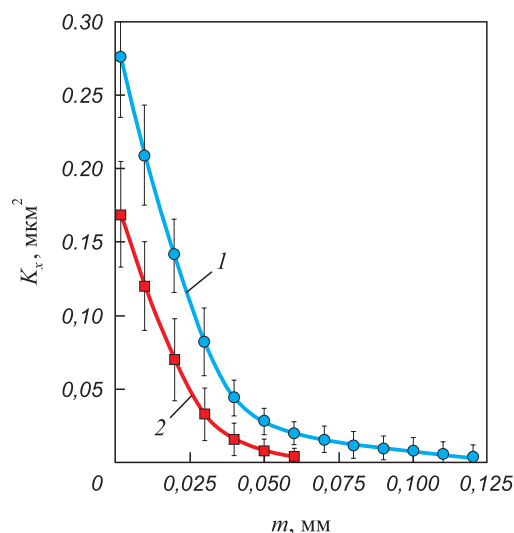


Рис. 7. Корреллограммы поверхностей износа для стали У8: 1 – стандартный режим закалки; 2 – ТОМП

Fig. 7. Corellograms of wear surfaces for U8 steel: 1 – standard quenching mode; 2 – HTMF

Результаты сравнительных испытаний деталей сельскохозяйственных машин

Results of comparative tests of agricultural machine parts

Машина	Деталь		Режим термической обработки	Износ профиля за 250 ч испытаний, мм
	Наименование	Материал		
Зерноуборочный комбайн	Звездочка узла привода элеватора	СЧ18	Закалка с нагревом токами высокой частоты, самоотпуск при 380 °С	$1,27 \pm 0,09$
			Закалка с нагревом токами высокой частоты, но с охлаждением при закалке в магнитном поле напряженностью 1,44 МА/м, самоотпуск при 380 °С	$0,84 \pm 0,09$
	Звездочка привода транспортера	сталь 40	Закалка с нагревом токами высокой частоты, после горячей прокатки, отпуск при 250 °С	$0,64 \pm 0,09$
			Закалка с нагревом токами высокой частоты, после горячей прокатки, но с охлаждением при закалке в магнитном поле напряженностью 1,44 МА/м, отпуск при 250 °С	$0,41 \pm 0,05$
Культиватор	Звездочка	СЧ18	Закалка с нагревом токами высокой частоты, самоотпуск при 380 °С	$1,44 \pm 0,11$
			Закалка с нагревом токами высокой частоты с охлаждением при закалке в магнитном поле напряженностью 1,44 МА/м, самоотпуск при 380 °С	$1,09 \pm 0,07$

значения среднеквадратического отклонения профиля от среднего положения. А снижение параметров $K_x(0)$ и $m(0)$ характеризует анализируемый спектр как более однородный, то есть свидетельствует, что для микро-структуры стали, обработанной по режиму ТОМП, характерна большая равномерность в расположении структурных барьеров.

Наряду с лабораторными были проведены сравнительные стендовые и полевые испытания деталей в условиях эксплуатации зерноуборочных комбайнов

и культиваторов различных типов. В таблице приведены данные о результатах сравнительных испытаний деталей после стандартной термической обработки и ТОМП. Данные испытаний являются среднестатистическими величинами соответствующих свойств, полученными в результате измерений на 20 – 35 деталях с вычислением доверительных интервалов при вероятности 0,95.

На рис. 8 представлены результаты измерения износа профиля зуба звездочки (максимальная вели-

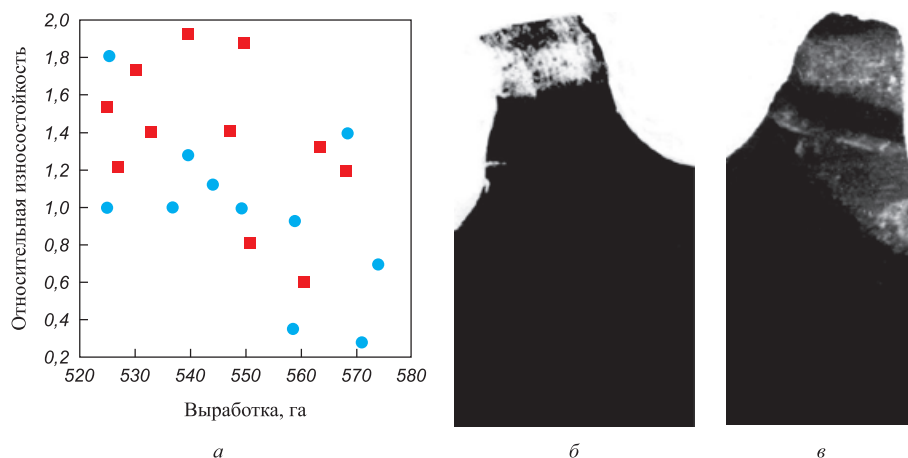


Рис. 8. Относительная износостойкость (а), профиль зуба звездочки из серого чугуна, термически обработанной по серийному режиму (б) и режиму ТОМП (в) после полевых испытаний:
● – серийный режим; ■ – ТОМП

Fig. 8. Relative wear resistance (a), tooth profile of a sprocket made of gray cast iron, heat-treated in the serial mode (b) and HTMF mode (c) after field tests:
● – serial mode; ■ – HTMF

чина в направлении, нормальном образующей зуба). Наблюдения проводили за работой семи комбайнов (на один комбайн устанавливали две звездочки: одну после обработки по стандартному режиму, другую после ТОМП), отработавших за сезон в среднем по 550 га, и восьми культиваторов, отработавших от 260 до 285 га. Несмотря на малое количество и неизбежную вариабельность данных, что характерно для постановки эксплуатационных испытаний на долговечность, эффективность термической обработки в магнитном поле, обеспечивающей прирост износостойкости на 35 – 40 %, вполне очевидна.

Выводы

Применение технологии термической обработки в магнитном поле позволяет эффективно реализовать резервы долговечности деталей машин. Увеличение показателей износостойкости характеризует ТОМП как перспективный комбинированный метод упрочнения. Свойства, определяющие долговечность деталей машин, повышаются в 1,3 – 1,5 раза, что обусловлено положительным влиянием ТОМП на процессы структурных и субструктурных изменений при фазовых переходах с воздействием внешнего магнитного поля. И хотя наблюдаемый эффект от применения технологии ТОМП не дает значительного повышения эксплуатационных показателей, все же фиксируемый их прирост определяет техническую и экономическую целесообразность ее применения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Trukhanska O. Technological methods of increasing wear resistance and durability of details. *Machinery, Energy, Transport of Agro-Industrial Complex*. 2020;(4(111)): 109–115. <https://doi.org/10.37128/2520-6168-2020-4>
2. Yakovleva A.P. Improving the durability of machine parts using a combined method. *Materials Science Forum*. 2019; 946:37–41. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.37>
3. Neale M.J., Gee M. A Guide to Wear Problems and Testing for Industry. William Andrew; 2001:157.
4. Bayer R.J. Mechanical Wear Fundamentals and Testing, Revised and Expanded. CRC Press; 2004:416.
5. Full-Scale Fatigue Testing of Components and Structures. Marsh K.J. ed. Butterworth-Heinemann; 2013:346.
6. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. Магнитная гетерогенность аустенита и превращения в сталях. Ростов-на-Дону: Донской государственный технический университет; 2021:198.
7. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. О природе мест зарождения мартенсита при закалке стали. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(2):109–114. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-2-109-114>
8. Pustovoit V.N., Dolgachev Y.V., Aref'eva L.P. Changes in the structure of steel during quenching in a magnetic field. *Materials Science Forum*. 2020;989:79–84. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.989.79>
9. Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V. Structural state of martensite and retained austenite in carbon steels after quenching in magnetic field. *Metal Science and Heat Treatment*. 2023;64:688–692. <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00873-7>
10. Хрущев М.М., Бабищев М.А. Абразивное изнашивание. Москва: Наука; 1970:251.
11. Анцупов А.В., Анцупов А.В., Анцупов В.П. Теория и практика обеспечения надежности деталей машин по критериям кинетической прочности и износостойкости материалов. Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова; 2015:308.
12. Повышение надежности, долговечности и износостойкости рабочих органов дорожно-строительных машин / А.П. Щербаков, О.В. Кузьмин, А.А. Абросимова, А.А. Петров. Санкт-Петербург: Петрополис; 2022:343.
13. Зинченко В.М. Основы технологического обеспечения стабильности, прочности и долговечности деталей машин. Москва: Московский государственный индустриальный университет; 2014:217.
14. Разрушение конструкционных сталей / А.М. Токмин, О.А. Масанский, Л.А. Свечникова, В.И. Темных. Красноярск: Сибирский федеральный университет; 2023:228.
15. González-Velázquez J.L. Fractography and Failure Analysis. Switzerland: Springer International Publishing; 2018:165.
16. Табенкин А.Н., Тарасов С.Б., Степанов С.Н. Текстура поверхности и ее измерение. Шероховатость, волнистость, профиль, топография. Санкт-Петербург: Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого; 2018:265.
17. Gohar R., Rahnejat H. Fundamentals of Tribology. World Scientific; 2018:520.
18. Бернштейн М.Л. Прочность стали. Москва: Металлургия; 1974:199.
19. Wang Y., Yuan L., Zhang S., Sun C., Wang W., Yang G., Li Q., Wei Y. The influence of combined gradient structure with residual stress on crack-growth behavior in medium carbon steel. *Engineering Fracture Mechanics*. 2019;209: 369–381. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.01.037>
20. Sánchez-Huerta D., López-Perrusquia N., García E., Hile-rio-Cruz I., Flores-Martínez M., Doñu-Ruiz M.A., Muhl S. Micro-abrasive wear behavior by the ball cratering technique on AISI L6 steel for agricultural application. *Materials Letters*. 2021;283:128904. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128904>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Виктор Николаевич Пустовойт, д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение и технологии металлов», Донской государственный технический университет

ORCID: 0000-0001-6999-3520

E-mail: pustovoyt45@gmail.com

Юрий Вячеславович Долгачев, д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение и технологии металлов», Донской государственный технический университет

ORCID: 0000-0002-8558-1136

E-mail: ydolgachev@donstu.ru

Viktor N. Pustovoyt, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Materials Science and Metal Technology, Don State Technical University

ORCID: 0000-0001-6999-3520

E-mail: pustovoyt45@gmail.com

Yuri V. Dolgachev, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Materials Science and Metal Technology, Don State Technical University

ORCID: 0000-0002-8558-1136

E-mail: ydolgachev@donstu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. Н. Пустовойт – формирование основной концепции, цели и задач исследования; научное руководство, доработка текста, формирование выводов.

Ю. В. Долгачев – подготовка образцов для исследования, получение экспериментальных данных, проведение расчетов, подготовка и корректировка текста.

V. N. Pustovoyt – formation of the main concept, goal and objectives of the research; scientific guidance, revision of the text, formation of conclusions.

Yu. V. Dolgachev – preparation of the samples, obtaining experimental data, performing calculations, writing and correcting the text.

Поступила в редакцию 02.09.2025

После доработки 23.10.2025

Принята к публикации 01.04.2026

Received 02.09.2025

Revised 23.10.2025

Accepted 01.04.2026



УДК 669.017: 539.8

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-381-393



Оригинальная статья

Original article

СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЗАКАЛЕННОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ЗАЭВТЕКТОИДНОГО СОСТАВА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ

С. А. Невский[✉], В. Е. Громов, М. А. Порфирьев,
Л. П. Башченко, Д. Д. Михайлов, П. В. Джемела

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

✉ nevskiy.sergei@yandex.ru

Аннотация. Авторы изучили пластическую деформацию рельсовой стали в условиях растяжения и сжатия. В условиях деформации растяжения после достижения предела текучести 1037,9 МПа наблюдается параболическая стадия упрочнения, а далее – стадия предразрушения. В условиях деформации сжатия разрушения материала не происходит, наблюдается только линейная стадия упрочнения. Предел текучести на сжатие составил 1034,2 МПа. Полученные результаты изучены с привлечением автоволновой модели пластичности, в которой были введены три параметра порядка. Первый параметр порядка является амплитудой неустойчивой моды неупругой деформации. Вторым параметром порядка является амплитуда упругих деформаций, которая характеризует изменение объема материала при деформации. Третьим управляющим параметром порядка является амплитуда кривизны решетки. Первые два параметра порядка отвечают за формирование автоволны, а третий определяет ее тип и характер распространения. На основе анализа уравнений кинетики параметров порядка установлено, что наличие кривизны решетки приводит к замедлению образования как бегущих, так и статических полос локализации деформации на линейной и параболической стадиях соответственно. Показано, что кривизна влияет на распространение бегущего автосолитона. Если при $\theta = 0$ автосолитон не затухает, то при $\theta > 0$ наблюдается затухание бегущего автосолитона. Сделано предположение, что отсутствие разрушения рельсовой стали при сжатии после окончания линейной стадии обусловлено формированием сначала нерегулярного волнового паттерна, а затем бегущего затухающего автосолитона.

Ключевые слова: заэвтектонидная рельсовая сталь, параметры порядка, кривизна решетки, автосолитон, стадии пластической деформации

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20020, <https://rscf.ru/project/25-29-20020/> и Кемеровской области – Кузбасса.

Для цитирования: Невский С.А., Громов В.Е., Порфирьев М.А., Башченко Л.П., Михайлов Д.Д., Джемела П.В. Стадии пластической деформации закаленной перлитной стали заэвтектонидного состава при растяжении и сжатии. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):381–393. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-381-393>

STAGES OF PLASTIC DEFORMATION OF QUENCHED PEARLITIC STEEL OF HYPEREUTECTOID COMPOSITION UNDER TENSION AND COMPRESSION

S. A. Nevskii[✉], V. E. Gromov, M. A. Porfirev,
L. P. Bashchenko, D. D. Mikhailov, P. V. Dzhemela

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

✉ nevskiy.sergei@yandex.ru

Abstract. The authors studied plastic deformation of rail steel under tension and compression conditions. Under the conditions of tensile deformation, after reaching a yield strength of 1037.9 MPa, a parabolic hardening stage is observed, followed by a pre-fracture stage. Under conditions of compression deformation, material destruction does not occur, only a linear hardening stage is observed. The compressive yield strength was 1034.2 MPa. The results obtained were discussed using an autowave plasticity model, in which three order parameters were introduced. The first order parameter is the amplitude of unstable mode of inelastic deformation. The second order parameter is the amplitude of elastic deformations,

which characterizes the change in the material volume during deformation. The third (control) order parameter is the amplitude of the lattice curvature. The first two order parameters are responsible for the formation of an autowave, and the third determines its type and nature of propagation. Based on the analysis of the kinetic equations of the order parameters, it was established that the presence of lattice curvature leads to a slowdown in the formation of both running and static deformation localization bands at the linear and parabolic stages, respectively. It is shown that the curvature affects the propagation of a running autosoliton. If at $\theta = 0$ the autosoliton does not damp, then at $\theta > 0$ the attenuation of the running autosoliton is observed. It is assumed that the absence of rail steel destruction of during compression after the end of the linear stage is due to the formation of an irregular wave pattern first, and then due to a running damping autosoliton.

Keywords: hypereutectoid rail steel, order parameters, lattice curvature, autosoliton, stages of plastic deformation

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Scientific Foundation, grant No. 25-29-20020, <https://rscf.ru/project/25-29-20020/>.

For citation: Nevskii S.A., Gromov V.E., Porfirev M.A., Bashchenko L.P., Mikhailov D.D., Dzhemela P.V. Stages of plastic deformation of quenched pearlitic steel of hypereutectoid composition under tension and compression. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):381–393.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-381-393>

ВВЕДЕНИЕ

В современных условиях эксплуатации железных дорог увеличение скорости движения поездов и нагрузок на колесную пару предъявляют дополнительные требования к основному элементу верхнего строения пути – рельсам. Особое внимание уделяется снижению бокового износа, поскольку именно он в большинстве случаев является причиной выведения рельсов из эксплуатации в криволинейных участках пути [1; 2].

Для обеспечения дальнейшего прогресса железных дорог требуется разработка новых рельсовых сталей с повышенными износостойкостью и контактно-усталостной выносливостью заэвтектоидного химического состава. Однако повышение содержания углерода в стали приводит к нежелательному охрупчиванию по границам зерен из-за образования цементитной сетки на прежних границах зерен аустенита [3]. Для подавления этого эффекта обычно применяют легирование кремнием или ванадием. Так, например, в работе [4] сообщается о более высокой износостойкости стали, легированной ванадием, по сравнению с нелегированной перлитной сталью, при примерно одинаковой твердости. Однако этого недостаточно для предотвращения появления крупных частиц цементита [5] в перлитной структуре. Таким образом, помимо легирования карбидообразующими элементами необходимо совершенствование технологий дифференцированной термической обработки рельсовой стали. В работе [6] предлагается термическая обработка рельсов из стали заэвтектоидного состава с прокатного нагрева ($650 - 900^\circ\text{C}$), которая заключается в ускоренном охлаждении со скоростью $1,0 - 5,0^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры $400 - 550^\circ\text{C}$, а затем в самопроизвольном охлаждении на воздухе до комнатной температуры. Твердость рельсовой стали после такой обработки составляет 420 НВ, а потери на износ – 0,2 г. В работе [7] предлагается способ термической обработки рельсов, который снижает вероятность образования цементитной сетки. Его суть заключается в том, что сначала проводятся нагрев прокатанного или термически обработанного рельса из заэвтектоидной стали до температуры выше 900°C и поддержание температуры для получения аустенитной структуры.

Затем проводят первое охлаждение в течение $30 - 50$ с со скоростью примерно $8 - 10^\circ\text{C}/\text{с}$ до $600 - 630^\circ\text{C}$. Потом охлаждают до конечной температуры ниже 400°C с другой скоростью охлаждения и, наконец, проводят естественное охлаждение до комнатной температуры [7]. Результаты исследования структуры рельсов показывают, что такой способ термической обработки позволяет эффективно снизить выделение цементитной сетки и улучшить механические свойства.

Об эффективности того или иного способа повышения механических и трибологических свойств рельсов говорит их поведение в процессе эксплуатации. Как известно, при воздействии колес в головке рельсов (в зоне контакта) возникают сжимающие и растягивающие напряжения [8; 9], которые приводят к деградации структуры стали [10] и, как следствие, к разрушению рельса. Поэтому необходимо проведение различных механических испытаний с целью выявления пластических, прочностных и трибологических свойств стали рельсов. В работе [11] проведен сравнительный анализ механических свойств эвтектоидной R350HT и заэвтектоидной R335V рельсовых сталей. Показано, что способность стали R335V к деформационному упрочнению выше, чем рельсовой стали R350HT. По мнению авторов работы [11], это связано с большим размером зерен перлита. В работе [12] проведено сравнение повреждений и эволюции микроструктуры эвтектоидных и заэвтектоидных рельсовых сталей при контакте качения и скольжения. Установлено, что по сравнению с рельсом эвтектоидного состава заэвтектоидный рельс имел меньшие потери на износ, но большую длину контактно-усталостных трещин, что подтверждается результатами работы [13]. В работе [14] представлены результаты исследований методом качения-скольжения износа заэвтектоидной рельсовой стали в условиях низких температур. Выявлено, что по сравнению со сталями эвтектоидного состава заэвтектоидная рельсовая сталь обладает лучшей износостойкостью и лучшей стойкостью к контактной усталости качения (RCF) при комнатной температуре, а также лучшей износостойкостью, но худшей стойкостью к RCF при низкой температуре. В работе [15] установлено, что пластическая деформация сжатием доэвтектоидной стали состоит из

пяти стадий: стадия I – переходная, которая следует за пределом упругости и показывает рост коэффициента деформационного упрочнения; стадия II с постоянным или почти постоянным высоким упрочнением; стадии III и IV, где коэффициент деформационного упрочнения уменьшается; стадия V с очень низким и постоянным коэффициентом упрочнения.

Ранее задача о нахождении стадий пластической деформации при растяжении и сжатии в заэвтектоидных рельсовых сталях не ставилась. В связи с вышеизложенным, исследования, посвященные установлению природы и механизмов стадийности пластической деформации заэвтектоидной рельсовой стали, являются актуальными.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования была выбрана заэвтектоидная перлитная сталь Э90ХАФ следующего химического состава (мас. %): С 0,92; Мн 0,81; Si 0,41; V 0,10; N 0,012; P 0,011; S 0,004; Al 0,003; Ti 0,003; Ni 0,15; Cu 0,08; Cr 0,34; остальное – железо.

Образцы для испытаний на растяжение и сжатие готовили из головки рельсов категории ДТ400ИК до их эксплуатации. Образцы на растяжение цилиндрической формы, длина рабочей части 30 мм, диаметр 6 мм. Размеры образцов на сжатие призматической формы 5×5×10 мм.

Испытания на растяжение проводились на универсальной испытательной машине ZWICK-ROELL Z-250 со скоростью 0,008 с⁻¹. Деформация сжатием проводилась на универсальной электромеханической испытательной машине SUBRAMAX PM BC-50-A-1-0,2-II со скоростью деформации 8,3·10⁻⁴ с⁻¹. В ходе испытаний записывалась кривая деформирующее усилие – удлинение (или укорочение), которая затем перестраивалась в кривую напряжение – деформация. Выявление и анализ стадий пластической деформации проводились с помощью уравнения Людвига:

$$\sigma = \sigma_{0,2} + K\varepsilon^n,$$

где $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести; K – коэффициент упрочнения; n – коэффициент, $n = 0$ соответствует площадке текучести, $n = 1$ – линейному деформационному упрочнению, $n \approx 1/2$ – стадии параболического деформационного упрочнения, $n < 1/2$ – стадии предразрушения.

Образцы на растяжение и сжатие исследовались с помощью сканирующего электронного микроскопа KYKY-Em 6900 с приставкой для рентгеноспектрального анализа. У образцов на растяжение исследовали поверхность разрушения, у образцов на сжатие – боковую поверхность. Используемый микроскоп позволяет получать изображения во вторичных и первичных (упруго отраженных) электронах и в характеристическом рентгеновском излучении.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены кривые зависимости напряжение – деформация при растяжении и сжатии. Условный предел текучести на растяжение составляет 1037,9 МПа, а значение предела прочности – 1472,33 МПа. Максимальная деформация при его достижении составляет 6,6 %. Анализ кривой растяжения (рис. 1, а) показал, что стадии площадки текучести и линейного деформационного упрочнения не наблюдаются. После достижения предела текучести наблюдается переход в стадию параболического упрочнения, а затем в стадию предразрушения. Зависимость σ – ε на стадии параболического упрочнения описывается уравнением $\sigma = 1037,9 + 20\,029\varepsilon^{0,5}$ МПа с коэффициентом корреляции 0,9683, тогда как на стадии предразрушения – $\sigma = 1037,9 + 20\,029\varepsilon^{0,1023}$ МПа с коэффициентом корреляции 0,7566.

При сжатии (рис. 1, б) предел текучести составляет 1034,2 МПа. После его достижения наблюдается стадия линейного упрочнения, которая описывается уравнением $\sigma = 1034,2 + 2135,5\varepsilon$ МПа с коэффициентом корреляции 0,9976. Разрушения образца не наблюдается. Максимальное напряжение составляет 1714,56 МПа при деформации образцов 31,98 %, что свидетельствует о сильной деформируемости заэвтектоидной рельсовой стали.

На рис. 2 представлены фрактограммы поверхности разрушения рельсовой стали при растяжении в различных увеличениях.

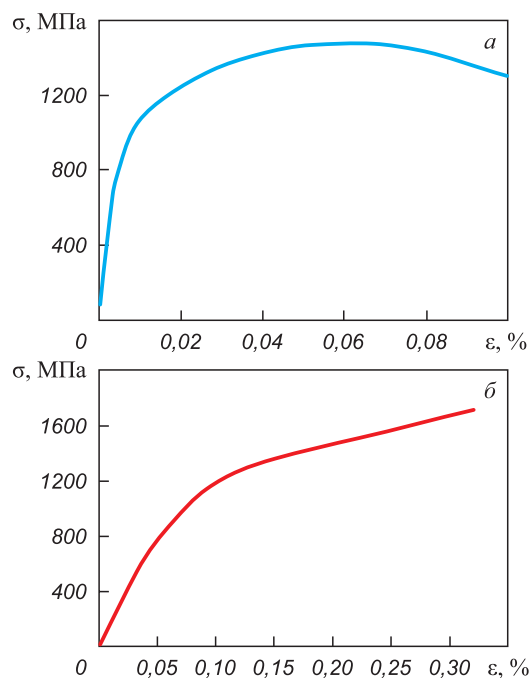


Рис. 1. Деформационные кривые заэвтектоидной рельсовой стали при растяжении (а) и сжатии (б)

Fig. 1. Deformation curves of hypereutectoid rail steel under tension (a) and compression (b)

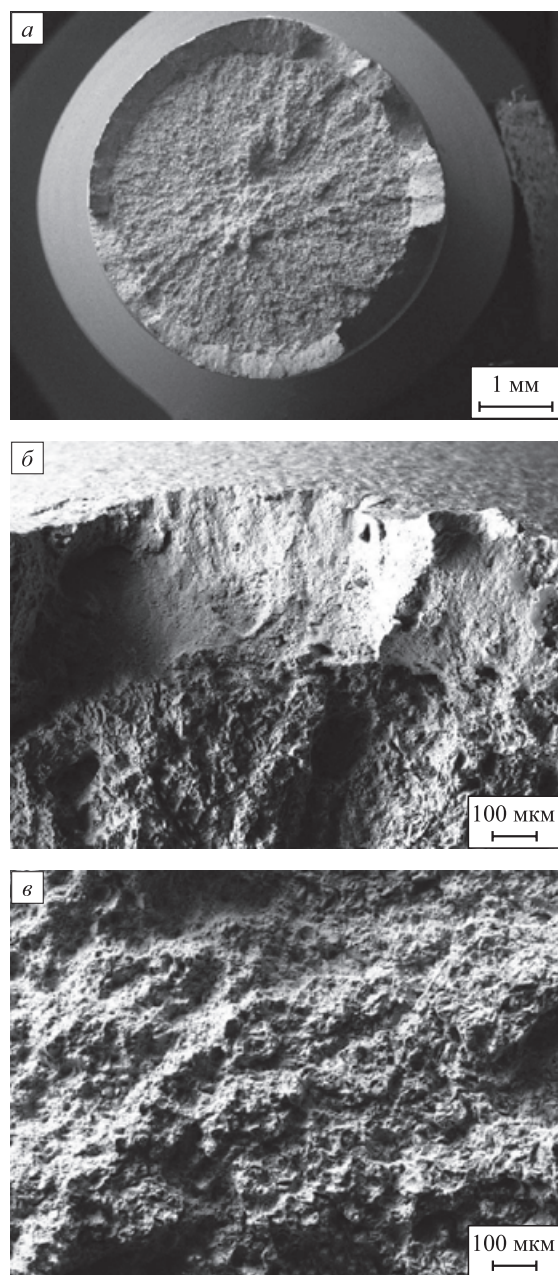


Рис. 2. Фрактограммы поверхности разрушения рельсовой стали при растяжении:

a – общий вид; *б* – край образца; *в* – центральная часть

Fig. 2. Fractograms of the fracture surface of rail steel under tension:

a – general view; *б* – sample edge; *в* – sample central part

Для рельсовой стали наблюдается классическая картина вязкого излома типа «чашечки» [16] с волокнистой зоной в центральной части образца (рис. 2, *a*, *в*), а также с зоной среза и радиальной зоной (рис. 2, *б*) на краях образца. Подобные картины описаны в работе [11]. Причиной формирования такого рельефа поверхности, по-видимому, является то, что разрушение происходит по границам зерен.

Результаты электронно-микроскопических исследований рельсовой стали до эксплуатации при разных степенях деформации сжатия представлены на рис. 3.

В исходном состоянии (до деформации (рис. 3, *a*)) структура представлена мелкодисперсным пластинчатым перлитом 2 балла, карбидной сеткой 1 балла и мелкими разрозненными участками феррита 1 балла, оцениваемыми соответственно по шкалам 1, 5 и 7 ГОСТ 8233 – 56. Отметим также, что материал содержит включения размерами примерно 15 – 17 мкм. На электронно-микроскопических изображениях обнаружен перлит с искривленными пластинами цементита, объемная доля которого составляет 7,8 % (рис. 3, *a*). На стадии линейного упрочнения доля такого перлита увеличивается: так, при степени деформации 0,15 его объемная доля составляет 9 % (рис. 3, *б*), тогда как при степени деформации 0,3198 – 13,5 % (рис. 3, *в*).

Морфология поверхности излома образцов на растяжение и наличие в микроструктуре образцов рельсовой стали на сжатие искривленных границ цементита указывают на появление в материале трансляционно-ротационных вихрей [17; 18]. Используемая в работе [18]

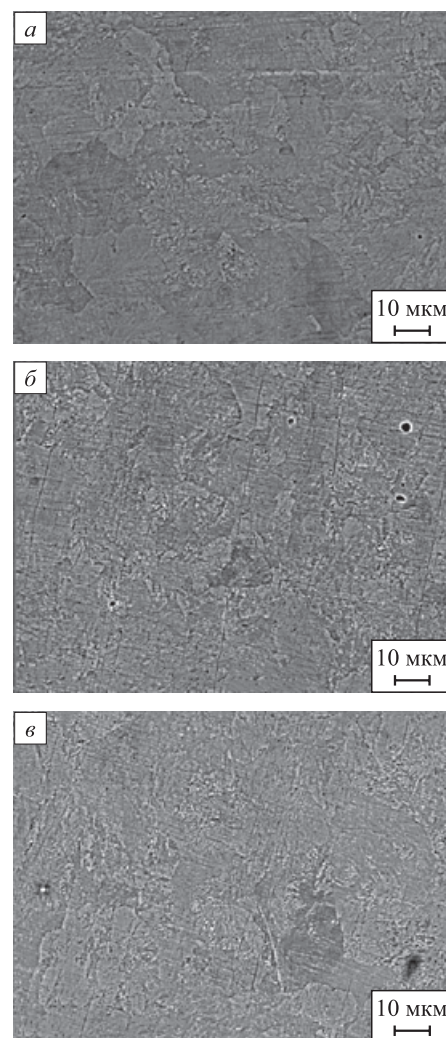


Рис. 3. Микроструктура рельсовой стали без деформации (*a*) и при степени деформации сжатия 15 (*б*) и 31,98 % (*в*)

Fig. 3. Microstructure of rail steel without deformation (*a*) and with a degree of compression deformation of 15 (*б*) and 31.98 % (*в*)

аналогия с движением вихревой нити в жидкости [19] позволила заключить, что носителями пластичности материала являются солитоны кривизны, которые описываются уравнением $\chi(s, t) = 4\beta \operatorname{sech}[2\beta(s + 4vt)]$ (где χ – кривизна решетки; $\beta = \sigma_{zz}/(Ed)$; σ_{zz} – компонента тензора напряжений, возникающих при появлении зоны кривизны решетки; d – ширина зоны кривизны решетки; E – модуль упругости; $4v$ – скорость распространения трансляционно-ротационного потока; s – текущая координата; t – время). Этот солитон является решением нелинейного уравнения Шредингера [20], получившегося при анализе вихревых движений жидкости. По мнению авторов работ [18; 19], разрушение материалов обусловлено тем, что солитоны кривизны генерируют трещину при условии, что термодинамический потенциал Гиббса в зоне кривизны становится положительным и материал испытывает структурно-фазовый распад. Идеи об уединенных волнах – носителях разрушения выдвигались ранее [21]. В работе [21] показано, что солитон разрушения представляет собой ячейку, которая перемещается по материалу с конечной скоростью. Попаданием частицы в такую ячейку авторы работы [21] объясняют сверхглубокое проникание при облучении.

Другая точка зрения [22; 23] базируется на том, что пластическое течение материалов протекает локализованным образом через формирование и развитие автоволн пластичности. Каждой стадии пластической деформации соответствует свой тип автоволны [22]. Стадии площадки текучести соответствует волна переключения. На стадии линейного упрочнения наблюдаются фазовые автоволны, а на параболической – стационарные диссипативные структуры [22; 23]. Наконец, на стадии предразрушения возникает коллапс автоволны, который выражается в стягивании очагов локализации к месту возникновения трещины [22; 23]. В работе [22] показано, что закон дисперсии волн пластичности зависит от стадии деформации и связан с параметрами соответствующей ей дислокационной субструктуры. В работе [23] установлено, что на стадии предразрушения очаги локализации представляют собой бегущие автосолитоны, дисперсионное соотношение которых $\omega \sim k^3$. Применительно к заэвтектоидной рельсовой стали, как уже указывалось выше, при испытаниях на растяжение после достижения предела текучести наблюдается переход к стадии параболического упрочнения, а затем к предразрушению. Согласно мнению авторов работ [22; 23], эти стадии сопровождаются формированием стационарной диссипативной структуры и коллапсом автоволны.

Вышеизложенные модели пластического течения и разрушения материалов не дают ответа на вопрос о том, почему при испытаниях на сжатие такие материалы, как рельсовая сталь, алюминий не разрушаются. Если следовать модели [18], то можно сделать вывод о том, что разрушение при сжатии не наступает из-за

того, что условия для возникновения устойчивого солитона кривизны Захарова-Шабата не наступают. С точки зрения автоволновой модели [22; 23] можно предположить, что разрушение рельсовой стали при сжатии не наступает вследствие отсутствия условий для образования бегущего автосолитона.

Одной из гипотез, которая объясняет то, что разрушения материала при сжатии не происходит, является комбинированная автоволновая модель, в которой учитывается кривизна решетки. Деформируемая подсистема, как и в работе [24], описывается двумя параметрами порядка. Первый параметр порядка $q(x, t)$ имеет смысл амплитуды наиболее неустойчивой моды пластической деформации $\varepsilon_{pl} = \varepsilon_{pl0} q(x, t) [\exp(ik_1 x) + \exp(-ik_1 x)]$, а второй параметр $p(x, t)$ порядка – амплитуды неустойчивой моды упругой деформации $\varepsilon_{el} = \varepsilon_{el0} p(x, t) [\exp(ik_2 x) + \exp(-ik_2 x)]$. Кривизна решетки будет играть роль внешнего управляющего параметра. Остановимся на этом подробнее. Согласно [25], учет влияния внутренней структуры требует введения в потенциальную энергию деформации дополнительного члена вида $U_R = -\mu R^2/4$ (где R – переменная, имеющая смысл квадрата кривизны линии [25]; μ – параметр, характеризующий «поляризуемость» среды в поле кривизны). Тогда плотность потенциальной энергии будет иметь вид

$$U = U_1(q, p, t) + U_2(q, p, t) + U_R, \quad (1)$$

где U – потенциальная энергия деформации; U_1 – вклад в потенциальную энергию от динамических неупругих смещений; U_2 – вклад в потенциальную энергию от упругих смещений.

Уравнения кинетики параметров порядка, получающиеся из уравнения Ландау-Халатникова $t_i \frac{\partial \eta_i}{\partial t} = -\frac{\delta U}{\delta \eta_i}$, $\eta = (q, p)$, имеют вид

$$\begin{aligned} t_q \frac{\partial q}{\partial t} &= Q(q, p, t) + l_q^2 \frac{\partial^2 q}{\partial x^2}; \\ t_p \frac{\partial p}{\partial t} &= P(q, p, t) + l_p^2 \frac{\partial^2 p}{\partial x^2}, \end{aligned} \quad (2)$$

где Q и P – функции источников; t_q , t_p и l_q , l_p – характерные времена и характерные длины изменения параметров порядка p и q .

Функции источников имеют следующий вид:

$$\begin{aligned} Q(q, p, t) &= (a_q - c_q p)q + b_q q^2 - q^3; \\ P(q, p, t) &= (-1 + c_p q)p - p^3 + \theta, \end{aligned} \quad (3)$$

где $\theta = R^2(\delta\mu/\delta p)$.

Знак вариационной производной $\delta\mu/\delta p$ будет определять знак управляющего параметра θ . При $\theta = 0$ наблюдается единственное устойчивое решение $p = 0$, в котором будет наблюдаться минимум потенциаль-

ной энергии. Если $\theta > 0$, то происходит его смещение в точку $p_\theta \approx 0$ и значение потенциальной энергии при $q = 0$ в этой точке меньше нуля.

Условия устойчивости однородных стационарных решений систем (2) – (3) при $\theta = 0$ приведены в работах [24; 26]. В настоящей работе рассматриваются условия возникновения автосолиитонов различного типа на стадиях линейного и параболического упрочнения, а также на стадии предразрушения. Автосолиитоны образуются при условии неустойчивости стационарного состояния системы относительно неоднородных возмущений с конечным значением амплитуды [26]. Это возможно при следующих условиях для первой подсистемы:

$$Q'_p < 0, P'_q > 0 \text{ и } \tau = \frac{t_q}{t_p} \ll 1, l = \frac{l_q}{l_p} \ll 1. \quad (4)$$

При $\tau < l$ возникают бегущие автосолиитоны, а при $\tau > l$ – статические [26]. С учетом этих факторов системы (2), (3) решались с помощью неявной разностной схемы при следующих начальных условиях:

$q = q_0 + \Delta q \exp[-\sigma_q(x - x_0)^2]$, $p = p_0 + \Delta p \exp[-\sigma_p(x - x_0)^2]$ (где $q_0 = p_0 = 0$ – начальные значения параметров порядка; $\Delta q, \Delta p$ – амплитудные значения возмущений). На границах расчетной области 0 и L задавалось условие отсутствия потоков параметров порядка (граничное условие Неймана). На рис. 4 представлены распределения параметров порядка q и p на стадии линейного упрочнения при $a_q = 0,01$; $b_q = 0,3$; $c_q = 0,1$; $c_p = 20$; $\tau = 0,01$; $l = 0,2$. На этой стадии при $\theta = 0$, как показывают результаты работы [24], формируется система движущихся полос (рис. 4, а, б, кривая 1). При этом перед фронтом первой полосы $q = p = 0$, а за фронтом параметры порядка уменьшаются до $q \approx 0,0028$ и $p \approx 0,0253$. Неустойчивость решения $q = p = 0$ приводит к росту сначала переменной q , а затем и переменной p , образуется вторая, а за ней и третья полоса. Эти полосы движутся с одинаковой скоростью. При значении θ , равном 0,01 и 0,015, картина распределения параметров порядка качественно не изменяется (рис. 4, а, б, кривые 2, 3), только перед первой полосой $q = 0$ и $p \approx 0,00997$ при $\theta = 0,01$ и $q = 0$ и $p \approx 0,01496$ при $\theta = 0,015$. Скорость движения полос и амплитудные значения параметров

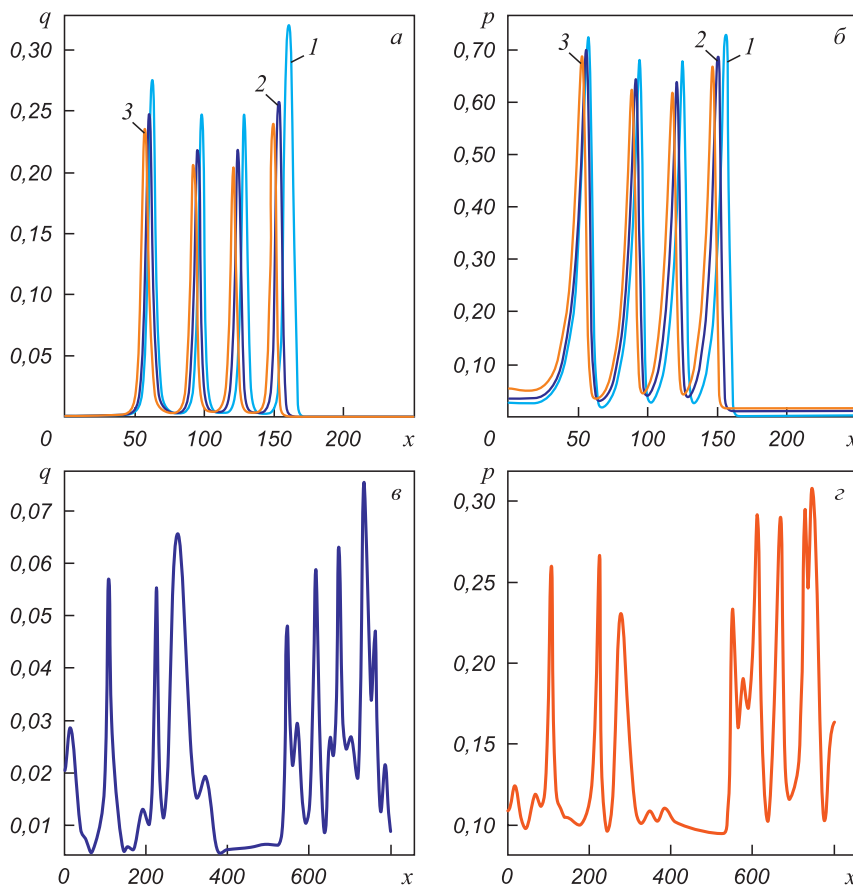


Рис. 4. Распределение параметров порядка q (а, в) и p (б, з) на линейной стадии упрочнения при $t = 29$ °C (а, б) и при $\theta = 0,08$ и $t = 900$ °C (в, з):
1 – $\theta = 0$; 2 – $\theta = 0,01$; 3 – $\theta = 0,015$

Fig. 4. Distribution of order parameters q (a, в) and p (б, з) on a linear hardening stage at $t = 29$ °C (а, б) and at $\theta = 0,08$ and $t = 900$ °C (в, з):
1 – $\theta = 0$; 2 – $\theta = 0,01$; 3 – $\theta = 0,015$

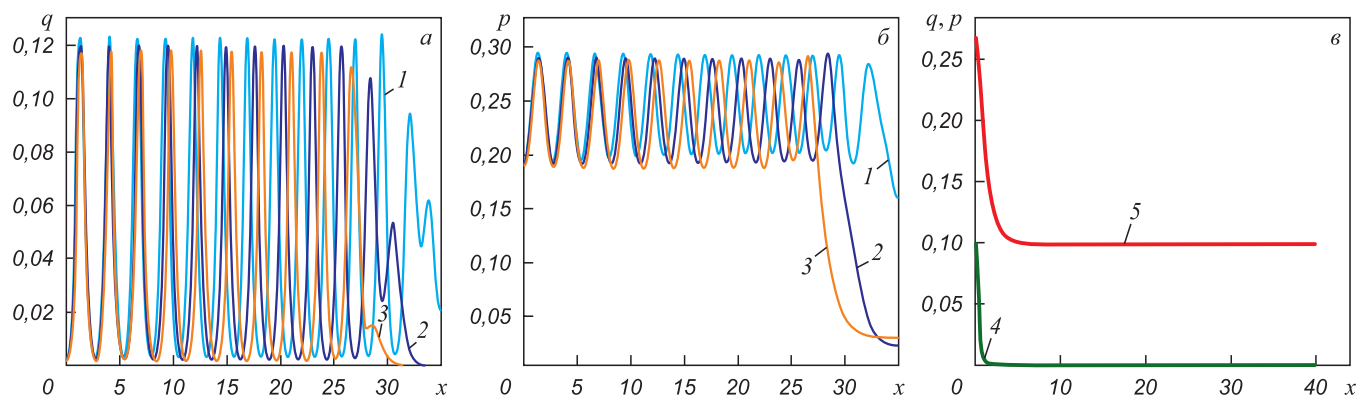


Рис. 5. Распределение параметров порядка q (а) и p (б) на параболической стадии упрочнения при $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$:
 $1 - \theta = 0$; $2 - \theta = 0,01$; $3 - \theta = 0,015$; $4 - p$; $5 - q$

Fig. 5. Distribution of order parameters q (a) and p (б) on the parabolic hardening stage at $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$:
 $1 - \theta = 0$; $2 - \theta = 0.01$; $3 - \theta = 0.015$; $4 - p$; $5 - q$

порядка меньше, чем в случае $\theta = 0$. Таким образом следует заключить, что наличие дефектов решетки замедляет скорость движения полос локализации.

Если θ увеличить до 0,08, то при $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ будет наблюдаться нерегулярный волновой фронт, который согласно [27] предшествует образованию стационарных полос локализации (рис. 4, в, з). Параметр порядка q определяется в области от 0 до 0,075, тогда как параметр порядка p – в области от 0,095 до 0,333. Это говорит о расслоении однородного состояния. Таким образом наличие кривизны решетки на стадии линейного упрочнения приводит к образованию при больших временах нерегулярной волновой структуры промежуточного типа между движущимися и стационарными полосами.

Рис. 5 демонстрирует распределение динамических переменных на параболической стадии упрочнения при $\tau = 0,1$; $l = 0,02$. Отчетливо видно, что вне зависимости от значения θ формируется система неподвижных полос локализации. Если $\theta = 0$, то формируется 12 полос локализации (рис. 6, а, б, кривая 1). С ростом величины θ число полос и их амплитудные значения уменьшаются (рис. 5, а, б, кривые 2 и 3), которые представляют собой статические автосолитоны. Отметим также, что на этой стадии наблюдается расщепление однородного состояния, что выражается в наблюдаемых на рис. 6 областях определения параметров порядка q и p . Так, параметр порядка q при $\theta = 0$ меняется в пределах от 0,0033 до 0,1223, тогда как область определения параметра находится в пределах от 0,205 до 0,292. С увеличением θ область определения параметра порядка q сужается, а параметра порядка p остается практически неизменной. Таким образом, наличие дефектов решетки приводит к увеличению пространственного периода неподвижных полос локализации и замедлению процесса их образования. Дальнейшее увеличение θ до 0,08 приводит к тому, что полосы локализации не образуются (рис. 5, в).

На рис. 6 показано поведение параметров порядка в бегущем автосолитоне, характерном для стадии разрушения, в различные моменты времени. Если $\theta = 0$ (рис. 6, а), то автосолитон распространяется без затухания. Рост начального возмущения параметра порядка q приводит к возрастанию параметра порядка p с течением времени. При $\theta = 0,01$ происходит затухание автосолитона за время $t \approx 5$ (рис. 6, б, в). Такое поведение автосолитона говорит о том, что трещина не возникает и разрушения материала не наступает.

Сопоставляя полученные теоретические результаты с экспериментальными данными испытаний рельсовой стали на растяжение, можно предположить следующее: наступление параболической стадии упрочнения сразу после достижения предела текучести обусловлено тем, что в материале из-за наличия кривизны решетки сформировалась такая структура, которая обеспечивает условия $l_q \ll l_p$, $\tau < l$ и $\theta \neq 0$. Как показывают результаты электронно-микроскопических исследований [28], при степени деформации растяжения примерно 2 % наблюдаются растяжение зерен вдоль оси нагружения и их поворот. Появление ротационной моды, как известно, сопровождается формированием развитых дислокационных субструктур и фрагментацией пластин перлита [29].

В условиях деформации сжатия при достижении предела текучести кривизна решетки приводит к тому, что в материале формируется структурно-фазовое состояние, которое обеспечивает условия $l_q < l_p$, $\tau > l$ и $\theta \neq 0$, что приводит к образованию движущихся полос локализации, как уже указывалось выше, вместо волны переключения, а затем формируется нерегулярный волновой паттерн, который переводит деформируемую систему в состояние, в котором выполняются условия $l_q < l_p$, $\tau \ll l$ и $\theta \neq 0$, приводящие к возникновению бегущего затухающего автосолитона. На макроскопическом уровне, по-видимому, это проявляется в том, что вместо развития трещины растет поперечная деформация и образец расплющивается.

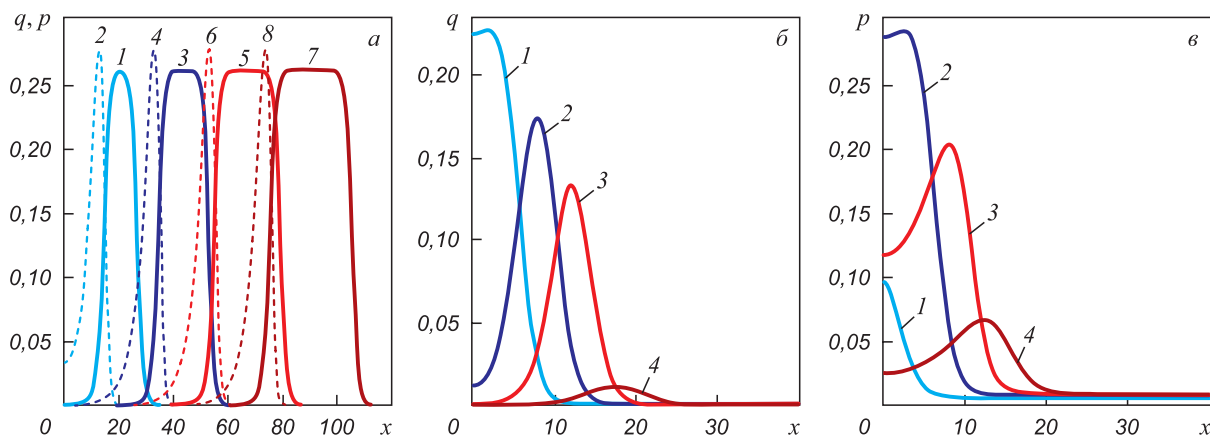


Рис. 6. Распределение параметров порядка q и p в бегущем автосолитоне при $\theta = 0$ (а) и $\theta = 0,01$ (б):
 поз. а: 1, 3, 5, 7 – зависимости параметра q от координаты, 2, 4, 6, 8 – зависимости параметра p от координаты
 в моменты времени $t = 5, 10, 15, 20$ соответственно; поз. б, в: 1 – $t = 1$; 2 – $t = 2$; 3 – $t = 3$; 4 – $t = 5$

Fig. 6. Distribution of order parameters q and p in a running autosoliton at $\theta = 0$ (a) and $\theta = 0.01$ (б):
 pos. а: 1, 3, 5, 7 – dependences of q on the coordinate, 2, 4, 6, 8 – dependences of p on the coordinate
 at time points $t = 5, 10, 15, 20$, respectively; pos. б, в: 1 – $t = 1$; 2 – $t = 2$; 3 – $t = 3$; 4 – $t = 5$

Представленная модель применима и к процессу фрагментации границ зерен как при одноосном растяжении, так и при интенсивной пластической деформации по схеме длительной эксплуатации на железной дороге. Анализ данных электронно-микроскопических исследований заэвтектоидной рельсовой стали, подвергнутой длительной эксплуатации [30; 31], показал, что в рельсах на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки формируются четыре типа морфологических составляющих: неразрушенный пластинчатый перлит, разрушенный пластинчатый перлит, фрагментированный перлит и субзеренная субструктура (рис. 7, а). Анализ распределения их объемных долей показал, что на расстояниях 2 и 10 мм от поверхности катания по центральной оси присутствуют только неразрушенный пластинчатый перлит, разрушенный пластинчатый перлит, фрагментированный перлит, причем объемная доля последнего растет по мере приближения к поверхности катания с 10 до 30 %. На поверхности катания появляется субзеренная субструктура, объемная доля которой составляет 35 %. Структура рельсовой стали на радиусе скругления выкружки представлена всеми четырьмя вышеперечисленными морфологическими составляющими, причем доля субзеренной субструктуры растет по мере приближения к поверхности катания. Если на расстоянии 10 мм ее объемная доля составляет 5 %, то на поверхности катания – 70 % (рис. 7, б). Такое распределение объемных долей дефектных субструктур не может не отразиться на характере упрочнения рельсовой стали. Расчет вкладов механизмов упрочнения показал, что по центральной оси симметрии головки рельса преобладающими механизмами упрочнения являются упрочнение за счет наличия вторых фаз и упрочнение внутренними даль-

нодействующими полями напряжений. При этом пластическая составляющая этих напряжений в 1,5 раза больше упругой (рис. 7, в). По радиусу скругления выкружки преобладающими механизмами упрочнения являются субструктурное упрочнение, упрочнение частицами вторых фаз и упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений.

Внутренние дальнедействующие поля напряжений по центральной оси имеют только пластическую составляющую, тогда как по радиусу скругления выкружки – как упругую, так и пластическую составляющие (рис. 7, з). Наличие кривизны решетки, на которую указывают дальнедействующие поля напряжений, приводит к возникновению локальной неравновесности среды при формировании динамического ближнего порядка, которую необходимо учитывать в кинетических уравнениях (2). Как и в уравнении Максвелла-Каттанео-Лыкова [33], данная неравновесность учитывается путем введения члена со второй производной по времени. Тогда кинетические уравнения будут иметь вид:

$$\begin{aligned} \tau_q \frac{\partial^2 q}{\partial t^2} + \frac{\partial q}{\partial t} &= \frac{1}{t_q} Q(q, p, t) + \frac{l_q^2}{t_q} \frac{\partial^2 q}{\partial x^2}; \\ \tau_p \frac{\partial^2 p}{\partial t^2} + \frac{\partial p}{\partial t} &= \frac{1}{t_p} P(q, p, t) + \frac{l_p^2}{t_p} \frac{\partial^2 p}{\partial x^2}, \end{aligned} \quad (5)$$

где Q и P – функции источников; t_q , t_p и l_q , l_p – характерные времена и характерные длины изменения параметров порядка q и p ; τ_q и τ_p – времена релаксации потоков параметров порядка q и p .

Функции источников имеют вид (3). Как показывают результаты работ [24; 32], предвестником новых границ зерен являются локализованные состояния – статические автосолитоны. Решение уравнений (5) осу-

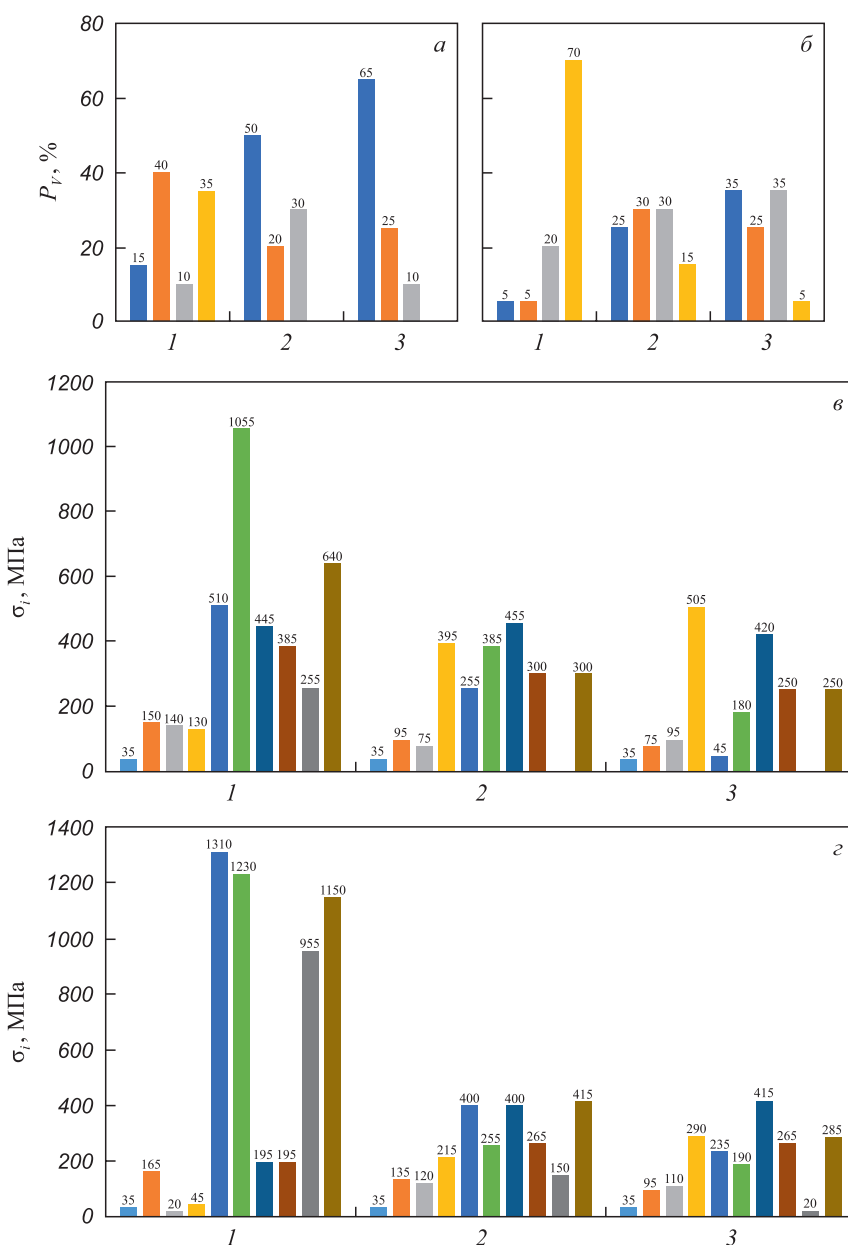


Рис. 7. Распределение объемных долей морфологических составляющих и вкладов механизмов упрочнения по мере приближения к поверхности катания головки рельсов по центральной оси (а, в) и по радиусу скругления выкружки (б, г) на расстояниях 0 (1), 2 (2) и 10 мм (3)

Fig. 7. Distribution of volume fractions of morphological components and contributions of hardening mechanisms as they approach the rolling surface of the rail head along the central axis (a, e) and along the radius of the circle rounding (б, г) at distances of 0 (1), 2 (2) and 10 mm (3)

ществлялось при следующих начальных и граничных условиях:

$$\begin{aligned}
 q(x, 0) &= \Delta q \exp[-\sigma_q (x - x_0)^2]; \\
 p(x, 0) &= \Delta p \exp[-\sigma_p (x - x_0)^2]; \\
 \frac{\partial q(x, 0)}{\partial t} &= 0; \quad \frac{\partial p(x, 0)}{\partial t} = 0; \\
 \frac{\partial q(0, t)}{\partial x} &= 0; \quad \frac{\partial q(L, t)}{\partial x} = 0; \\
 \frac{\partial p(0, t)}{\partial x} &= 0; \quad \frac{\partial p(L, t)}{\partial x} = 0.
 \end{aligned}
 \tag{6}$$

Система (5) – (6) решалась численно с помощью неявной разностной схемы для значений $a_q = -0,01$, $b_q = 0,3$, $c_q = 0,01$, $c_p = 20$, $t_q = 0,8$, $t_p = 1$, $l_q = 0,05$, $l_p = 1$, $x_0 = 20$, $\Delta q = 0,1$, $\Delta p = 0,001$, $\sigma_q = \sigma_p = 2$, $\theta = 0$ в двух состояниях: 1 – $\tau_q = \tau_p = 0$; 2 – $\tau_q = 3$; $\tau_p = 1$. На рис. 8 приведены распределения параметров порядка в различные моменты времени для первого и второго случаев. Как в первом, так и во втором случае формируется статический автосолитон. Его формирование протекает в две стадии. В первом случае сначала идет рост параметра порядка q за время $t = 90$ до максимального значения $q_m \approx 0,156$ (рис. 8, а, кривые 1, 2). В этот

момент времени возбуждается параметр порядка p , так как $(-1 + c_p q) > 0$ (рис. 8, в, кривые 1 и 2), который достигает своего максимального значения $p_m \approx 0,998$ к моменту времени $t = 101$ (рис. 8, в, кривая 3), то есть данное значение достигается за время $\Delta t = 11$. После этого идет спад параметра порядка q до стационарного значения $q_{st} \approx 0,136$. Параметр порядка p сначала снижается, а затем нарастает до стационарного значения $p_{st} \approx 1,051$.

Учет локальной неравновесности (рис. 8, б, з) показывает, что, как и в предыдущем случае, сначала идет нарастание параметра порядка q до максимального значения 0,185 за время $t = 119$ (рис. 8, б, кривые 1 – 3). Параметр порядка p начинает резко увеличиваться с момента времени $t = 100$ (рис. 8, з, кривые 1, 2), достигая максимального значения $p_m \approx 1,378$ к моменту времени $t = 119$ (рис. 8, з, кривая 3), то есть за время $\Delta t = 19$. Затем оба параметра порядка снижаются до

стационарных значений $q_{st} \approx 0,136$ и $p_{st} \approx 1,052$. При этом параметр порядка q снижается быстрее p . Таким образом следует заключить, что локальная неравновесность среды замедляет развитие статического автосолитона. Отметим также, что развитие моды деформации, связанной с границами зерен, начинается гораздо раньше достижения параметром порядка q максимального значения.

Выводы

Механические испытания заэвтектоидной стали на растяжение и сжатие показали стадийный характер пластической деформации. Пластическая деформация при растяжении содержит две стадии: стадию параболического упрочнения и стадию предразрушения. При сжатии, наоборот, наблюдается только стадия линейного упрочнения, разрушения материала

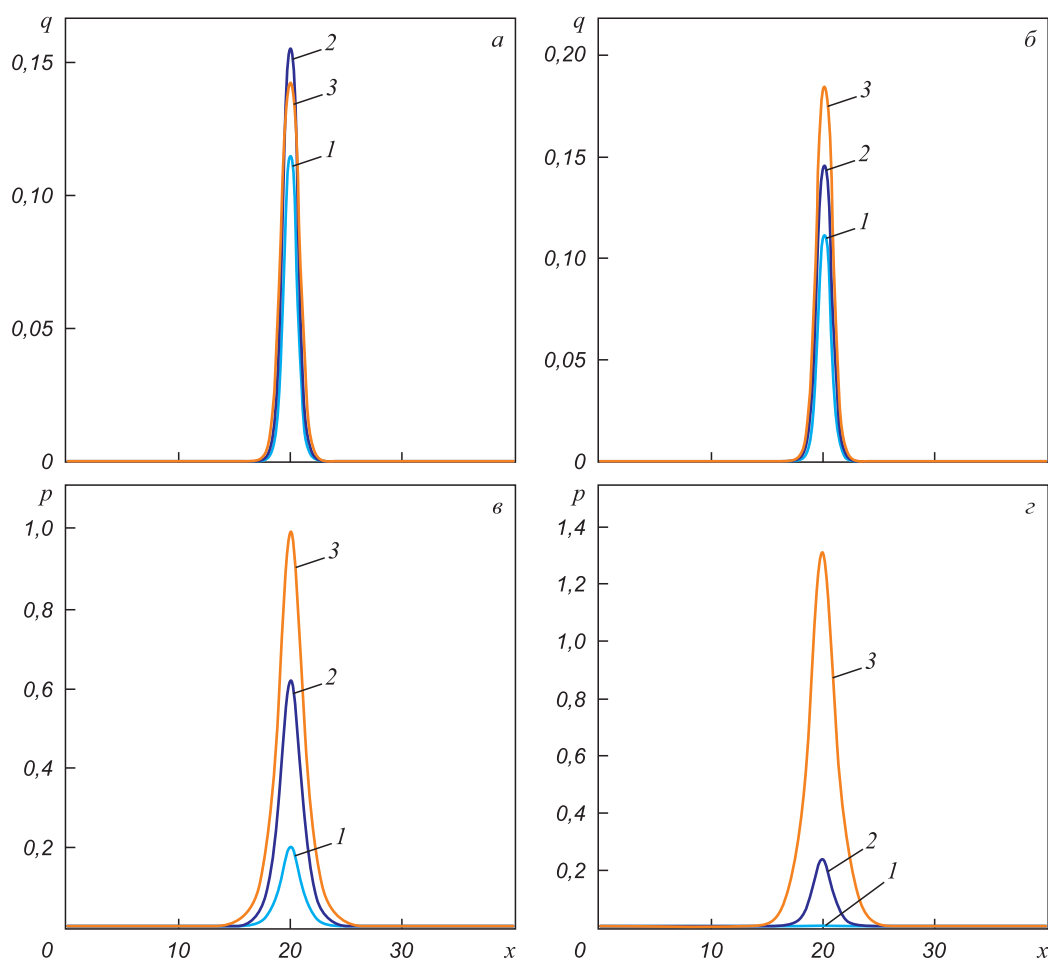


Рис. 8. Распределение параметров порядка q и p по координате в различные моменты времени для случаев:

$1 - \tau_q = \tau_p = 0$ (а, в); $2 - \tau_q = 3; \tau_p = 1$ (б, з);
на поз. а: $1 - t = 50; 2 - t = 90; 3 - t = 150$; на поз. б: $1 - t = 50; 2 - t = 90; 3 - t = 119$;
на поз. в: $1 - t = 90; 2 - t = 92; 3 - t = 101$; на поз. з: $1 - t = 112; 2 - t = 115; 3 - t = 119$

Fig. 8. Distribution of order parameters q and p along the coordinate at different time points for the cases:

$1 - \tau_q = \tau_p = 0$ (а, в); $2 - \tau_q = 3; \tau_p = 1$ (б, з);
in pos. а: $1 - t = 50; 2 - t = 90; 3 - t = 150$; in pos. б: $1 - t = 50; 2 - t = 90; 3 - t = 119$;
in pos. в: $1 - t = 90; 2 - t = 92; 3 - t = 101$; in pos. з: $1 - t = 112; 2 - t = 115; 3 - t = 119$

не происходит. Полученные результаты обсуждены с позиции автоволновой модели пластичности, в которой учитывалась кривизна решетки в качестве управляющего параметра θ . Данный параметр был введен в кинетическое уравнение, описывающее поведение амплитуды наиболее неустойчивой моды упругих смещений. Показано, что в процессе растяжения причиной перехода в стадию параболического упрочнения после достижения предела текучести является формирование состояния деформированной системы, в котором длины и времена когерентностей параметров порядка q и p удовлетворяют условиям $l_q \ll l_p$, $\tau < l$ из-за наличия кривизны решетки ($\theta \neq 0$). При этом процесс образования стационарных полос локализации протекает медленнее, чем при $\theta = 0$.

В процессе деформации сжатия переход к линейной стадии упрочнения после достижения предела текучести может быть объяснен тем, что наличие кривизны решетки ($\theta \neq 0$) приводит к образованию структурно-фазового состояния рельсовой стали, которое обеспечивает условия $l_q < l_p$, $\tau > l$ и, как следствие, движущихся полос локализации вместо волны переключения.

Сделано предположение, что отсутствие разрушения рельсовой стали обусловлено формированием бегущего затухающего автосолитона вследствие того, что управляющий параметр θ , который характеризует кривизну решетки, не равен 0.

Изучены механизмы фрагментации перлита. На основе этого анализа предположено, что фрагментация перлита как при растяжении, так и при длительной эксплуатации должна происходить следующим образом: под действием механических напряжений на атомном уровне происходит возбуждение динамического ближнего порядка, который характеризует мелкомасштабную моду деформации. Смещения атомов, в свою очередь, порождают крупномасштабную пространственную моду деформации с высокой релаксацией упругой энергии. Взаимодействие этих мод приводит к возникновению локализованных состояний – статических автосолитонов. Наличие развитых дефектных субструктур приводит к тому, что необходимо учитывать локальную неравновесность среды, связанную с конечной скоростью распространения динамического ближнего порядка. Учет локальной неравновесности среды в кинетических уравнениях показал, что формирование статического автосолитона происходит за гораздо большее время, чем без учета такого воздействия. Отмечено, что развитие вторичной моды деформации начинается гораздо раньше достижения параметром первого порядка максимального значения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Liu Y., Zhang S., Feng C., Su X., Chen Y., Jing L. Dynamic mechanical behaviors of pearlitic U71MnG rail steel: Deformation mechanisms and constitutive model. *Materials Science and Engineering: A*. 2024;897:146353. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146353>
2. Сакало В.И., Сакало А.В. Остаточные эксплуатационные напряжения на поверхности катания рельса Р65. *Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта (ВЕСТНИК ВНИИЖТ)*. 2025;84(2):92–103.
Sakalo V.I., Sakalo A.V. Residual service stresses on tread of P65 rail. *Russian Railway Science Journal*. 2025;84(2): 92–103. (In Russ.).
3. Solano-Alvarez W., Fernandez Gonzalez L., Bhadeshia H.K.D.H. The effect of vanadium alloying on the wear resistance of pearlitic rails. *Wear*. 2019;436–437:203004. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203004>
4. Wilby A., Corteen J., Lewis S., Lewis R., Fletcher D. Efficient laboratory test program for characterizing rail steel strain accumulation. In: *The 12th Int. Conf. on Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems*. 2022:62–70.
5. Mattos Ferreira V. Microstructural phenomena in pearlitic railway steels: Dis. ... Ph.D. Delft University of Technology; 2024:121.
6. Method for producing anti-contact fatigue hypereutectoid steel rail. Patent Japan no. WO2023082661, C22C33/04. 2020.
7. A heat treatment method for reducing the precipitation of reticulated cementite in hypereutectoid rails. Patent China no. CN111411208, C21D1/78. 2023.
8. Захаров С.М., Торская Е.В. Подходы к моделированию возникновения поверхностных контактно-усталостных повреждений в рельсах. *Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта (ВЕСТНИК ВНИИЖТ)*. 2018;77(5):259–268. <https://doi.org/10.21780/2223-9731-2018-77-5-259-268>
- Zakharov S.M., Torskaya E.V. Approaches to modeling occurrence of rolling contact fatigue damages in rails. *Russian Railway Science Journal*. 2018;77(5):259–268. (In Russ.). <https://doi.org/10.21780/2223-9731-2018-77-5-259-268>
9. Chang H., Wang X., Liu X., Ren G., Chen Q., Fu C., Yang M. Modeling on rolling contact fatigue life of gear steel with gradient structure. *Wear*. 2025;580–581:206243. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2025.206243>
10. Man T., Liu T., Dong H. Comparison of Chinese and foreign manufactured steel rails for Chinese railways over a century: chemical compositions, microstructure and hardness. *Materials Today Communications*. 2023;34:105328. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105328>
11. Schotsman B., Mattos Ferreira V., Leonetti D., Petrov R.H., Santofimia M.J., Sietsma J. Experimental investigation on the fatigue and fracture toughness properties of hypereutectoid rail steel. *Engineering Fracture Mechanics*. 2025;313:110657. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2024.110657>
12. Zhou L., Bai W., Han Z., Wang W., Hu Y., Ding H., Lewis R., Meli E., Liu Q., Guo J. Comparison of the damage and microstructure evolution of eutectoid and hypereutectoid rail steels under a rolling-sliding contact. *Wear*. 2022;492–493:204233. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204233>
13. Bai W., Zhou L., Wang P., Hu Y., Wang W., Ding H., Han Z., Xu X., Zhu M. Damage behavior of heavy-haul rail steels used from the mild conditions to harsh conditions. *Wear*.

- 2022;496-497:204290.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204290>
14. Zhou L., Wang W.J., Hu Y., Marconi S., Meli E., Ding H.H., Liu Q.Y., Guo J., Rindi A. Study on the wear and damage behaviors of hypereutectoid rail steel in low temperature environment. *Wear*. 2020;456-457:203365.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203365>
 15. Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(9):654–661.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-654-661>
 Aksenova K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vashchuk E.S., Peregudov O.A. Evolution of structure of rail steel lamellar pearlite under compression deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(9):654–661. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-654-661>
 16. Феллоуз Дж. Фрактография и атлас фрактограмм. Москва: Металлургия; 1982:489.
 17. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Чернявский А.Г. Пластическая дисторсия – фундаментальный механизм в нелинейной мезомеханике пластической деформации и разрушения твердых тел. *Физическая мезомеханика*. 2016;19(1):31–46.
 Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Chernyavskii A.G. Plastic distortion is a fundamental mechanism in the nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2016;19(1):31–46. (In Russ.).
 18. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Солитоны кривизны как обобщенные волновые структурные носители пластической деформации и разрушения. *Физическая мезомеханика*. 2013;16(3):7–26.
 Panin V.E., Egorushkin V.E. Solitons of curvature as generalized wave-new structural carriers of plastic deformation and fracture. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2013;16(3):7–26. (In Russ.).
 19. Hasimoto H. A soliton on a vortex filament. *Journal of Fluid Mechanics*. 1972;51(3):477–485.
<https://doi.org/10.1017/S0022112072002307>
 20. Лэм Дж.Л. Введение в теорию солитонов. Москва: Мир; 1983:293.
 21. Morozov N.F., Paucsht M.W. On the crack simulation and solitons in the lattice. *Journal of Applied Mechanics*. 1991;58(1):290–292. <https://doi.org/10.1115/1.2897170>
 22. Зуев Л.Б. Квантованный характер скачкообразной пластической деформации. *Письма в Журнал технической физики*. 2024;50(12):8–11.
 Zuev L.B. Quantized nature of abrupt plastic deformation. *Technical Physics Letters*. 2024;50(6):48–51.
 23. Зуев Л.Б., Баранникова С.А. Структурная природа дисперсии автоволн локализованной пластичности. *Журнал технической физики*. 2025;51(1):45–48.
 Zuev L.B., Barannikova S.A. Structural nature of localized plasticity autowaves dispersion. *Technical Physics Letters*. 2025;51(1):41–43.
 24. Хон Ю.А., Зуев Л.Б. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур. Часть II. Зарождение и развитие локализованных структур: двухуровневое макроскопическое описание. *Физическая мезомеханика*. 2021;24(6):15–24.
<https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-15-24>
 Khon Yu.A., Zuev L.B. Plastic flow as a process of the formation of spatio-temporal structures. Part II. The origin and evolution of localized structures: A two-level macroscopic description. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2021;24(6):15–24. (In Russ.).
<https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-15-24>
 25. Гузев М.А., Парошин А.А. Неевклидова модель зональной дезинтеграции горных пород вокруг подземной выработки. *Прикладная механика и техническая физика*. 2001;42(1(245)):147–156.
 Guzev M.A., Paroshin A.A. Non-euclidean model of the zonal disintegration of rocks around an underground working. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2001;42(1):131–139.
 26. Кернер Б.С., Осипов В.В. Самоорганизация в активных распределенных средах (Сценарии спонтанного образования и эволюции диссипативных структур). *Успехи физических наук*. 1990;160(9):1–73.
<https://doi.org/10.3367/UFNr.0160.199009a.0001>
 Kerner B.S., Osipov V.V. Self-organization in active distributed media: scenarios for the spontaneous formation and evolution of dissipative structures. *Physics-Uspehi*. 1990;33(9):679–719.
<https://doi.org/10.1070/PU1990v033n09ABEH002627>
 27. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения. Москва: ФИЗМАТЛИТ; 2024:320.
 28. Yang G., Meng X., Gao Z. In-situ EBSD observation of structure evolution in tensile deformation of NiCrMoV high-strength steel at room temperature. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;35:2272–2282.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.01.143>
 29. Popova N.A., Gromov V.E., Potekaev A.I., Nikonenko E.L., Klopotov A.A., Porfiriev M.A., Kondratova O.A., Borodin V.I. Evaluation of mechanisms for strengthening of surface layers of long rails in different directions under continuous operation. *Russian Physics Journal*. 2024;67(8):1142–1149.
<https://doi.org/10.1007/s11182-024-03226-w>
 30. Попова Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А., Джемела П.В. Влияние дислокационной структуры на упрочнение заэвтектоидной рельсовой стали. *Деформация и разрушение материалов*. 2025;(9):2–12.
<https://doi.org/10.31044/1814-4632-2025-9-2-12>
 Popova N.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Nikonenko E.L., Porfiriev M.A., Dzhemela P.V. Effect of dislocation structure on hardening of hypereutectoid rail steel. *Deformatsiya i Razrushenie materialov*. 2025;(9):2–12. (In Russ.).
<https://doi.org/10.31044/1814-4632-2025-9-2-12>
 31. Попова Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А., Джемела П.В., Козырев Н.А. Роль дислокационной субструктуры в упрочнении рельсов из заэвтектоидной стали при эксплуатации. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2025;(3):49–61.
 Popova N.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Nikonenko E.L., Porfiriev M.A., Dzhemela P.V., Kozzyrev N.A. The role of dislocation substructure in hardening hypereutectoid steel

rails during operation. *Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science*. 2025;(3):49–61. (In Russ.).

32. Хон Ю.А. Фрагментация зерен в поликристаллах. Мезоскопическое описание. *Известия вузов. Физика*. 2021;64(4):44–49.
<https://doi.org/10.17223/00213411/64/4/44>

Khon Yu.A. Fragmentation of grains in polycrystals. Meso-scopic description. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2021;64(4):44–49. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17223/00213411/64/4/44>

33. Лыков А.В. Тепломассообмен: (Справочник). Москва: Энергия; 1978:480.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Андреевич Невский, д.т.н., доцент, профессор кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-7032-9029
E-mail: nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru

Sergei A. Nevskii, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-7032-9029
E-mail: nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Михаил Анатольевич Порфирьев, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, младший научный сотрудник управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-3602-5739
E-mail: mporf372@gmail.com

Mikhail A. Porfirev, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Junior Researcher of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-3602-5739
E-mail: mporf372@gmail.com

Людмила Петровна Бащенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-1878-909X
E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Lyudmila P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-1878-909X
E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Дмитрий Денисович Михайлов, аспирант, младший научный сотрудник управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: dima.mi1999@mail.ru

Dmitrii D. Mikhailov, Postgraduate, Junior Researcher at the Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University
E-mail: dima.mi1999@mail.ru

Павел Валерьевич Джемела, аспирант, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: dzhemelapavel@mail.ru

Pavel V. Dzhemela, Postgraduate, Siberian State Industrial University
E-mail: dzhemelapavel@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. А. Невский – постановка задачи, модификация автоволновой модели пластической деформации и фрагментации зерен с учетом кривизны решетки, обсуждение результатов.
В. Е. Громов – общая концепция работы, обсуждение результатов.
М. А. Порфирьев – анализ СЭМ изображений поверхности разрушения и микроструктуры образцов на сжатие, обсуждение результатов.
Л. П. Бащенко – написание литературного обзора, обсуждение результатов.
Д. Д. Михайлов – численное решение кинетических уравнений для параметров порядка, обсуждение результатов.
П. В. Джемела – анализ кривых растяжения и сжатия, обсуждение результатов.

S. A. Nevskii – problem statement, modification of the autowave model of plastic deformation and fragmentation of grains taking into account the lattice curvature, discussion of results.
V. E. Gromov – conceptualization, discussion of results.
M. A. Porfirev – analysis of SEM images of the fracture surface and microstructure of compression samples, discussion of results.
L. P. Bashchenko – literary review, discussion of results.
D. D. Mikhailov – numerical solution of kinetic equations for order parameters, discussion of results.
P. V. Dzhemela – analysis of stretching and compression curves, discussion of results.

Поступила в редакцию 06.11.2025
После доработки 28.12.2025
Принята к публикации 01.04.2026

Received 06.11.2025
Revised 28.12.2025
Accepted 01.04.2026



УДК 669.141.31:669.112.21

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-394-402



Оригинальная статья

Original article

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К ИССЛЕДОВАНИЮ РАСПЛАВА, ВЫПЛАВЛЕННОГО В ДУГОВОЙ ЭЛЕКТРОПЕЧИ С АДАПТАЦИЕЙ КЛАССИЧЕСКОЙ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ К СОВРЕМЕННОЙ ЭЛЕКТРОПЛАВКЕ

С. А. Сомов¹, Е. Л. Ворожева¹, В. С. Цепелев²,
В. А. Мурысев¹, И. В. Некрасов²

¹ АО «Выксунский металлургический завод» (Россия, 607060, Нижегородская обл., Выкса, ул. Бр. Баташевых, 45)

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

✉ somov_sa@vsw.ru

Аннотация. Современная технология производства жидкой стали характерна тем, что обеспечивает максимальное содержание железа (более 99 %) и минимальное содержание примесей на завершающей стадии электроплавки, а также в процессе слива металла в ковш, во время которого также производятся раскисление и десульфурация. Многолетний опыт производства свидетельствует о том, что одними из важнейших резервов уменьшения структурной и химической неоднородности стали и повышения качества металлопродукции сталелитейного производства являются совершенствование технологии процесса выплавки и получение равновесного, максимально однородного расплава перед кристаллизацией. Кристаллизация металла происходит из неравновесного состояния, что усиливает химическую и физическую неоднородность твердого металла, снижает его служебные характеристики и приводит к значительным отклонениям его качества от плавки к плавке. Существуют разные способы перевода расплава в равновесие. Наиболее доступным способом получения равновесного расплава является высокотемпературное воздействие. Проведенная в условиях Выксунского завода ОМК экспериментальная работа показала, что подготовка расплава к кристаллизации путем проведения термовременной обработки (ТВО) оказывает влияние на процесс затвердевания и способствует улучшению микроструктуры и свойств твердого металла. Выдвинуто предположение о необходимости проведения высокотемпературного воздействия ТВО на расплав именно на стадии электроплавки в сталеплавильном агрегате.

Ключевые слова: железоуглеродистый расплав, дуговая печь, жидкая сталь, температурная аномалия, термовременная обработка, структурное состояние, равновесность расплава, металлографические исследования, неметаллические включения, микроструктура, электроплавка

Для цитирования: Сомов С.А., Ворожева Е.Л., Цепелев В.С., Мурысев В.А., Некрасов И.В. Металлографические подходы к исследованию расплава, выплавленного в дуговой электропечи с адаптацией классической термовременной обработки к современной электроплавке. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(4):394–402. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-394-402>

METALLOGRAPHIC APPROACHES TO THE STUDY OF MELT PRODUCED IN EAF WITH ADAPTATION OF CLASSICAL THERMAL-TIME TREATMENT TO MODERN ELECTRIC SMELTING

S. A. Somov¹, E. L. Vorozheva¹, V. S. Tsepelev²,
V. A. Murysev¹, I. V. Nekrasov²

¹ JSC “Vyksa Metallurgical Plant” (45 Br. Batashevyykh Str., Vyksa, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

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

✉ somov_sa@vsw.ru

Abstract. Modern liquid steel production technology provides the maximum iron content (more than 99 %), and the minimum impurity content at the final stage of electric smelting, as well as during metal tapping into a ladle with deoxidation and desulfurization. Many years of production

experience show that one of the most important reserves for reducing the structural and chemical heterogeneity of steel and improving the quality of steel products in the steel industry is to develop the smelting technology and obtain an equilibrium, maximally homogeneous melt before crystallization. Metal crystallization occurs from a nonequilibrium state, which increases the chemical and physical heterogeneity of solid metal, reduces its service characteristics and leads to significant deviations in its quality from heat to heat. There are different ways to bring the melt into equilibrium. The most accessible way to obtain an equilibrium melt is through high-temperature exposure. Experimental work in the conditions of JSC “Vyksa Metallurgical Plant” showed that melt preparation for crystallization by thermal-time treatment (TTT) affects the solidification process and improves the microstructure and properties of solid metal. It is suggested to carry out a high-temperature effect of TTT on the melt precisely at the stage of smelting in an electric arc furnace (EAF).

Keywords: iron-carbon melt, electric arc furnace, liquid steel, temperature anomaly, thermal-time treatment, structure, melt equilibrium, metallography, non-metallic inclusions, microstructure, electric smelting

For citation: Somov S.A., Vorozheva E.L., Tsepelev V.S., Murysev V.A., Nekrasov I.V. Metallographic approaches to the study of melt produced in EAF with adaptation of classical thermal-time treatment to modern electric smelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):394–402. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-394-402>

ВВЕДЕНИЕ

Анализ современной высокоинтенсивной технологии производства стали демонстрирует возросшую актуальность изучения закономерностей формирования железоуглеродистых расплавов, так как создание равновесного структурного состояния расплава перед кристаллизацией – необходимое условие реализации максимального уровня эксплуатационных свойств металла [1 – 4]. Кроме того, невозможен простой перенос на эту технологию стандартной термовременной обработки (ТВО) без корректировок [4; 5].

На рис. 1 показано влияние температуры металла на содержание в нём активного кислорода по ходу обработки стали на установке «ковш-печь» (УКП). И, хотя замечен существенный разброс данных (пониженные значения кислорода для завершающих стадий обработки, и повышенные – для начала процесса), общая тенденция очевидна и находится в согласии с теорией [1].

Как ранее было установлено [3], высокая концентрация растворенного в металле кислорода отрицательно сказывается на формировании структурно однородных многокомпонентных расплавов железа, обуславливая их неравновесность. Проведенные лабораторные

исследования показали, что неравновесность расплавов железа при дальнейшем науглероживании также определяется в значительной мере исходным содержанием растворенного в металле кислорода.

С ростом температуры снижается эффективность раскислителей [6]. Концентрация кислорода в металле закономерно растёт, что сказывается не только на свойствах стали, но и на возможности её разливки. Получается, что осуществлять ТВО реально лишь во время электроплавки, перед началом внепечной обработки. Принципиальных проблем с точки зрения теории микронеоднородного кластерного строения расплава стали нет. Наоборот, сказанное представляется наиболее логичной рекомендацией.

Многочисленные литературные данные свидетельствуют о том, что чем меньше примесей в железе, тем отчётливее проявляется аномалия физических свойств расплава в диапазоне 1640 – 1690 °С в виде гистерезиса (несовпадение ветвей нагрева и охлаждения) и перегибов (скачки производной свойства по температуре), и тем больше она сдвигается в область пониженных температур [2; 3; 7]. Следовательно, аномалия связана с перестройкой структуры металлической матрицы, а примеси затрудняют её (с ростом их концентрации структурная перестройка требует большего притока энергии). Несколько упрощая, можно сказать, что железо с минимальным количеством примесей «расслаблено» на структурном уровне, более подвижно и способно к трансформации. Достижение аномалии в данном случае полезно из-за интенсификации диффузионных процессов в расплаве. Поэтому одним из путей улучшения и стабилизации свойств сталей и сплавов является разработка оптимальных температурных режимов их выплавки.

Кроме того, преимущественно технологические усилия по достижению показателей физико-механических свойств в горячекатаном прокате сосредоточены на разработке химических составов и режимов термомеханической обработки. Отсутствие повторного нагрева слабов и ограниченное количество проходов термомеханической обработки в условиях литейно-прокатного комплекса (ЛПК) оставляют меньше возмож-

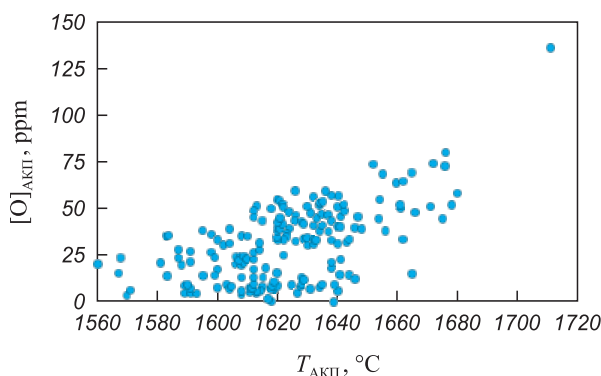


Рис. 1. Влияние температуры металла на содержание в нём активного кислорода при обработке стали на УКП

Fig. 1. Effect of metal temperature on the content of active oxygen during LF-treatment

ностей для устранения явления структурной наследственности. Уровень загрязнённости неметаллическими включениями и микрохимическая неоднородность, сформированные при затвердевании расплава, наследуются при термомеханической прокатке и оказывают влияние на формирование конечной микроструктуры и свойств в горячекатаном прокате [8]. Следовательно, необходимо контролировать структурное состояние до начала прокатки, чтобы в полной мере использовать принцип образования структуры в процессах термомеханической обработки.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В условиях литейно-прокатного комплекса Выксунского завода ОМК проведена опытная работа, включающая выплавку стали в дуговой сталеплавильной печи (ДСП) вместимостью 180 т, внепечную обработку жидкого расплава на У КП и последующую разливку на машине непрерывного литья заготовки (МНЛЗ). Все этапы производства сопровождались измерениями температуры расплава и отбором проб жидкого металла. Для проведения исследований выбрана углеродистая низколегированная трубная сталь марки J55. Эксперимент включал производство двух опытных плавок (1 и 2) и одной сравнительной плавки (3).

Опытная плавка 1 характеризовалась наличием ТВО, включающей высокотемпературный нагрев расплава в ДСП до критической температуры не ниже 1700 °С с последующей выдержкой (релаксацией) расплава в печи в течение 10 мин и дальнейшим охлаждением до температуры выпуска. Опытная плавка 2 отличалась от плавки 1 более низкой температурой нагрева (1670 °С)

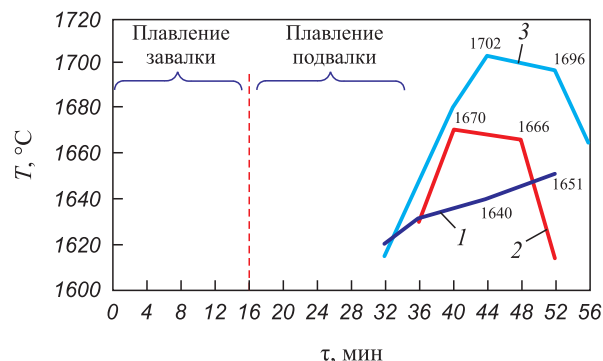


Рис. 2. Термограммы опытных и сравнительной плавок: 1 – опытная 1; 2 – опытная 2; 3 – сравнительная 3

Fig. 2. Thermograms of experimental and comparative heats: 1 – experimental 1; 2 – experimental 2; 3 – comparative 3

и также выдерживалась в печи перед выпуском в течение 10 мин. Сравнительная плавка 3 производилась по существующей заводской технологии без ТВО и последующей выдержки. Измерения температуры расплава в дуговой печи производились с периодичностью 8 – 15 мин после полного расплавления завалки и подвалки. Термограммы двух опытных и одной сравнительной плавок (обработка в ДСП) приведены на рис. 2.

Пробы жидкого металла отбирались от каждой плавки после полного расплавления шихты (проба ДСП-1), а также непосредственно перед выпуском плавки из печи (проба ДСП-2).

Химический состав расплава (проба ДСП-2) перед выпуском из печи и режимы обработки двух опытных и одной сравнительной плавок представлены в табл. 1 и 2.

Таблица 1. Химический состав расплава перед выпуском из ДСП, %

Table 1. Chemical composition of the melt in EAF before tapping, %

Номер плавки	$a_{[O]}$	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N	Sn	Zn	As
1	0,1757	0,04	0,006	0,08	0,001	0,012	0,03	0,08	0,12	0,0088	0,0043	0,0004	0,0028
2	0,1244	0,04	0,006	0,05	0,001	0,011	0,02	0,08	0,11	0,0094	0,0045	0,0003	0,0030
3	0,0684	0,07	0,007	0,05	0,002	0,025	0,04	0,09	0,15	0,0065	0,0078	0,0038	0,0033

Таблица 2. Технологические режимы обработки жидкого расплава

Table 2. Technological modes of liquid melt treatment

Номер плавки	Максимальная температура металла в печи, °С	Выдержка расплава, мин	Температура металла в печи перед выпуском, °С	Длительность обработки металла в ДСП, мин	Температура начала обработки металла на У КП, °С	Обработка плавки на У КП, мин	Температура конца обработки У КП, °С
1	1702	10	1702	61,0	1628	74,0	1548
2	1670	10	1614	58,7	1558	69,3	1551
3	–	–	1651	53,8	1577	61,2	1546

План исследований при проведении экспериментальной работы включал:

- изучение микроструктуры кристаллизовавшегося расплава;
- выявление и измерение с помощью оптической микроскопии параметров первичной структуры и изменение структурных параметров расплава в пробах опытных и сравнительной плавки;
- оценку загрязнённости неметаллическими включениями на разных этапах производства: измерение объёмной доли неметаллических включений по методу ASTM E1245-2023 в пробах жидкого металла, отобранных из ДСП, УКП и промежуточного ковша МНЛЗ.

Первичную структуру выявляли сегрегационным травлением шлифов в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре водном растворе пикриновой кислоты, подогретом до температуры 70–90 °С с добавлением 1–10 % поверхностно-активных веществ в течение 1–3 мин. Действительную структуру в прокате выявляли травлением шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты в течение 7 с. Полученные структуры изучали на микроскопе Carl Zeiss Axio Observer. Dlm, оснащённым моторизованным предметным столиком и измеряли методами количественной металлографии при помощи программного обеспечения для анализа изображения Thixomet Pro. Всего было испытано шесть образцов из исследуемого массива плавки.

Металлографические шлифы готовили из проб, отобранных в ходе выплавки стали в ДСП, внепечной обработки на УКП и из промежуточного ковша МНЛЗ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Самым распространённым в исследованиях параметром, являющимся мерой химической неоднородности и определяющим технические свойства литого металла, является расстояние между ветвями дендритов первого и второго порядков λ_1, λ_2 [9–11]. Дендритная структура отражает картину распределения основных легирующих элементов [12; 13]. Чтобы снизить дендритную сегрегацию, химические элементы должны диффундировать через расстояния между дендритными осями. Следовательно, расстояние между дендритными осями является одним из факторов степени химической неоднородности.

В пробах, отобранных в ДСП (ДСП-1 и ДСП-2), сегрегационным травлением [14] выявить дендритную структуру не представилось возможным из-за низкого содержания легирующих элементов на этом этапе подготовки стали. Структура в пробах ДСП представлена зёрнами феррита с неровными границами, «движение» которых было ограничено значительным количеством оксидов алюминия. Вид микроструктуры в пробах ДСП двух опытных и сравнительной плавки приведён на рис. 3.

В пробах жидкой стали, отобранных на этапах внепечной обработки (УКП-4, 5, 7) и МНЛЗ, сегрегационное травление выявило характерную дендритную структуру, которая представлена дендритными осями первого порядка, от которых растут оси второго порядка. Значительных отличий в результатах измерения расстояний между дендритными осями

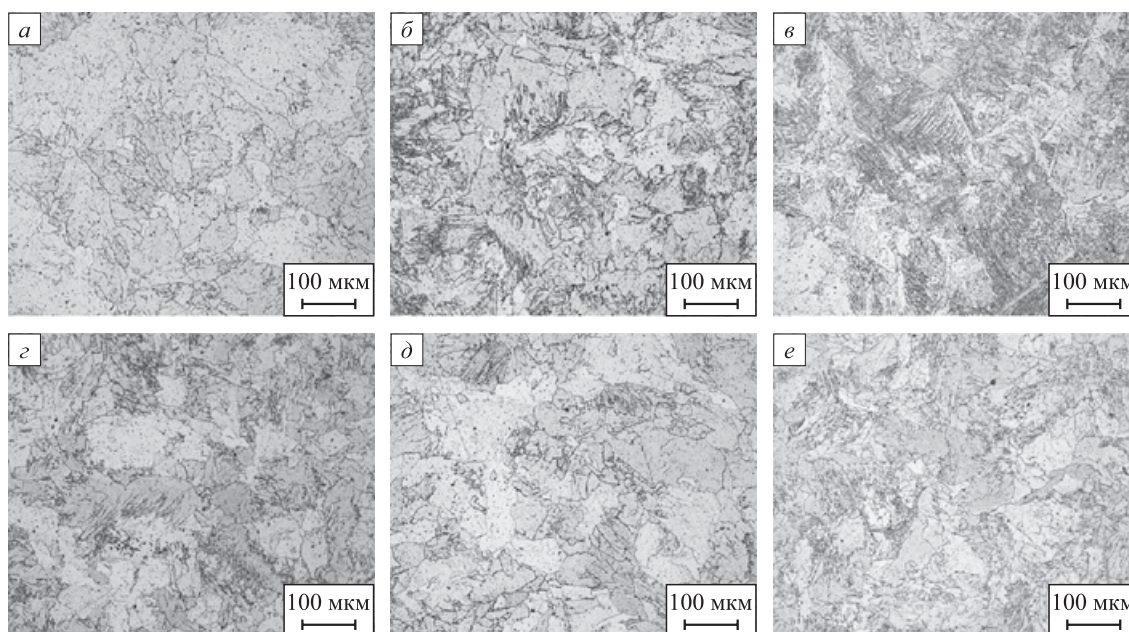


Рис. 3. Вид микроструктуры в пробах ДСП:

a – в – ДСП-1 (после расплавления); c – e – ДСП-2 (перед выпуском); a, c – плавка 1; б, d – плавка 2; в, e – плавка 3

Fig. 3. Microstructure in EAF-samples:

a – в – EAF-1 (after melting); c – e – EAF-2 (before tapping); a, c – heat 1; б, d – heat 2; в, e – heat 3

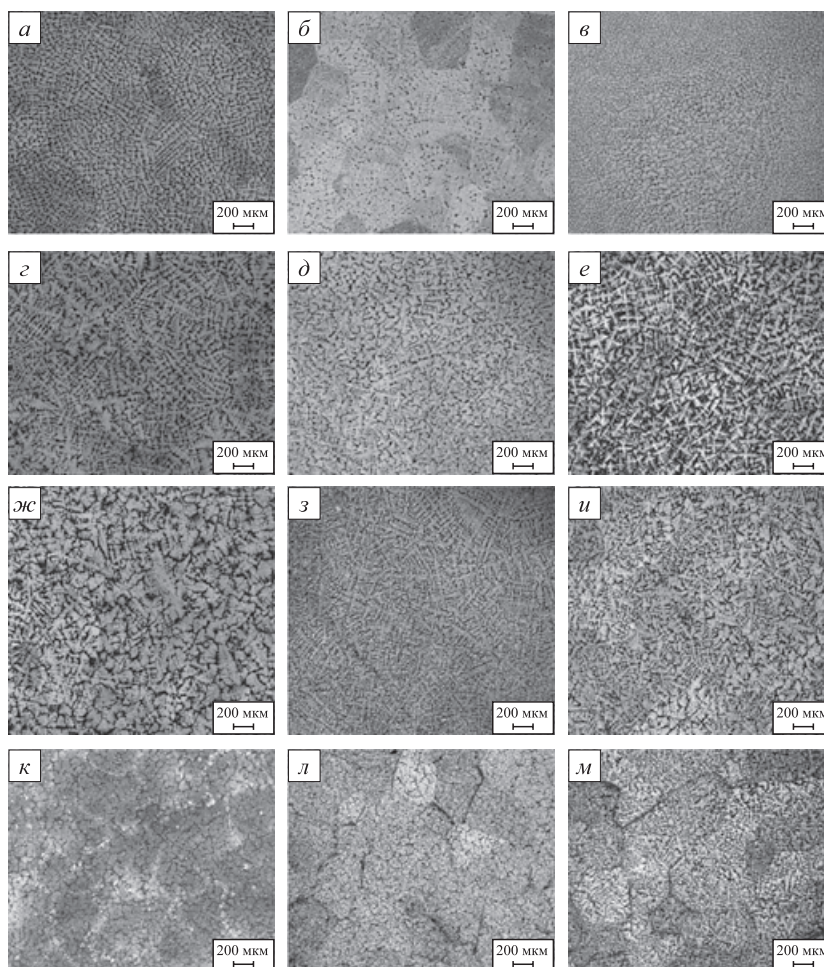


Рис. 4. Вид дендритной структуры, выявленной сегрегационным травлением в пробах жидкой стали: *a – в* – У КП-4; *г – е* – У КП-5; *ж – и* – У КП-7; *к – л* – МНЛЗ; *а, г, ж, к* – плавка 1; *б, д, з, л* – плавка 2; *в, е, и, м* – плавка 3

Fig. 4. Dendritic structure revealed by segregation etching in liquid steel samples: *a – в* – LF-4; *г – е* – LF-5; *ж – и* – LF-7; *к – л* – CCM; *а, г, ж, к* – heat 1; *б, д, з, л* – heat 2; *в, е, и, м* – heat 3

в пробах У КП, МНЛЗ, между экспериментальными и сравнительными плавками не выявлено. Это связано с характером охлаждения проб, поскольку скорость кристаллизации существенно влияет на дисперсность дендритного строения [15].

Вид дендритной структуры в пробах из расплава на различных этапах производства, определенный светопольным методом оптической микроскопии, приведен на рис. 4.

Другой количественной характеристикой является плотность дендритной структуры (ПДС), которая определяется соотношением площадей (объемных долей), занимаемой осями и межосевыми промежутками. Если считать, что дендритные осевые участки считаются химически однородными, а межосевые участки – химически неоднородными, то плотность дендритной структуры характеризует степень однородности данного сплава и, прежде всего, микрохимической однородности [16; 17]. На рис. 5 приведены результаты измерения ПДС в пробах, отобранных в ходе различных этапов внепечной обработки и разливки.

Начало обработки расплава на У КП (проба У КП-4) характеризуется примерно равными значениями ПДС для всех плавков (после предварительного раскисления расплава на выпуске из ДСП возросла микрохи-

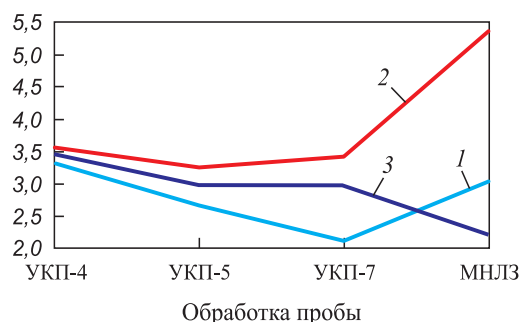


Рис. 5. Плотность дендритной структуры в пробах опытных и сравнительной плавков: *1* – опытная 1; *2* – опытная 2; *3* – сравнительная 3

Fig. 5. Dendritic structure density in the samples of experimental and comparative heats: *1* – experimental 1; *2* – experimental 2; *3* – comparative 3

Таблица 3. Химический состав расплава после легирования и модифицирующей обработки (УКП), %

Table 3. Chemical composition of the melt after alloying and modifying treatment (LF), %

Номер плавки	Обработка на УКП, мин	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ca
1	61,0	0,255	0,258	1,336	0,0052	0,001	0,03	0,08	0,12	0,025	0,0013
2	58,8	0,255	0,246	1,325	0,0040	0,001	0,02	0,08	0,11	0,022	0,0014
3	53,9	0,253	0,259	1,359	0,0065	0,001	0,04	0,09	0,15	0,025	0,0015

мическая неоднородность). Далее плотность дендритной структуры уменьшается, характеризуя изменение химической неоднородности расплава вследствие введения порций легирующих добавок и раскислителей. После введения модифицирующих добавок кальция и связывания остаточного кислорода (на этапе УКП-7, табл. 3) отмечается дальнейший рост ПДС для образцов опытных плавов 1 и 2. Это свидетельствует о снижении микрохимической неоднородности расплава опытных плавов перед кристаллизацией (проба МНЛЗ) и подтверждает гипотезу о наследственном характере структуры опытных плавов.

Оценка загрязнённости неметаллическими включениями на разных этапах производства производилась одним из самых распространенных способов количественной оценки содержания включений в стали – металлографическим методом. Данный метод заключается в сравнении размеров и формы найденных в металле неметаллических включений с эталонными шкалами с использованием бальных шкал согласно стандарту ASTM E1245 с определением объемной доли и размерного распределения включений [18 – 21].

Изменения в объемной доле неметаллических включений, максимальные размеры включений, а также доля включений различного размера на разных этапах

выплавки, внепечной обработки и разливки для экспериментальных плавов приведены на рис. 6.

Исследование показало характер изменений уровня загрязнённости разных плавов в процессе производства расплава. Наиболее высокий уровень загрязнённости включениями получен в пробе ДСП-2 (отбор пробы перед выпуском) сравнительной плавки. В пробах ДСП-2 от опытных плавов (плавка 1 и 2) уровень загрязнённости немного выше по сравнению с пробами ДСП-1. В конце обработки на УКП-4 объемная доля включений в плавках 1 и 3 снижается до своего минимального значения. В плавке 2 объемная доля значительно возрастает в промежуточном ковше (проба МНЛЗ). В плавках 1 и 3, наоборот, объемная доля возрастает после введения кальция в конце внепечной обработки и не изменяется значительно при разливке (МНЛЗ).

В готовом расплаве, поступившем на разливку, конечный уровень загрязнённости включениями не отличается между экспериментальными и сравнительной плавками.

При этом следует заметить, что в образце опытной плавки 1 присутствуют включения преимущественно размером менее 10 мкм, которые распределены равномерно, крупные включения размером более 50 мкм

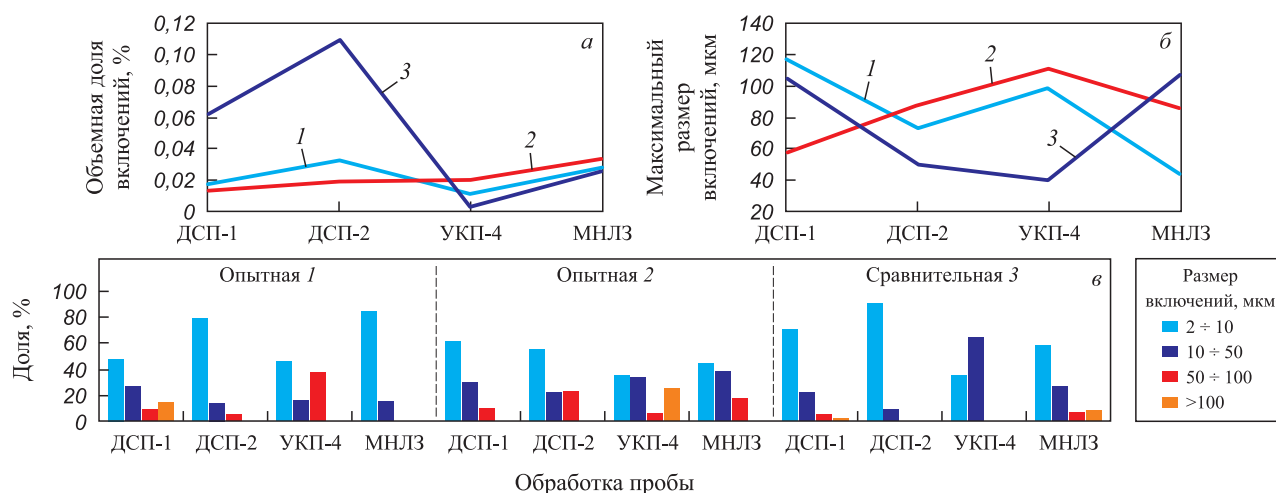


Рис. 6. Результаты измерения объемной доли неметаллических включений (а), максимальные размеры включений (б) и доля включений различного размера (в)

Fig. 6. Results of measuring the volume fraction of non-metallic inclusions (a), maximum sizes of inclusions (б) and proportion of inclusions of different sizes (в)

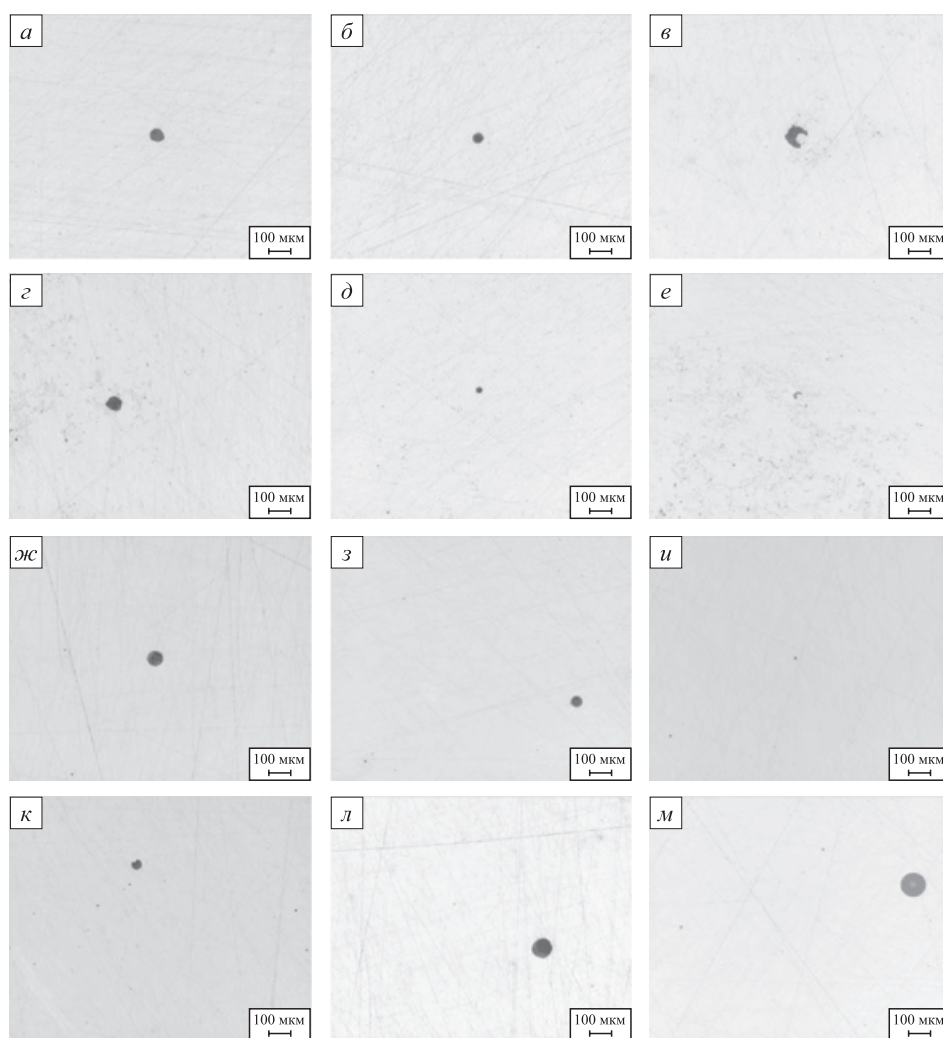


Рис. 7. Вид неметаллических включений в пробах опытных и сравнительной плавки:

a – в – ДСП-1; г – е – ДСП-2; ж – и – УКП-4; к – м – МНЛЗ; а, г, ж, к – плавка 1; б, д, з, л – плавка 2; в, е, и, м – плавка 3

Fig. 7. Non-metallic inclusions in the samples of experimental and comparative heats:

a – в – EAF-1; г – е – EAF-2; ж – и – LF-4; к – м – CCM; а, г, ж, к – heat 1; б, д, з, л – heat 2; в, е, и, м – heat 3

отсутствуют. В образцах плавки 2 и сравнительной плавки 3 в образцах из промежуточного ковша МНЛЗ встречаются включения крупного размера более 100 мкм. Вид характерных неметаллических включений на разных этапах обработки расплава приведён на рис. 7.

Выводы

В пробах жидкого металла, отобранных после полного расплавления шихты в печи, не удалось выявить дендритную структуру из-за весьма низкого содержания легирующих элементов на данном этапе подготовки стали. Структура в пробах ДСП представлена зёрнами феррита с неровными границами, «движение» которых при затвердевании было ограничено значительным количеством оксидов алюминия.

Отсутствие дендритной структуры в литой пробе опытной плавки 1 с проведенной ТВО и последую-

щей релаксацией расплава в печи свидетельствует об отсутствии неравномерности строения металлической матрицы, либо её минимальных значениях. Таким образом, сделан вывод, что нагрев расплава до критической температуры способен вызывать перестройку всей структуры расплава. Это, в свою очередь, может способствовать более равномерному распределению примесей (в том числе нежелательных) в железуглеродистом расплаве.

Методами количественной металлографии исследованы характеристики дендритной структуры. Показано, что наиболее распространённый параметр – расстояние между осями дендритов в большей степени зависит от скорости кристаллизации. Для оценки влияния ТВО на процесс затвердевания возможно использовать экспериментально определяемый параметр – плотность дендритной структуры, которая зависит от состава расплава и характеризует степень его однородности. Так, после введения модифицирующих добавок каль-

ция и связывания остаточного кислорода на завершающем этапе внепечной обработки отмечается рост ПДС для образцов опытных плавов 1 и 2. Это свидетельствует о снижении микрохимической неоднородности расплава опытных плавов перед кристаллизацией на МНЛЗ и подтверждает гипотезу о наследственном характере структуры этого расплава.

Применение металлографических подходов при проведении исследований образцов опытных и сравнительной плавов, отобранных на разных этапах производства, выявило наличие зависимости максимального размера неметаллических включений на этапе кристаллизации стали (промежуточный ковш МНЛЗ) от проведенной ТВО расплава. Так, объемная доля неметаллических включений изменялась в ходе выплавки, внепечной обработки и разливки. В готовом расплаве перед кристаллизацией на МНЛЗ конечный уровень загрязнённости включениями не отличался между экспериментальными и сравнительной плавками. При этом в образцах опытной плавки 1 (с проведенной ТВО) присутствовали включения преимущественно размером менее 10 мкм, распределенные равномерно, крупные включения размером более 50 мкм отсутствовали.

Таким образом, при формировании железуглеродистого расплава низколегированных трубных марок стали предлагается рассматривать проведение ТВО этого расплава именно на этапе выплавки в дуговой печи.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. Москва: Металлургия; 1984:208.
- Цепелев В.С. Физика аморфных и нанокристаллических металлических расплавов: Методология анализа: Монография. Екатеринбург: Издательство Уральского университета; 2023:208.
- Бурмасов С.П., Гудов А.Г., Дегай А.С., Степанов А.И., Смирнов Л.А. Закономерности формирования расплавов на основе железа и металлургические резервы улучшения эксплуатационных свойств сталей. *Сталь*. 2010;(8):42–46.
Burmashov S.P., Gudov A.G., Degai A.S., Stepanov A.I., Smirnov L.A. Formation of iron-based melts and scope for improvement in steel properties. *Steel in Translation*. 2010;40(8):741–745.
<https://doi.org/10.3103/S0967091210080127>
- Зуев М.В., Бурмасов С.П., Степанов А.И., Гудов А.Г., Мурзин А.В., Житлухин Е.Г. Совершенствование технологии современного сталеплавильного производства на основе закономерностей формирования металлических расплавов. *Сталь*. 2013;(2):27–29.
Zuev M.V., Burmashov S.P., Stepanov A.I., Gudov A.G., Murzin A.V., Zhitlukhin E.G. Improvement in steel smelting by studying melt behavior. *Steel in Translation*. 2013; 43(2):106–109.
<https://doi.org/10.3103/S0967091213020204>
- Сомов С.А., Цепелев В.С., Конашков В.В. Экспериментальное определение величин поверхностного натяжения и кинематической вязкости расплавов трубных марок стали в условиях АО «Выксунский металлургический завод». *Вестник ПНИПУ*. 2018;20(1):5–17.
<https://doi.org/10.15593/2227-9877/2018.1.01>
Somov S.A., Tsepelev V.S., Konashkov V.V. Experimental determination of surface tension and kinematic viscosity of melts of tubular steel grades in conditions of JSC “Vyksa Metallurgical Plant”. *Vestnik PNPU*. 2018;20(1):5–17. (In Russ.). <https://doi.org/10.15593/2227-9877/2018.1.01>
- Явойский В.И., Кряковский Ю.В., Григорьев В.П., Нечкин Ю.М., Кравченко В.Ф., Бородин Д.И. Металлургия стали: Учебник для ВУЗов. Москва: Металлургия; 1983:584.
- Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Равновесные и неравновесные состояния металлических расплавов. Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов. Москва: ИКЦ «Академкнига»; 2002:214–228.
- Хлыбов А.А., Ворожева Е.Л., Сметанин К.С., Хлыбов О.С. Современные методы изучения структуры при разработке технологии производства микролегированной трубной стали. *Черные металлы*. 2024;(8):15–25.
Khlybov A.A., Vorozheva E.L., Smetanin K.S., Khlybov O.S. Advanced methods of studying the structure when developing technology for production of microalloyed pipe steel. *Chernye metally*. 2024;(8):15–25. (In Russ.).
- Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000;9(3):286–296.
<https://doi.org/10.1361/105994900770345935>
- Cobo S.J., Sellars C.M. Microstructural evolution of austenite under conditions simulating thin slab casting and hot direct rolling. *Ironmaking and Steelmaking*. 2001;28(3): 230–236. <https://doi.org/10.1179/030192301678082>
- Zhou T., Eng B., Eng M. Control of Microstructure during Solidification and Homogenization of Thin-Slab Cast Direct-Rolling (TSCDR) Microalloyed Steels. Hamilton: McMaster University; 2010:237.
- Presslinger H., Mayr M., Tragl E., Bernhard C. Assessment of the primary structure of slabs and the influence on hot- and cold-rolled strip structure. *Steel Research International*. 2006;77(2):107–115.
<https://doi.org/10.1002/srin.200606362>
- Won Y.M., Thomas B. Simple model of microsegregation during solidification of steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001;32(7):1755–1767.
<https://doi.org/10.1007/s11661-001-0152-4>
- Rodriguez-Galeano K.F., Romano-Acosta L.F., Palmiere E.J., Rainforth W.M. A new approach to etching low-carbon microalloyed steels to reveal prior austenite grain boundaries and the dual-phase microstructure. *Journal of Microscopy*. 2023;289(2):73–79.
<https://doi.org/10.1111/jmi.13153>
- Манохин А.И. Получение однородной стали. Москва: Металлургия; 1978:224.
- Ефимов В.А. Формирование стального слитка: сб. научных трудов. Академия наук УССР, Институт проблем литья. Москва: Металлургия; 1986:88.

17. Казаков А.А., Пахомова О.В., Казакова Е.И. Исследование литой структуры промышленного сляба феррито-перлитной структуры. *Чёрные металлы*. 2013;(9):15–20. Kazakov A.A., Pakhomova O.V., Kazakova E.I. Study of evolution of cast structure in plastic deformation of ferrite-pearlite steel. *Chernye metall*. 2013;(9):15–20. (In Russ.).
18. Vander Voort G. F. Image analysis. In: *Metals ASM Handbook. Materials Characterization*. Metals Park, OH; 1986; (10):309–322. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v10.a0001755>
19. Karasev A.V., Suito H. Analysis of size distributions of primary oxide inclusions in Fe10 mass pct Ni-M ($M = \text{Si, Ti, Al, Zr, and Ce}$) alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1999;30(2):259–270. <https://doi.org/10.1007/s11663-999-0055-0>
20. Ohta H., Suito H. Characteristics of particle size distribution of deoxidation products with Mg, Zr, Al, Ca, Si/Mn and Mg/Al in Fe10 mass % Ni alloy. *ISIJ International*. 2006;46(1):14–21. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.14>
21. Kanbe Y., Karasev A., Todoroki H., Jönsson P.G. Application of extreme value analysis for two- and three-dimensional determinations of the largest inclusion in metal samples. *ISIJ International*. 2011;51(4):593–602. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.593>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Александрович Сомов, начальник отдела Инженерно-технологического центра, АО «Выксунский металлургический завод»

ORCID: 0009-0007-9338-9201

E-mail: somov_sa@vsw.ru

Евгения Львовна Ворожева, к.т.н., главный специалист, АО «Выксунский металлургический завод»

ORCID: 0000-0003-1728-7776

E-mail: vorozheva_el@vsw.ru

Владимир Степанович Цепелев, д.т.н., доцент, профессор кафедры безопасности жизнедеятельности в техносфере, директор Исследовательского центра физики металлических жидкостей, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0003-4195-9042

E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru

Владимир Александрович Мurysev, главный специалист Инженерно-технологического центра, АО «Выксунский металлургический завод»

E-mail: murysev_va@vsw.ru

Илья Владимирович Некрасов, к.т.н., доцент кафедры металлургии железа и сплавов Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-7240-1319

E-mail: ivn84@bk.ru

Sergei A. Somov, Head of the Department of the Engineering and Technology Center, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”

ORCID: 0009-0007-9338-9201

E-mail: somov_sa@vsw.ru

Evgeniya L. Vorozheva, Cand. Sci. (Eng.), Chief Specialist, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”

ORCID: 0000-0003-1728-7776

E-mail: vorozheva_el@vsw.ru

Vladimir S. Tsepelev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Life Safety in the Technosphere, Director of the Research Center of Physics of Metallic Liquids, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0003-4195-9042

E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru

Vladimir A. Murysev, Chief Specialist of the Engineering and Technology Center, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”

E-mail: murysev_va@vsw.ru

Il'ya V. Nekrasov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Iron and Alloys of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-7240-1319

E-mail: ivn84@bk.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. А. Сомов – обзор литературных данных, планирование исследования, постановка задачи исследований, проведение лабораторных опытов, анализ результатов, подготовка текста, формирование выводов.

Е. Л. Ворожева – подготовка и травление образцов, металлографическое исследование с применением оптической микроскопии, анализ результатов, редактирование статьи.

В. С. Цепелев – формирование основной концепции, анализ и обсуждение результатов, научное руководство.

В. А. Мurysev – отбор промышленных образцов, анализ лабораторных испытаний, обсуждение результатов.

И. В. Некрасов – консультация в исследованиях и написании работы, обсуждение результатов, доработка текста, корректировка выводов.

S. A. Somov – review of literary data, research planning, setting the research task, carrying out laboratory tests, analysis of results, writing the text, formation of conclusions.

E. L. Vorozheva – preparation and etching of the samples, metallographic research using optical microscopy, analysis of results, editing the text.

V. S. Tsepelev – conceptualization, analysis and discussion of results, scientific guidance.

V. A. Murysev – selection of industrial samples, analysis of laboratory tests, discussion of results.

I. V. Nekrasov – consulting in the research and writing the article, discussion of results, revision of the text, correction of conclusions.

Поступила в редакцию 30.12.2025

После доработки 30.01.2026

Принята к публикации 03.04.2026

Received 30.12.2025

Revised 30.01.2026

Accepted 03.04.2026



УДК 538.953

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-403-411



Оригинальная статья

Original article

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НАНОЧАСТИЦ АУСТЕНИТА С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

И. В. Зоря¹, Г. М. Полетаев², Р. Ю. Ракитин³,
Ю. В. Бебихов⁴, А. С. Семенов⁴

¹ 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 Алтайский государственный университет (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Комсомольский, 100)

⁴ 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 деформации сжатия наночастиц аустенита с нанокристаллической структурой при низких температурах. Авторы изучали влияние размера наночастицы (от 2 до 20 нм) и размера кристаллических зерен (от 2 до 8 нм) на ее прочность и на значение деформации сжатия, при которой достигается максимальное напряжение. Выделены особенности протекания пластической деформации в случае наночастиц с нанокристаллической структурой. Основное сжатие наночастицы осуществлялось в модели путем движения виртуальных плоскостей по две стороны от частицы с постоянной скоростью 10 м/с при начальной температуре 0 К. Прочность наночастиц уменьшается при уменьшении среднего размера зерна в них. По мере уменьшения размера самих нанокристаллических частиц, как и в случае монокристаллических, их прочность возрастает. В работе также выяснено, что с уменьшением размера частиц повышается значение деформации, при которой достигается максимальное напряжение при сжатии наночастиц. Уменьшение размера зерен приводит к уменьшению прочности, что связано с основным механизмом пластической деформации металлических частиц с нанокристаллической структурой – зернограничным проскальзыванием. На первом этапе деформирования, как правило, происходит поворот всей структуры частицы до достижения максимального значения проекции вектора напряжения на преимущественную плоскость сдвига, которая в случае нанокристаллической структуры определялась взаимной ориентацией границ зерен. Вытянутые примерно вдоль одной плоскости границы зерен представляли в данном случае преимущественную плоскость сдвига.

Ключевые слова: молекулярная динамика, наночастица, нанокристаллическая структура, прочность, аустенит

Для цитирования: Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю., Бебихов Ю.В., Семенов А.С. Молекулярно-динамическое моделирование деформации наночастиц аустенита с нанокристаллической структурой. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):403–411.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-403-411>

MOLECULAR DYNAMICS SIMULATION OF DEFORMATION OF AUSTENITE NANOPARTICLES WITH A NANOCRYSTALLINE STRUCTURE

I. V. Zorya¹, G. M. Poletaev², R. Yu. Rakitin³,
Yu. V. Bebikhov⁴, A. S. Semenov⁴

¹ 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 Altai State University (100 Komsomolskii Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

⁴ Mirny Polytechnic Institute (branch) of Ammosov North-Eastern Federal University (5 Tikhonova Str., Mirny, Republic of Sakha (Yakutia) 678170, Russian Federation)

✉ zorya.i@mail.ru

Abstract. Molecular dynamics simulation was used to study the compressive deformation of austenite nanoparticles with a nanocrystalline structure at low temperatures. The authors studied the influence of nanoparticle size (from 2 to 20 nm) and crystalline grain size (from 2 to 8 nm) on their strength and on the value of compressive deformation at which maximum stress is achieved. The characteristics of plastic deformation in the case of nanoparticles with a nanocrystalline structure are highlighted. Uniaxial compression of the nanoparticle was simulated in the model by moving virtual planes on both sides of the particle with a constant velocity of 10 m/s at an initial temperature of 0 K. The study demonstrated that the nanoparticles strength decreases with decreasing average grain size. While the size of the nanocrystalline particles themselves decreases, as with single-crystal particles, their strength increases. The authors also found that with decreasing particle size, the value of deformation, at which maximum stress is achieved during nanoparticle compression, increases. A decrease in grain size leads to a decrease in strength, which is associated with the primary mechanism of plastic deformation of metal particles with a nanocrystalline structure: grain boundary sliding. During the first stage of deformation, the entire particle structure typically rotated until the maximum value of the stress vector projection onto the preferred shear plane was reached. In the case of a nanocrystalline structure, this was determined by the relative orientation of the grain boundaries. Grain boundaries, roughly aligned along the same plane, represented the preferred shear plane in this case.

Keywords: molecular dynamics, nanoparticle, nanocrystalline structure, strength, austenite

For citation: Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S. Molecular dynamics simulation of deformation of austenite nanoparticles with a nanocrystalline structure. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):403–411.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-403-411>

ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия большое внимание уделяется металлическим наночастицам благодаря их уникальным физическим, химическим и оптическим свойствам [1], которые находят применение в различных областях, таких как микроэлектроника, оптоэлектроника и плазмоника [2; 3], химический катализ, изготовление газовых сенсоров [4; 5], медицина и биология [6; 7]. Металлические наночастицы зачастую также имеют улучшенные механические свойства по сравнению с соответствующими объемными материалами [8–12]. Это, помимо прочих приложений, делает наночастицы перспективными для улучшения трибологических свойств смазочных материалов, а также для использования в качестве наполнителя в композиционных материалах [11]. С помощью методов наноиндентирования экспериментально было выяснено, что прочность монокристаллических наночастиц при их сжатии может достигать гигантских значений – вплоть до нескольких десятков ГПа [8–10]. Например, в работе [10], при сжатии монокристаллических наночастиц никеля диаметром 210 нм была зафиксирована прочность 34 ГПа.

В настоящее время известно, что прочность монокристаллических частиц увеличивается при

уменьшении их размера: это было показано как экспериментально, так и с помощью компьютерного моделирования [10; 13–18]. Другим интересным наблюдением, касающимся деформации наночастиц, является увеличение вязкости разрушения при уменьшении их размера [19]. В экспериментальной работе [10] при наноиндентировании частиц никеля максимальное напряжение сжатия, например, достигалось при деформации 10–20 %. В работе [20] с помощью высоко-разрешающей просвечивающей электронной микроскопии было показано, что серебряные наночастицы размером менее 10 нм при сжатии при комнатной температуре ведут себя аналогично жидким каплям, а в работах [21–23] показано, что достаточно маленькие частицы, изготовленные из очень хрупких материалов (таких как кремний или оксид магния), могут быть деформированы пластически.

Помимо частиц с кристаллической структурой в настоящее время большой интерес представляют частицы с высоким уровнем беспорядка атомной структуры: аморфной или нанокристаллической структурой [24–27]. Такие частицы характеризуются высокой степенью неравновесности структуры и сравнительно большими значениями избыточной (или запасенной) энергии; они, как правило, обладают уникальной

электронной структурой, а также набором полезных механических свойств, в частности, сравнительно высокими пластичностью и вязкостью разрушения. Наночастицы с нанокристаллической структурой можно получить с помощью охлаждения расплавленных наночастиц с достаточно высокой скоростью порядка $10^{10} - 10^{12}$ К/с [28 – 30]. При таких скоростях охлаждения не успевает произойти подавление роста одних зерен другими и образуется множество мелких зерен со средним размером (всего около нескольких нанометров). Основными механизмами пластической деформации в случае нанокристаллической структуры являются не образование и скольжение дислокаций (так называемое внутривершинное скольжение), а сдвиги зерен относительно друг друга вдоль межзеренных границ – зернограничное проскальзывание.

Целью настоящей работы является исследование механических свойств круглых наночастиц с нанокристаллической структурой при деформации сжатия при низких температурах с помощью молекулярно-динамического моделирования. Главное внимание уделено изучению влияния размера наночастицы и среднего размера зерна в ней на ее прочность и вязкость разрушения. Рассматриваются особенности протекания деформации. В качестве металла был выбран аустенит в связи с его широким практическим применением.

ОПИСАНИЕ МОДЕЛИ

Для описания межатомных взаимодействий в молекулярно-динамической модели использовался ЕАМ потенциал из работы [31], 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, прошел успешную апробацию при моделировании различных процессов, включая процессы плавления, пластической деформации, диффузии [30 – 36].

При создании модели наночастицы желательно создать зерна в ней примерно одинакового размера. Это необходимо для исследования влияния размера зерен на механические свойства наночастицы. Процедура создания наночастицы заключалась в следующем. На первом этапе в прямоугольной расчетной ячейке идеального кристалла аустенита, в зависимости от заданного среднего размера зерен, определялись центры будущих зерен. Они располагались в узлах наподобие узлов большой решетки с ГПУ упаковкой: в этом случае все зерна имели одинаковый размер. Структура вокруг каждого центра в сферах, диаметр которых составлял 0,8 от заданного размера зерна, ближайшего расстояния между центрами, поворачивалась в пространстве на случайные углы. После этого при зафиксированной структуре внутри сфер остальная структура (области

вблизи межзеренных границ) подвергалась плавлению и затем моделированию кристаллизации при выдерживании в течение 300 пс при температуре 1500 К. Затем фиксация структуры в центрах зерен отключалась и проводились релаксация еще в течение 20 пс при температуре 100 К и последующее охлаждение до 0 К. Размер зерен варьировался от 2 до 8 нм. Зерна размером меньше 2 нм были слишком нестабильны: при деформации или нагревании происходила рекристаллизация, сопровождающаяся ростом зерен.

На следующем этапе из полученной расчетной ячейки с нанокристаллической структурой вырезалась круглая наночастица заданного диаметра. Диаметр частицы варьировался от 2 до 20 нм. Очевидно, что при вырезании частицы средний размер зерна, в связи с обрезанием некоторых зерен, становился меньше (для таких частиц делался соответствующий перерасчет среднего размера). После вырезания круглой частицы вновь проводились структурная релаксация в течение 20 пс при температуре 100 К и последующее охлаждение до 0 К. Низкая температура и небольшая продолжительность релаксации были обусловлены потребностью избежать ранней рекристаллизации на данном этапе, поскольку это бы привело к росту среднего размера зерна.

Примеры частиц с нанокристаллической структурой с размерами зерен 2,9 и 4,8 нм показаны на рис. 1. Вокруг частицы имитировалось свободное пространство. Ииспользовался NPT канонический ансамбль. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики составлял 2 фс.

Сжатие наночастицы осуществлялось в модели путем движения виртуальных плоскостей по две стороны от частицы с постоянной скоростью (рис. 1). Взаимодействие атомов с виртуальными границами задавалось как абсолютно упругое. Такой метод использовался в большинстве работ, посвященных молекулярно-динамическому моделированию сжатия наночастиц. Скорость движения плоских границ при этом обычно задается в пределах от 10 до 50 м/с, а начальная температура, как правило, задается 0 К [15; 16; 37; 38]. В работе [18] при исследовании механических свойств монокристаллических наночастиц никеля, в частности, было показано, что с ростом скорости деформирования прочность наночастиц увеличивается, а при повышении температуры – уменьшается. В настоящей работе все исследования проведены при скорости сжатия 10 м/с и начальной температуре 0 К. Напряжение при сжатии наночастиц определялось как отношение суммарной силы, действующей на виртуальные плоские границы со стороны атомов, к суммарной площади контакта.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные структуры наночастиц, содержащие зерна размером всего несколько нанометров и соот-

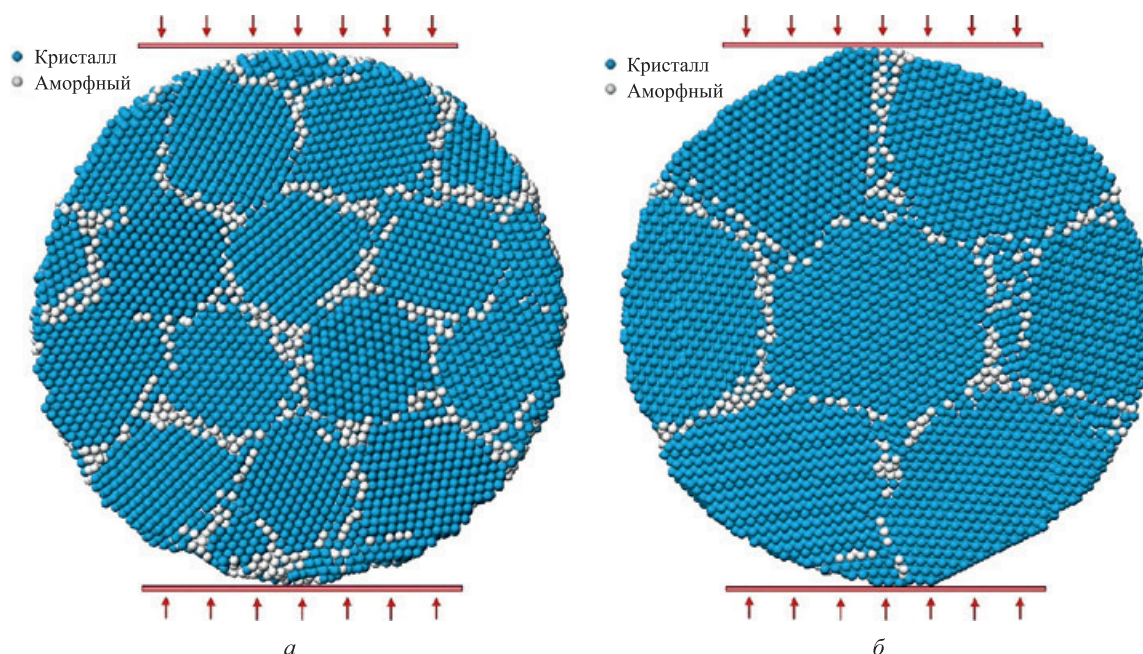


Рис. 1. Сечение нанокристаллической частицы диаметром 12 нм со средним размером зерна 2,9 нм (а) и 4,8 нм (б)

Fig. 1. Cross section of nanocrystalline particle with diameter of 12 nm and average grain size of 2.9 nm (a) and 4.8 nm (b)

ветствующую высокую плотность границ зерен и других дефектов, очевидно, являются неустойчивыми при повышении температуры. Перед проведением основных исследований в настоящей работе была проанализирована устойчивость структуры полученных частиц в зависимости от температуры. Установлено, что при низких температурах, близких к 0 К, при которых проводилось моделирование сжатия, средний размер зерна в рассматриваемом диапазоне значений остается относительно стабильным.

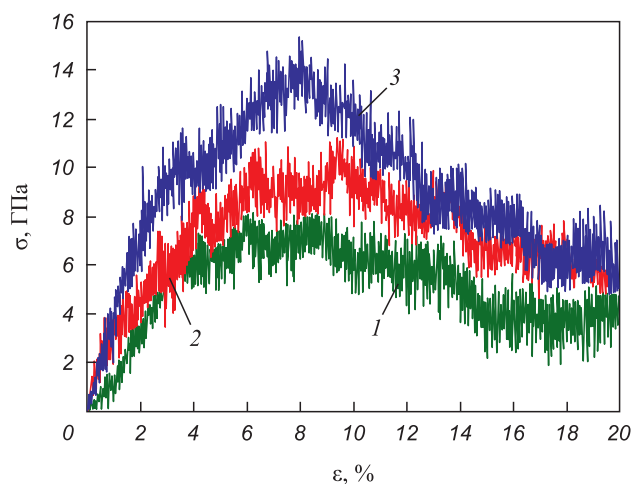


Рис. 2. Зависимости напряжение – деформация при сжатии нанокристаллической наночастицы аустенита диаметром 12 нм с размером зерна 2,5 (1), 3,8 (2) и 5,7 нм (3)

Fig. 2. Stress-strain dependencies during compression of austenite nanocrystalline nanoparticle with diameter of 12 nm and grain size of 2.5 (1), 3.8 (2) and 5.7 nm (3)

На рис. 2 приведены примеры зависимостей напряжение – деформация при сжатии нанокристаллической наночастицы аустенита диаметром 12 нм с размерами зерен 2,5, 3,8 и 5,7 нм. К особенностям всех приведенных зависимостей можно отнести наличие нескольких локальных пиков, связанных с подстройкой структуры в области пятен контакта, где происходит приложение нагрузки. Хорошо видно, что прочность частицы увеличивается по мере роста среднего размера зерна. Для приведенных на рис. 2 примеров: для частиц размером 2,5, 3,8 и 5,7 нм – примерно 7,4, 10,3 и 14,0 ГПа соответственно.

Второе, что обращает на себя внимание на рис. 2 – сравнительно вязкий, нехрупкий характер деформации частиц: максимальные значения напряжения достигаются при сравнительно очень больших значениях деформации – 6 – 10 %. Однако это не является особенностью нанокристаллической структуры в данном случае: такой вязкий характер деформации наблюдался также при сжатии кристаллических наночастиц в реальных экспериментах [10; 20].

Еще одной особенностью получаемых зависимостей напряжение – деформация являются, к сожалению, довольно большие погрешности и большие осцилляции, обусловленные сравнительно малыми размерами как самих наночастиц, так и площади пятен контакта. Эти погрешности увеличивались при уменьшении размера наночастиц.

На рис. 3 показаны зависимости максимального напряжения $\sigma_{\max}$ и соответствующего ему значения деформации $\epsilon_{\max}$ от среднего размера зерна δ для наночастицы диаметром 12 нм. Одноосное сжатие каждой

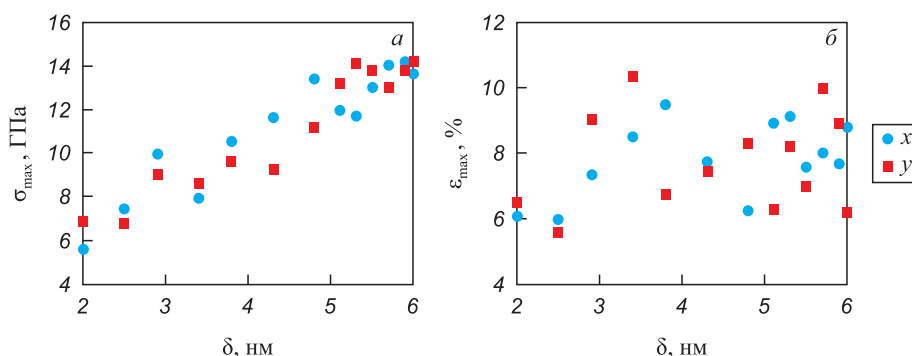


Рис. 3. Зависимости максимального напряжения $\sigma_{\max}$ (а) и соответствующего ему значения деформации $\epsilon_{\max}$ (б) от среднего размера зерна δ для наночастицы диаметром 12 нм

Fig. 3. Dependencies of the maximum stress $\sigma_{\max}$ (a) and corresponding value of deformation $\epsilon_{\max}$ (b) on average grain size δ for nanoparticle with diameter of 12 nm

частицы для более полного анализа осуществлялось дважды вдоль взаимно перпендикулярных осей x и y . На рис. 3, а, где изображена зависимость $\sigma_{\max}(\delta)$, хорошо видно, что по мере уменьшения среднего размера зерна прочность снижается: от 14 ГПа при $\delta = 6$ нм до примерно 6 ГПа при $\delta = 2$ нм. Такой характер зависимости объясняется тем, что для нанокристаллической структуры с размером зерен всего около нескольких нанометров пластическая деформация осуществляется главным образом не за счет образования и движения дислокаций внутри зерен, а за счет скольжения зерен относительно друг друга вдоль межзеренных границ. При этом уменьшение размера зерен и увеличение плотности границ между ними приводит соответственно к снижению затрат энергии на осуществление пластических сдвигов и облегчению протекания пластической деформации.

В то же время для деформации, при которой наблюдалось достижение максимального напряжения, не было замечено отчетливой зависимости от размера

зерна (рис. 3, б). Для всех рассматриваемых размеров зерен величина $\epsilon_{\max}$ находилась в пределах 6 – 10 %. Это любопытный результат, противоречащий аналогичной зависимости для объемных нанокристаллических материалов, где по мере снижения среднего размера зерна возрастают пластичность и вязкость разрушения. По всей видимости, в данном случае более сильное влияние на вязкость разрушения и величину $\epsilon_{\max}$ оказывает особенность любых наночастиц, связанная со сравнительно малой площадью пятен контакта и процессами, связанными с «протинанием» структуры вблизи них.

На рис. 4, а изображена зависимость максимального напряжения $\sigma_{\max}$ от размера наночастицы d , содержащей зерна со средним размером 3 нм (для частиц менее 6 нм зерна в действительности были уже меньше 3 нм). В настоящее время ряд исследователей полагает, что влияние размера кристаллических частиц на их прочность связано с уменьшением доступного объема для работы источника дислокаций при уменьшении раз-

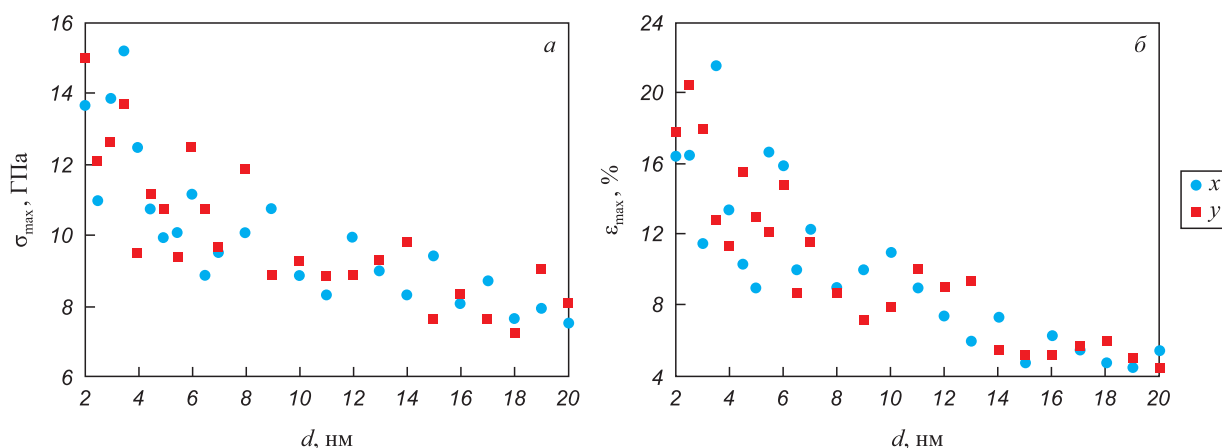


Рис. 4. Зависимости максимального напряжения $\sigma_{\max}$ (а) и соответствующего ему значения деформации $\epsilon_{\max}$ (б) от размера наночастицы со средним размером зерна 3 нм

Fig. 4. Dependencies of the maximum stress $\sigma_{\max}$ (a) and corresponding value of deformation $\epsilon_{\max}$ (b) on average grain size δ for nanoparticle with diameter of 3 nm

мера монокристаллической частицы [13 – 17]. Однако, как видно на рис. 4, *а*, для частиц с нанокристаллической структурой, в которых деформация осуществляется преимущественно не за счет дислокаций, а за счет зернограничного проскальзывания, также отчетливо наблюдается рост прочности с уменьшением размера частицы. Даже для частиц меньше 6 нм, в которых средний размер зерен фактически был уже меньше 3 нм, прочность возрастала по мере уменьшения размера частицы.

Можно заметить, что при уменьшении диаметра наночастиц разброс определяемых в модели значений прочности увеличивался. В первую очередь это обусловлено погрешностями вычисления напряжения, которые возрастали при уменьшении размера частиц из-за погрешности определения как площади пятна контакта, так и из-за роста влияния на погрешность в этом случае формы частицы и рельефа ее поверхности. Небольшие отклонения формы частицы от шарообразной или наличие атомных ступенек на поверхности приводили к заметным отклонениям получаемых значений.

На рис. 4, *б* изображена зависимость деформации, при которой достигалась максимальная прочность, от размера наночастицы d . Как можно видеть, по мере уменьшения размера частицы $\epsilon_{\max}$ возрастает, что согласуется с результатами работ других авторов [19 – 23]. Полученные значения $\epsilon_{\max}$ варьируются от 5 % для частиц диаметром 20 нм до 20 % для частиц диаметром 2 нм. Для сравнения, в экспериментальной работе [10] для монокристаллических частиц никеля максимальное напряжение достигалось при деформации 10 – 20 %, а в работе [39], выполненной с помощью молекулярно-динамического моделирования, для наночастиц никеля

диаметром 10 нм максимальное напряжение достигалось при сжатии 5 – 15 %.

На рис. 5 изображены сечения частиц диаметром 12 нм с зернами размером 2,9 и 4,8 нм после деформации 12 и 10 % соответственно. Начальная структура тех же частиц до деформации показана на рис. 1. Как можно видеть, в результате сжатия произошел поворот всей структуры наночастиц примерно на 9° в случае зерен размером 2,9 нм и на 11° в случае зерен размером 4,8 нм. В работе [18] при исследовании деформации монокристаллических частиц никеля также отмечалось, что на первом этапе деформации происходит поворот структуры всей частицы. Как правило, этот поворот более выражен в случае сравнительно малых частиц и происходит до тех пор, пока проекция вектора напряжения на плоскость сдвига не становилась максимальной (то есть когда угол между плоскостью сдвига и направлением сжатия не достигал около 45°). После этого в случае монокристаллической частицы в работе [18] следовал этап образования дислокаций от пятен контакта. В рассматриваемом в настоящей работе случае основным механизмом пластической деформации являлось зернограничное проскальзывание, в связи с этим плоскость сдвига определялась не кристаллографической ориентацией, а ориентацией границ зерен. Вытянутые примерно вдоль одной плоскости границы зерен представляли в данном случае преимущественную плоскость скольжения.

Следует также отметить, что, как и в случае сжатия аморфных частиц в работе [18], в настоящей работе для нанокристаллических частиц также наблюдался феномен уплотнения структуры вблизи пятен контакта и ее переориентация таким образом, что наиболее плотноупакованные атомные плоскости типа (111) станови-

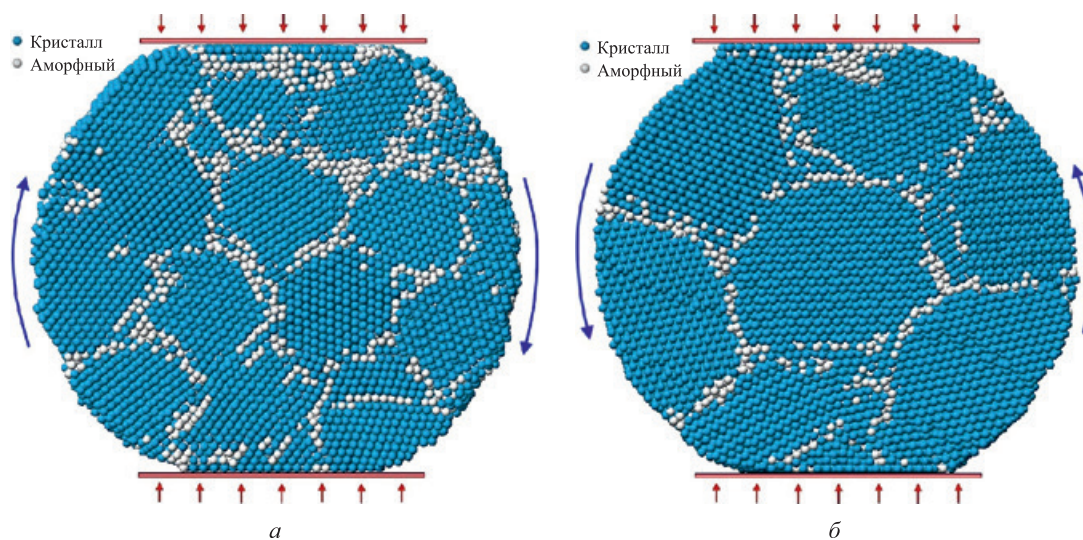


Рис. 5. Сечения нанокристаллических частиц диаметром 12 нм в момент сжатия со средним размером зерна 2,9 нм, сжатие 12 % (*а*) и 4,8 нм, сжатие 10 % (*б*)

Fig. 5. Cross sections of nanocrystalline particles with diameter of 12 nm at the moment of compression with average grain size of 2.9 nm, compression of 12 % (*a*) and 4.8 nm, compression of 10 % (*b*)

лись параллельными плоскости контакта. По мере увеличения деформации этот эффект становился все более выраженным.

Таким образом, выясняются сложность и многофакторность влияния размера и внутренней структуры наночастицы на ее механические свойства. Для кристаллических частиц, согласно данным работ [13 – 17], важным является объем, необходимый для образования и развития дислокаций, для аморфных – как было показано в работе [18], уплотнение и упрочнение, (зачастую в сочетании с частичной кристаллизацией) структуры вблизи мест приложения нагрузки. В случае частиц с нанокристаллической структурой механизм деформации еще больше усложняется вследствие работы сразу нескольких процессов: зернограничного проскальзывания, поворота зерен, рекристаллизации. Кроме этого, как выяснено в настоящей работе, на прочность оказывает влияние размер зерен: прочность снижается по мере уменьшения среднего размера зерна. Интересным и важным вопросом также является изучение факторов, влияющих на площадь пятна контакта, с учетом того, что эта площадь определяет значение вычисляемого напряжения.

Выводы

С помощью метода молекулярной динамики проведено исследование деформации сжатия наночастиц аустенита с нанокристаллической структурой при низких температурах. Изучено влияние размера частицы и размера кристаллических зерен на ее прочность и на значение деформации, при которой достигается максимальное напряжение. Выделены особенности протекания пластической деформации в случае наночастиц с нанокристаллической структурой. Прочность частиц уменьшается при уменьшении среднего размера зерна в них. Для частицы аустенита диаметром 12 нм прочность снижается более чем в два раза при уменьшении размера зерен от 6 до 2 нм – от 14 до 6 ГПа. По мере уменьшения размера нанокристаллических наночастиц, как и в случае монокристаллических, их прочность возрастает. Для частиц с нанокристаллической структурой со средним размером зерна примерно 3 нм прочность увеличилась от 8 ГПа для частиц диаметром 20 нм до 15 ГПа для частиц диаметром 2 нм, причем в последнем случае зерна были даже меньше 3 нм.

В работе также установлено, что с уменьшением размера частиц повышается значение деформации, при которой достигается максимальное напряжение при сжатии наночастиц: для рассмотренных нанокристаллических частиц – от 5 % для частиц диаметром 20 нм до 20 % для частиц диаметром 2 нм. Пластическая деформация в наночастицах с нанокристаллической структурой протекала преимущественно за счет зернограничного проскальзывания. При этом на первом этапе, как правило, происходил поворот всей структуры

частицы до достижения максимального значения проекции вектора напряжения на преимущественную плоскость сдвига, которая в случае нанокристаллической структуры определялась взаимной ориентацией границ зерен. Вытянутые примерно вдоль одной плоскости границы зерен представляли в данном случае преимущественную плоскость сдвига.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Dekker Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology. Schwarz J.A., Lyshevski S.E., Contescu C.I. eds. Boca Raton: CRC Press; 2014;4200.
2. Humbert C., Noblet T., Dalstein L., Busson B., Barbillon G. Sum-frequency generation spectroscopy of plasmonic nanomaterials: A review. *Materials*. 2019;12(5):836. <https://doi.org/10.3390/ma12050836>
3. Mantri Y., Jokerst J.V. Engineering plasmonic nanoparticles for enhanced photoacoustic imaging. *ACS Nano*. 2020;14(8):9408–9422. <https://doi.org/10.1021/acs.nano.0c05215>
4. Kodama K., Nagai T., Kuwaki A., Jinnouchi R., Morimoto Y. Challenges in applying highly active Pt-based nanostructured catalysts for oxygen reduction reactions to fuel cell vehicles. *Nature Nanotechnology*. 2021;16(2):140–147. <https://doi.org/10.1038/s41565-020-00824-w>
5. Mitchell S., Qin R., Zheng N., Pérez-Ramírez J. Nanoscale engineering of catalytic materials for sustainable technologies. *Nature Nanotechnology*. 2021;16(2):129–139. <https://doi.org/10.1038/s41565-020-00799-8>
6. Jain T.K., Morales M.A., Sahoo S.K., Leslie-Pelecky D.L., Labhasetwar V. Iron oxide nanoparticles for sustained delivery of anticancer agents. *Molecular Pharmaceutics*. 2005;2(3):194–205. <https://doi.org/10.1021/mp0500014>
7. Shim S.-Y., Lim D.-K., Nam J.-M. Ultrasensitive optical bio-diagnostic methods using metallic nanoparticles. *Nanomedicine*. 2008;3(2):215–232. <https://doi.org/10.2217/17435889.3.2.215>
8. Carlton C.E., Ferreira P.J. In situ TEM nanoindentation of nanoparticles. *Micron*. 2012;43(11):1134–1139. <https://doi.org/10.1016/j.micron.2012.03.002>
9. Deneen J., Mook W.M., Minor A., Gerberich W.W., Carter C.B. In situ deformation of silicon nanospheres. *Journal of Materials Science*. 2006;41:4477–4483. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0085-9>
10. Sharma A., Hickman J., Gazit N., Rabkin E., Mishin Y. Nickel nanoparticles set a new record of strength. *Nature Communications*. 2018;9(1):4102. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-06575-6>
11. Guo D., Xie G., Luo J. Mechanical properties of nanoparticles: Basics and applications. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2014;47:013001. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/47/1/013001>
12. Ramos M., Ortiz-Jordan L., Hurtado-Macias A., Flores S., Elizalde-Galindo J., Rocha C., Torres B., Zarei-Chaleshtori M., Chianelli R. Hardness and elastic modulus on six-fold symmetry gold nanoparticles. *Materials*. 2013;6(1):198–205. <https://doi.org/10.3390/ma6010198>
13. Mordehai D., Lee S.-W., Backes B., Srolovitz D.J., Nix W.D., Rabkin E. Size effect in compression of single-crystal gold microparticles. *Acta Materialia*. 2011;59(13):5202–5215. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.04.057>

14. Han W.-Z., Huang L., Ogata S., Kimizuka H., Yang Z.-C., Weinberger C., Li Q.-J., Liu B.-Y., Zhang X.-X., Li J., Ma E., Shan Z.-W. From “smaller is stronger” to “size-independent strength plateau”: Towards measuring the ideal strength of iron. *Advanced Materials*. 2015;27(22):3385–3390. <https://doi.org/10.1002/adma.201500377>
15. Hong Y., Zhang N., Zaeem M.A. Metastable phase transformation and deformation twinning induced hardening-stiffening mechanism in compression of silicon nanoparticles. *Acta Materialia*. 2018;145:8–18. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.11.034>
16. Amodeo J., Pizzagalli L. Modeling the mechanical properties of nanoparticles: A review. *Comptes Rendus. Physique, Plasticity and Solid State Physics*. 2021;22(S3):35–66. <https://doi.org/10.5802/crphys.70>
17. Feruz Y., Mordehai D. Towards a universal size-dependent strength of face-centered cubic nanoparticles. *Acta Materialia*. 2016;103:433–441. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2015.10.027>
18. Poletaev G., Sannikov A., Gafner Y., Gafner S., Zorya I. Mechanical properties of crystalline and amorphous nickel nanoparticles: Molecular dynamics simulation. *Journal of Nanoparticle Research*. 2025;27:153. <https://doi.org/10.1007/s11051-025-06354-7>
19. Beaber A.R., Nowak J.D., Ugurlu O., Mook W.M., Girshick S.L., Ballarini R., Gerberich W.W. Smaller is tougher. *Philosophical Magazine*. 2011;91(7-9):1179–1189. <https://doi.org/10.1080/14786435.2010.487474>
20. Sun J., He L., Lo Y.-C., Xu T., Bi H., Sun L., Zhang Z., Mao S.X., Li J. Liquid-like pseudoelasticity of sub-10-nm crystalline silver particles. *Nature Materials*. 2014;13:1007–1012. <https://doi.org/10.1038/nmat4105>
21. Issa I., Amodeo J., Réthoré J., Joly-Pottuz L., Esnouf C., Morthomas J., Perez M., Chevalier J., Masenelli-Varlot K. In situ investigation of MgO nanocube deformation at room temperature. *Acta Materialia*. 2015;86:295–304. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.001>
22. Mook W.M., Nowak J.D., Perrey C.R., Carter C.B., Mukherjee R., Girshick S.L., McMurphy P.H., Gerberich W.W. Compressive stress effects on nanoparticle modulus and fracture. *Physical Review B*. 2007;75:214112. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.75.214112>
23. Gerberich W.W., Stauffer D.D., Beaber A.R., Tymiak N.I. A brittleness transition in silicon due to scale. *Journal of Materials Research*. 2012;27(3):552–561. <https://doi.org/10.1557/jmr.2011.348>
24. Liang S.-X., Zhang L.-C., Reichenberger S., Barcikowski S. Design and perspective of amorphous metal nanoparticles from laser synthesis and processing. *Physical Chemistry Chemical Physics*. 2021;23(19):11121–11154. <https://doi.org/10.1039/D1CP00701G>
25. Sun J., Sinha S.K., Khammari A., Picher M., Terrones M., Banhart F. The amorphization of metal nanoparticles in graphitic shells under laser pulses. *Carbon*. 2020;161:495–501. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2020.01.067>
26. He D.S., Huang Y., Myers B.D., Isheim D., Fan X., Xia G.-J., Deng Y., Xie L., Han S., Qiu Y., Wang Y.-G., Luan J., Jiao Z., Huang L., Dravid V.P., He J. Single-element amorphous palladium nanoparticles formed via phase separation. *Nano Research*. 2022;15:5575–5580. <https://doi.org/10.1007/s12274-022-4173-1>
27. Qian Y., Silva A., Yu E., Anderson C.L., Liu Y., Theis W., Ercius P., Xu T. Crystallization of nanoparticles induced by precipitation of trace polymeric additives. *Nature Communications*. 2021;12:2767. <https://doi.org/10.1038/s41467-021-22950-2>
28. Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys. *Acta Materialia*. 2003;51:5743–5774. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.08.032>
29. 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>
30. Зоря И.В., Полетаев 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>
31. 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>
32. 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>
33. Poletaev G.M., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S., Starostenkov M.D. Self-diffusion in melts of Ni–Al and Ti–Al systems: Molecular dynamics study. *Letters on Materials*. 2021;11(4):438–441. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-4-438-441>
34. 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.
35. Poletaev G.M., Starostenkov M.D. Mutual diffusion at the interface in a two-dimensional Ni–Al system. *Technical Physics Letters*. 2003;29(6):454–455. <https://doi.org/10.1134/1.1589555>
36. Poletaev G.M., Novoselova D.V., Kaygorodova V.M. The causes of formation of the triple junctions of grain boundaries containing excess free volume in fcc metals at crystallization. *Solid State Phenomena*. 2016;247:3–8. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.247.3>
37. Bian J., Zhang H., Niu X., Wang G. Anisotropic deformation in the compressions of single crystalline copper nanoparticles. *Crystals*. 2018;8(3):116. <https://doi.org/10.3390/cryst8030116>
38. Bian J.J., Yang L., Niu X.R., Wang G.F. Orientation-dependent deformation mechanisms of bcc niobium nanoparticles. *Philosophical Magazine*. 2018;98(20):1848–1864. <https://doi.org/10.1080/14786435.2018.1459059>
39. Goryaeva A.M., Fusco C., Bugnet M., Amodeo J. Influence of an amorphous surface layer on the mechanical properties of metallic nanoparticles under compression. *Physical Review Materials*. 2019;3:033606. <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.3.033606>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Ирина Васильевна Зоря, д.ф.-м.н., доцент, директор архитектурно-строительного института, 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

Ракитин Роман Юрьевич, к.ф.-м.н., доцент, проректор по цифровому развитию, Алтайский государственный университет

ORCID: 0000-0002-6341-2761

E-mail: movehell@gmail.com

Юрий Владимирович Бебихов, д.ф.-м.н., доцент, заведующий кафедрой электроэнергетики и автоматизации промышленного производства, 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, 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.), Assist. Prof., Director of the Institute of Architecture and Civil Engineering, 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

Roman Yu. Rakitin, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Vice-Rector for Digital Development, Altai State University

ORCID: 0000-0002-6341-2761

E-mail: movehell@gmail.com

Yurii V. Bebikhov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Head of the Chair of Electric Power Engineering and Industrial Automation, Mirny Polytechnic Institute (branch) of Ammosov North-Eastern Federal University

ORCID: 0000-0002-8366-4819

E-mail: bebikhov.yura@mail.ru

Aleksandr S. Semenov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Director, Mirny Polytechnic Institute (branch) of Ammosov 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.

Р. Ю. Ракитин – проведение расчетов и получение результатов, получение рисунков и графиков для статьи.

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

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

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

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

R. Yu. Rakitin – performing calculations, obtaining results, drawing figures and graphs.

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

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

Поступила в редакцию 06.02.2026

После доработки 24.03.2026

Принята к публикации 10.04.2026

Received 06.02.2026

Revised 24.03.2026

Accepted 10.04.2026



УДК 621.791.927.2

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-412-422



Оригинальная статья

Original article

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КАРБИДОСТАЛИ (БЫСТРОРЕЖУЩАЯ СТАЛЬ 10P6M5 + МОНОКАРБИД ВОЛЬФРАМА WC) ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКЕ

Ф. М. Носков[✉], С. А. Климов, О. А. Масанский

■ Сибирский федеральный университет (Россия, 660041, Красноярск, пр. Свободный, 79)

✉ fnoskov@sfu-kras.ru

Аннотация. Работа посвящена описанию процесса формирования структуры карбидостали (быстрорежущая сталь 10P6M5 + 5 – 20 мас. % монокрибида вольфрама WC) в процессе кристаллизации и охлаждения после индукционной наплавки. Теоретически рассмотрена цепочка происходящих превращений в жидко-твердом и твердом состояниях. Экспериментально показано, что процесс кристаллизации начинается с перитектического превращения. При дальнейшем охлаждении в результате эвтектического превращения формируется ледебуритная эвтектика с карбидами типа Me_6C , $Me_{12}C$. Одновременно с выпадением вольфрамового ледебурита начинается кристаллизация карбидов VC, которые в чистой стали 10P6M5 и в карбидостали с небольшим количеством WC выпадают преимущественно в виде отдельных изолированных карбидных выделений. Увеличение количества внесенного в состав шихты упрочнителя WC приводит к преимущественно эвтектической кристаллизации карбида VC. Морфология первичного вольфрамомолибденового ледебурита так же меняется от веерообразной в чистой стали 10P6M5 через ряд модификаций к классической скелетной, свойственной высоковольфрамовой стали типа P18, в карбидостали со значительным количеством внесенных карбидов WC. По мере охлаждения в наплавленном слое происходят твдофазные превращения, приводящие к выпадению карбидов типа WC, W_2C , цементита и др. В микроструктурах всех наплавов наблюдаются кристаллы мартенсита, вызванные закалкой наплавленных слоев при охлаждении их на воздухе. Показано, что при индукционной наплавке есть возможность скорректировать изложенные выше процессы путем подбора таких режимов, которые частично или полностью позволяют «наследовать» структуру исходной наплавляемой пресовки. В результате можно в большей или меньшей степени предупредить выпадение ледебурита и зафиксировать карбид-упрочнитель WC в виде групп угловатых карбидов вокруг «порошинок» оплавленной стали 10P6M5. Таким образом, показана определяющая роль процессов, происходящих в верхнем температурном интервале кристаллизации (выпадение твердых растворов и выделение эвтектик) на структурообразование карбидостали.

Ключевые слова: индукционная наплавка, карбидосталь, быстрорежущая сталь, структура, аустенит, специальные карбиды

Для цитирования: Носков Ф.М., Климов С.А., Масанский О.А. Формирование структуры карбидостали (быстрорежущая сталь 10P6M5 + монокрибид вольфрама WC) при индукционной наплавке. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2026;69(4):412–422.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-412-422>

FORMATION OF THE CARBIDE STEEL STRUCTURE (HIGH-SPEED STEEL 10R6M5 + TUNGSTEN MONOCARBIDE WC) AT INDUCTION SURFACING

F. M. Noskov[✉], S. A. Klimov, O. A. Masanskii

■ Siberian Federal University (79 Svobodnyi Ave., Krasnoyarsk 660041, Russian Federation)

✉ fnoskov@sfu-kras.ru

Abstract. The work is devoted to the description of the process of forming the structure of carbide steel (high-speed steel 10R6M5 + 5 – 20 wt. % of tungsten monocarbide WC) during crystallization and cooling after induction surfacing. Theoretically, the chain of transformations in liquid-solid and solid states is considered. It was experimentally shown that the crystallization process begins with a peritectical transformation. Upon further cooling, as a result of eutectic transformation, ledeburite eutectic is formed with carbides of Me_6C and $Me_{12}C$ types. Simultaneously with the precipitation of tungsten ledeburite, crystallization of VC carbides begins, which in pure 10R6M5 steel and in carbide steel with a small amount of WC precipitate mainly in the form of separate isolated carbide precipitates. An increase in the amount of WC hardener introduced into the charge leads to predominantly eutectic crystallization of VC carbide. The morphology of primary tungsten-molybdenum ledeburite also changes from fan-shaped in pure 10R6M5 steel through a number of modifications to the classic skeletal, characteristic high-tungsten R18 steel

type, in carbide steel with a significant amount of introduced WC carbides. As the deposited layer cools, two-phase transformations occur in it, leading to the precipitation of carbides such as WC, W_2C , cementite, etc. In the microstructures of all surfacings, martensite crystals are observed, caused by hardening of the deposited layers when they are cooled in air. With induction surfacing, it is possible to adjust the processes described above by selecting such modes that partially or completely allow you to “inherit” the structure of the initial deposited pressing. As a result, it is possible to prevent the precipitation of ledeburite to a greater or lesser extent and fix the WC carbide hardener in the form of groups of angular carbides around the “powders” of the fused 10R6M5 steel. Thus, the determining role of the processes occurring in the upper temperature range of crystallization (precipitation of solid solutions and release of eutectic) on the structure formation of carbide steel is shown.

Keywords: induction surfacing, carbide steel, high-speed steel, structure, austenite, special carbides

For citation: Noskov F.M., Klimov S.A., Masanskii O.A. Formation of the carbide steel structure (high-speed steel 10R6M5 + tungsten monocarbide WC) at induction surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):412–422. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-412-422>

ВВЕДЕНИЕ

Вопрос разработки новых как конструкционных, так и инструментальных материалов с повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами в настоящее время встает все острее. Актуальность этой задачи обусловлена исчерпанием возможности для совершенствования свойств известных материалов: износостойких [1 – 3] и инструментальных сталей (в том числе быстрорежущих), твердых сплавов и т. д. [4 – 6].

Карбидостали, состоящие из тугоплавких карбидов (чаще всего карбидов вольфрама и титана) и сталей, можно отнести к новому классу материалов с большими перспективами применения. По своим качествам карбидостали занимают промежуточное положение между твердыми сплавами и сталями и сочетают свойства обоих компонентов: и карбидного упрочнителя, и стальной матрицы [7 – 9]. В работе [10] рассмотрена технология индукционной наплавки карбидостали на основе быстрорежущей стали с упрочнителем в виде внесенных карбидов вольфрама и титана. Однако даже вопросы исследования структурно-фазового состояния быстрорежущих сталей при различных обработках являются предметом дискуссий [11 – 13]. Исследование же структурообразования рассматриваемых карбидосталей, полученных индукционной наплавкой, являются практически не освещенными в литературе.

Индукционная наплавка быстрорежущей стали обладает рядом существенных преимуществ перед другими способами наплавки. Так, индукционная наплавка характеризуется относительной дешевизной и простотой процесса, позволяет экономить материалы, используемые в качестве наплавляемой шихты, обеспечивает малую степень проплавления металла подложки, что предотвращает разбавление наплавленного металла и др. [14; 15].

Кристаллизация быстрорежущей стали представляет из себя сложный, многофакторный процесс, который включает перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное превращения. Соотношение влияния каждого из этих превращений на структуру сильно зависит от состава и особенно сильно от условий кристаллизации и последующего охлаждения стали. Последнее особенно актуально в условиях индукционной наплавки.

Традиционно принято считать [16], что для небольших отливок кристаллизация начинается с выпадения δ -феррита, который при остывании сплава вступает в перитектическую реакцию с жидкостью, формируя аустенитные зерна. При завершении перитектического превращения (рис. 1) структура характеризуется аустенитными зернами, распределенными в жидкой стали.

При последующем остывании из жидкости выделяется первичный карбид Me_6C , а при дальнейшем охлаждении оставшаяся жидкость претерпевает эвтектическое превращение, формируя аустенитно-карбидную смесь. Таким образом, основным карбидом является Me_6C с небольшим количеством MeC [16].

При дальнейшем охлаждении уже закристаллизовавшегося сплава в нем из аустенита может выделиться небольшое количество избыточного α -феррита (рис. 1). При достижении температуры эвтектоидного превращения аустенит может распадаться на эвтектоид, формируя дисперсную смесь феррита и карбидов (среди них основным является Me_6C , но также возможно появление карбидов цементитного типа Me_3C и, по-видимому, других карбидов).

Современный подход к описанию процесса кристаллизации стали типа Р6М5 основан в том числе и на компьютерном моделировании; подобный расчет, выполненный с помощью программного пакета Thermo-Calc, показан на рис. 1, б. Видно, что пять различных типов карбидов (Me_6C , MeC , Me_2C , Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$) осаждаются последовательно при понижении температуры в условиях равновесного затвердевания и охлаждения [17]. Температура последовательно осаждаемых Me_6C , MeC , Me_2C , Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$ в условиях равновесного затвердевания составляла 1290, 1250, 1000, 826 и 824 °С соответственно. Однако количество двух карбидов – Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$ сравнительно небольшое и по-видимому не оказывает существенного влияния на свойства стали.

Современные данные [17] в целом не противоречат классическим представлениям [16]. Действительно, наблюдается перитектическая реакция жидкости и феррита с образованием аустенита, кристаллизация карбидов Me_6C , MeC (состав карбидной фазы и сейчас является предметом некоторых дискуссий: на рис. 1, б выявляется карбид типа Me_2C в небольших количествах). С понижением температуры и протеканием эвтек-

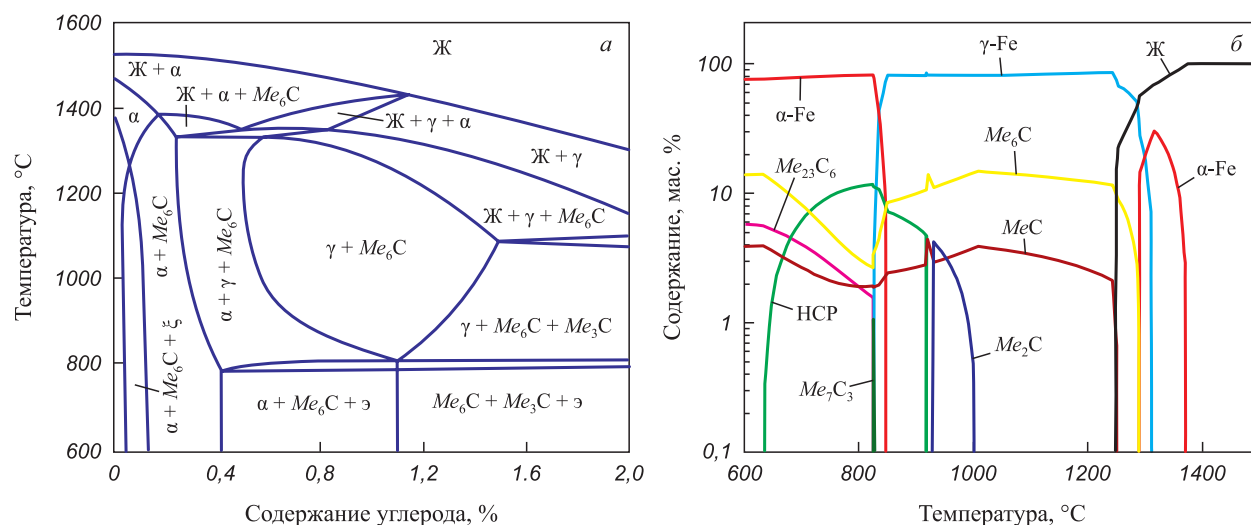


Рис. 1. Фазаобразование в сталях типа Р6М5:

a – вертикальный разрез диаграммы Fe–W–Cr–C–V (4 % Cr, 1 % V, 19 % W); *э* – эвтектид [16];
б – последовательность фазовых превращений при затвердевании жидкой стали типа Р6М5, рассчитанная в программном пакете Thermo-Calc [17]

Fig. 1. Phase formation in steel of R6M5 type:

a – vertical section of the Fe–W–Cr–C–V diagram (4 % Cr, 1 % V, 19 % W); *э* – eutectoid [16];
б – sequence of phase transformations during solidification of liquid steel of R6M5 type, calculated in Thermo-Calc software package [17]

тоидной реакции наблюдается выделение избыточного, а затем и эвтектидного феррита и карбидов типов Me_6C , Me_2C (низкотемпературная модификация), Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$.

Ускоренное охлаждение от температур наплавки накладывает свой отпечаток на структурно-фазовые превращения, в частности, приводит к частичной закалке и формированию мартенсита в аустенитных кристаллах, а так же к более дисперсному распределению и эвтектических, и эвтектидных карбидов (эвтектидное превращение при этом может быть полностью подавлено).

Несмотря на значительные усилия, предпринимаемые в течении длительного времени [11 – 13; 16; 17], до сих пор отсутствует полное описание характера и последовательности структурно-фазовых превращений в быстрорежущих сталях при различных условиях. Задача описания структурно-фазовых превращений, протекающих при кристаллизации карбидостали на основе быстрорежущих сталей в условиях индукционного нагрева, дополнительно осложняется влиянием внесенных карбидов-упрочнителей, в качестве которых могут использоваться карбиды типа WC и/или TiC. Эти карбиды в зависимости от режимов наплавки и составов шихты могут частично или полностью растворяться в жидкости и влиять на химический состав аустенита и набор выпадающих карбидных фаз. Карбидные фазы могут так же легироваться вольфрамом или титаном при наплавке, менять морфологию и характер кристаллизации. Таким образом, задача описания процессов, протекающих при индукционной наплавке как быстро-

режущей стали, так и карбидостали на ее основе, остается актуальной.

Цель настоящей работы – описание структурно-фазовых превращений при индукционной наплавке карбидостали на основе быстрорежущей стали 10P6M5 с упрочнителем в виде монокарбида вольфрама.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве основного компонента шихты для получения наплавленных слоев выступала порошковая быстрорежущая сталь 10P6M5. Для получения карбидостали порошковую сталь замешивали на органическом связующем с порошком монокарбида вольфрама (WC) в различных соотношениях (5 – 20 мас. % от массы стали) и наплавляли на стальную подложку индукционным методом. Подробнее технология наплавки исследованных образцов изложена в работе [10].

Исследования микроструктуры образцов осуществляли на электронном микроскопе Hitachi TM4000 с микроанализатором. Фазовый состав сплава определяли рентгеноструктурным методом на дифрактометре «Bruker» с использованием излучения меди. Твердость наплавленных слоев измеряли методом Роквелла.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование микроструктуры полученных наплавленных слоев показало, что структура в большей или меньшей степени соответствует характерным особенностям структуры, свойственной литой быстро-

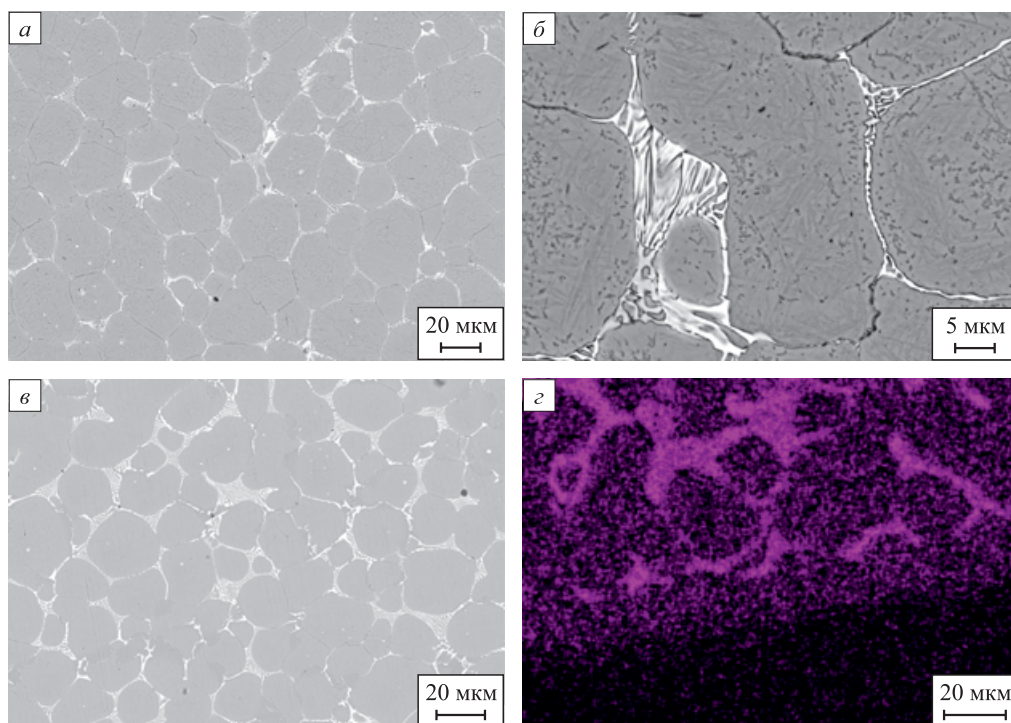


Рис. 2. Микроструктура наплавленных слоев:

a – быстрорежущая сталь 10P6M5 без добавок; *б* – веерообразная эвтектика в стали 10P6M5 без добавок; *в* – карбидосталь с 5 мас. % WC; *г* – переходная зона подложка (снизу) – наплавка (сверху) карбидостали с 5 мас. % WC, снятая в лучах вольфрама

Fig. 2. Microstructure of the deposited layers:

a – high-speed steel 10R6M5 without additives; *b* – fan-shaped eutectic in 10R6M5 steel without additives; *c* – carbide steel with 5 wt. % WC; *d* – transition zone substrate (bottom) – surfacing (top) carbide steel with 5 wt. % WC absorbed in tungsten rays

рорежущей стали. Во всех образцах обнаружена ледебуритная эвтектика с различной морфологией, зависящей от состава и количества внесенных в шихту карбидов. Присутствует твердый раствор на основе аустенита, состав которого может варьироваться в широких пределах в зависимости от состава наплавленного образца.

В случае наплавки быстрорежущей порошковой стали 10P6M5 без добавок (рис. 2, *a*) наблюдается характерная для этой стали литая ячеистая структура аустенита, с небольшими по размеру включениями ледебуритной эвтектики с веерообразной морфологией, свойственной данной стали (рис. 2, *б*). На рис. 2, *б* также видны кристаллы мартенсита в аустенитных ячейках.

Микроструктура карбидостали с 5 мас. % WC представлена на рис. 2, *в*. Видно, что внесение небольшого количества карбидов вольфрама приводит к формированию повышенного количества ледебуритной эвтектики с веерообразной морфологией. В ледебурите наблюдаются участки с измененной морфологией, отличающейся от обычной для стали 10P6M5. Эти особенности вызваны полным растворением внесенных карбидов вольфрама в жидкой стали в процессе наплавки из-за их небольшого количества.

На рис. 2, *г* представлено изображение, снятое в отраженных лучах вольфрама, которое демонстрирует малую степень проплавления подложки. Это показывает преимущество перед другими способами получения наплавленных слоев и является особенностью индукционной наплавки.

Рентгенофазовый анализ образцов наплавки стали 10P6M5 без добавок показал картину, соответствующую общим представлениям об этой стали, изложенным во введении (рис. 3, *a*). Обнаружены аустенит, мартенсит (они отчетливо видны на рис. 2, *б*), специальные карбиды типа Me_6C и близкие к нему $Me_{12}C$, MeC (причем известно, что карбид VC выпадает при кристаллизации из жидкой фазы, а карбид WC является результатом твердофазных превращений), цементит и небольшое количество феррита.

Состав карбидостали с минимальным количеством внесенных карбидов вольфрама (рис. 3, *б*) может быть охарактеризован близким фазовым составом по отношению к наплавкам без добавок. В нем также есть аустенит, мартенсит, ряд специальных карбидов, цементит, феррит и карбид FeW_3C . Обращает на себя внимание, что, несмотря на то, что карбид типа WC рентгеновским методом выявляется (так же как и на рис. 3, *a*), в микроструктуре (рис. 2, *в*) грубые включения этого

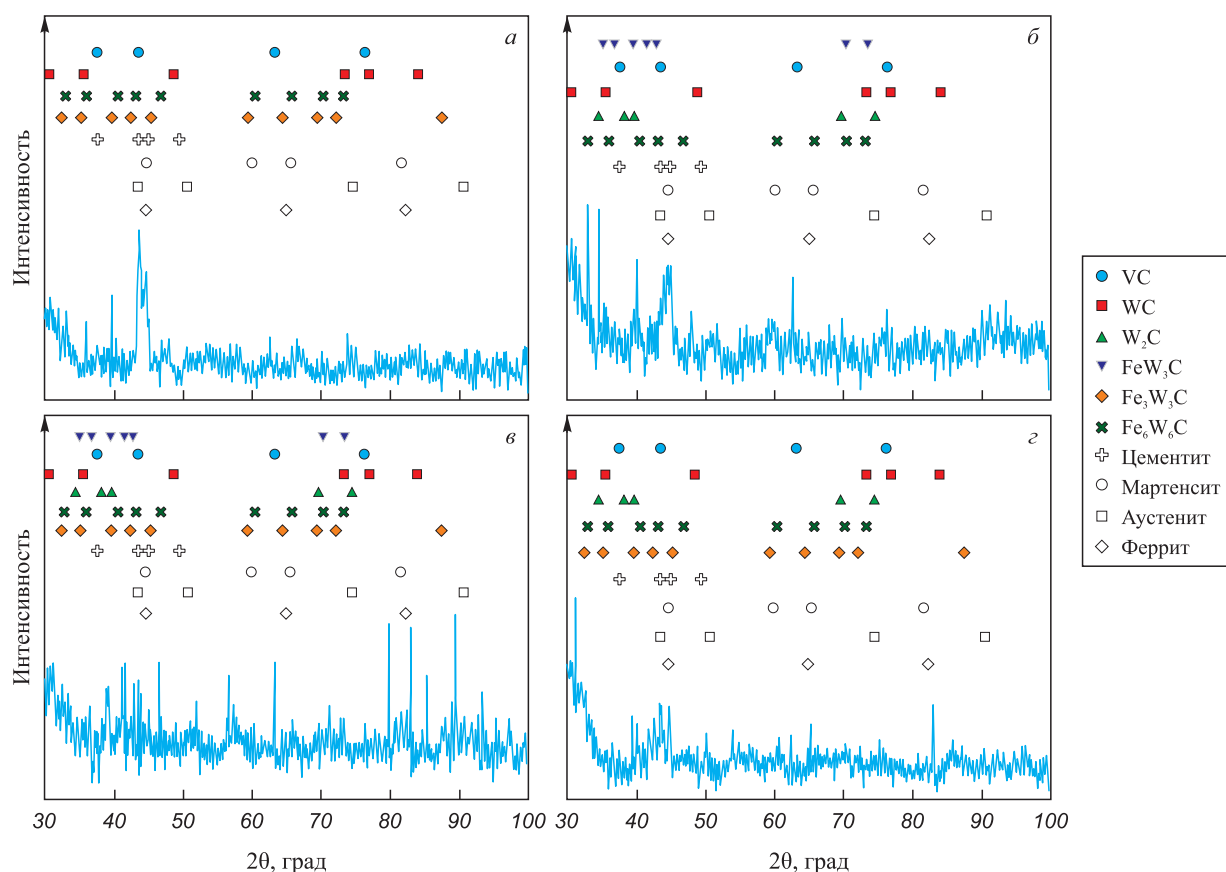


Рис. 3. Рентгенофазовый анализ образцов наплавки:
а – сталь 10P6M5 без добавок; б – г – карбидосталь с 5, 10 и 20 мас. % WC

Fig. 3. X-ray phase analysis of the surfacing samples:
а – 10P6M5 steel without additives; б – г – carbide steel with 5, 10 and 20 wt. % WC

карбида в виде характерных угловатых включений не наблюдаются. Это говорит о том, что внесенный в шихту WC был полностью растворен в жидкой стали в процессе наплавки, вольфрам и углерод присоединились к специальным вольфрамсодержащим карбидам и выделились в виде ледебуритной эвтектики, а затем уже в результате твердофазных превращений из аустенита вновь выделился WC.

Электронно-микроскопические исследования с применением микроdifрактометра помогли выявить интересные особенности в химическом составе аустенита. Исследования показали, что аустенит достаточно неоднороден и с некоторой долей условности может быть разделен на два типа: один в большей степени обогащен вольфрамом (5 – 7 мас. %, участок 1 на рис. 4, а) и содержит относительно мало хрома (<3 мас. %) и ванадия (<1 мас. %), другой же наоборот относительно обеднен вольфрамом (<1,5 мас. %, область 2 на рис. 4, а) и относительно обогащен хромом (3,5 – 4,0 мас. %) и ванадием (до 2 мас. %). Количество молибдена в обоих случаях остается примерно одинаковым и колеблется в районе 3 %.

Феноменологически известно, что чем больше электронов в фазе, исследуемой на растровом элект-

ронном микроскопе, тем сравнительно более ярко она будет выглядеть. Это объясняется ее электронным строением [18]. Если рассматривать твердые растворы, то разница в их составе слишком мала, чтобы этот эффект был отчетливо виден на изображениях. Но в случае карбидов это хорошо видно. Так, карбиды, обогащенные тяжелыми элементами (такими как вольфрам и молибден), будут выглядеть самыми светлыми фазами (участок 5 на рис. 4, а); если в составе карбида преобладают хром и ванадий, то их изображение будет выглядеть существенно менее светлым (участок 3, 4, б на рис. 4, а).

Таким образом, можно предположить, что процесс кристаллизации быстрорежущей стали 10P6M5 без добавок начался с того, что формирующиеся твердые растворы (феррит и затем аустенит) способствовали еще до выделения карбидных фаз химической дифференциации составов не только между выпадающими твердыми растворами и жидкостью, но и внутри жидкости. Последующая кристаллизация вольфрамсодержащего карбида $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ происходила в области жидкости, уже обогащенной вольфрамом, а кристаллизация карбида VC, шедшая одновременно, происходила в области жидкости, обогащенной ванадием.

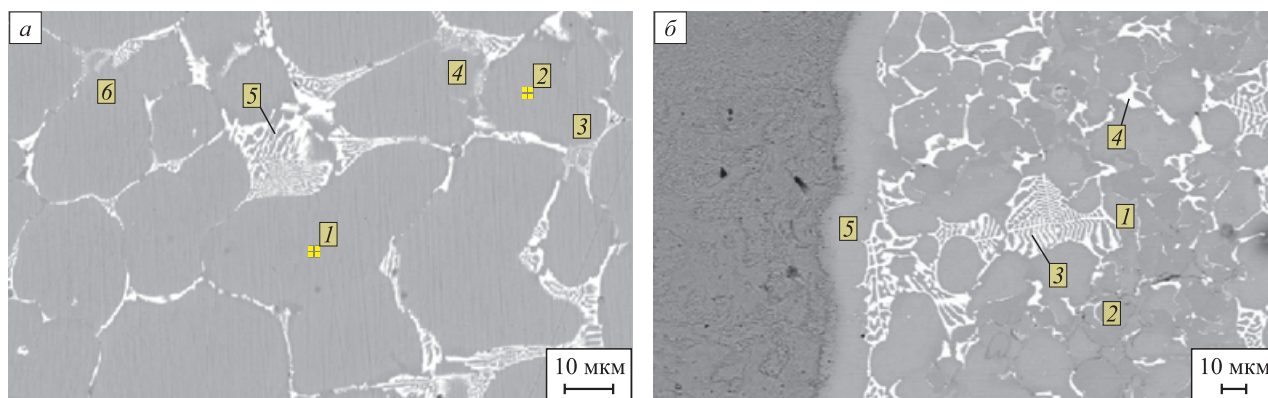


Рис. 4. Особенности структуры наплавов:

a – образец стали 10P6M5 без добавок; *б* – карбидосталь с 10 мас. % WC

Fig. 4. Features of the surfacing structure:

a – sample of 10P6M5 steel without additives; *b* – carbide steel with 10 wt. % WC

Это можно утверждать, потому что именно твердый раствор, обогащенный вольфрамом (участок 1 на рис. 4, *a*), окружают в значительной мере светлые (т.е. обогащенные вольфрамом и молибденом) карбиды, и, наоборот, области, обогащенные хромом и ванадием (участок 2 на рис. 4, *a*), в большей степени окружают серые карбидные выделения, соответствующие карбидам с большим содержанием хрома и ванадия и меньшим содержанием вольфрама и молибдена. Очевидно, что карбиды при своем росте использовали ближайший доступный «строительный материал».

Обращает внимание на себя еще одна деталь – это плавные цветовые переходы между карбидами. В областях серых карбидов (участки 3, 4, 6 на рис. 4, *a*) хорошо видно, как белые карбиды вольфрама плавно переходят в менее светлые карбиды хрома и ванадия. Очевидно, что в процессе кристаллизации рост различных по составу (и, очевидно, по структуре) карбидов происходил когерентно при одновременном выпадении (карбиды типа Me_6C и VC) или уже выпавшие карбиды служили подложкой для роста других карбидов при более низкой температуре.

Очень похожая ситуация наблюдается в структуре карбидостали с 5 мас. % WC, тут так же, как в стали 10P6M5 без добавок, наблюдаются два твердых раствора: один обогащен вольфрамом, а другой – ванадием (и хромом) соответственно. Те же особенности в строении карбидной фазы: вольфрамсодержащий ледебурит и небольшие прожилки карбидов ванадия (хрома), иногда образующие небольшие эвтектические включения (подобно участку 3 на рис. 4, *a*). Исходя из этого можно предположить, что кристаллизация такой карбидостали после растворения внесенных в шихту при наплавке карбидов вольфрама в жидкости проходила по тем же принципам, что и для стали 10P6M5 без добавок, с тем отличием, что состав выпадавших карбидных фаз (особенно содержащих вольфрам) несколько изменился (рис. 3, *a*, *б*).

Сравнивая карбидную вольфрамсодержащую эвтектику с веерообразной морфологией с эвтектикой быстрорежущей стали без добавок, можно отметить существенное изменение соотношений содержаний вольфрама и молибдена в ней. В обычной стали их поровну, в карбидостали вольфрама в два с половиной раза больше, чем молибдена. Количества хрома и ванадия примерно совпадают с составом карбидной фазы простой быстрорежущей стали.

Характеризуя включения карбидов серого цвета, можно сказать, что они грубее, чем в чистой стали, и так же, как в основной эвтектике, искажены пропорции вольфрама и молибдена в пользу вольфрама (вольфрама более чем в три раза больше). Также в них пониженное в два раза относительно референтного состава чистой стали количество хрома. Кроме указанных фаз присутствуют и отдельные угловатые карбиды серого цвета с повышенным содержанием хрома. Предположительно, указанные карбиды соответствуют по данным рентгенофазового исследования выявленной фазе FeW_3C , которая оказалась легирована хромом.

На рис. 3, *в* представлена дифрактограмма карбидостали с 10 мас. % WC. Видно, что фазовый состав этой карбидостали в целом соответствует рассмотренным выше образцам.

Характеризуя микроструктуру, можно отметить возросшее количество карбидной фазы (рис. 5, *a*) и изменение ее морфологии от веерообразной к морфологии, свойственной более высоковольфрамовым сталям (участок 3 на рис. 4, *б*).

Электронно-микроскопические исследования с применением микродифрактометра помогли выявить, что в карбидостали с 10 мас. % WC так же, как и в образце карбидостали с 5 мас. % WC, наблюдаются как минимум два твердых раствора: один обогащен вольфрамом и молибденом (участок 1 на рис. 4, *б*), другой хромом и ванадием (участок 2 на рис. 4, *б*). Отличие от предыдущего образца состоит в повышенном количестве

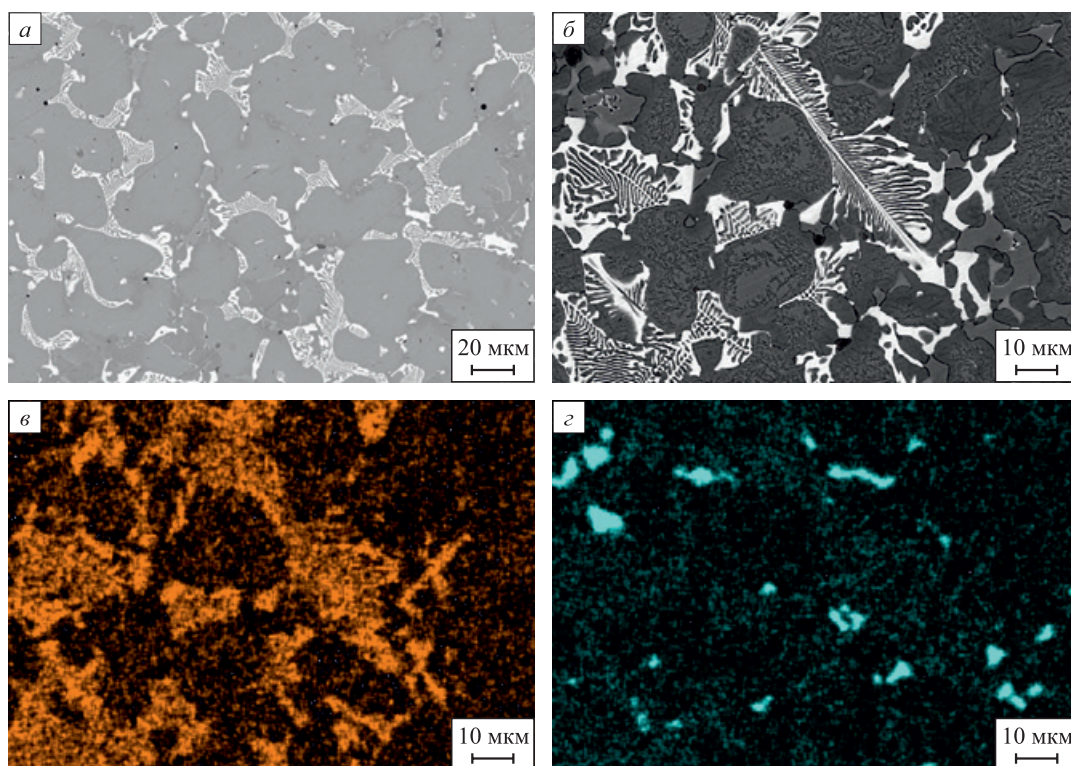


Рис. 5. Микроструктура наплавленных слоев карбидостали с 10 мас. % WC:

a – общий вид; *b* – карбиды в структуре; *c* и *d* – участок с рис. *b*, снятый в отраженных лучах вольфрама (*c*) и ванадия (*d*)

Fig. 5. Microstructure of the deposited layers of carbide steel with 10 wt. % WC:

a – general appearance; *b* – carbides in the structure; *c* and *d* – section from Fig. *b*, taken in reflected rays of tungsten (*c*) and vanadium (*d*)

вольфрама в первом твердом растворе. В карбидостали такого состава разница достаточно, чтобы визуально наблюдать отличие в оттенках серого цвета между различными твердыми растворами на электронно-микроскопических изображениях (при сравнении участков 1 и 2 на рис. 4, *b*). Так же неравномерно распределен мартенсит (рис. 5, *b*). Переходная зона подложка – наплавка очень узкая (участок 5 на рис. 4, *b*).

Наблюдается карбидная эвтектика со скелетной морфологией (свойственной высоковольфрамовым сталям) с небольшой модификацией (рис. 5). Сравнивая ее с эвтектикой предыдущих образцов, можно отметить существенное изменение соотношений количеств вольфрама и молибдена в ней. В обычной стали их поровну, в данном образце вольфрама в четыре раза больше, чем молибдена. Количества хрома и ванадия имеют тенденцию к падению по сравнению с составом карбидной фазы простой быстрорежущей стали. Исходя из рентгенофазового исследования (рис. 3, *e*), это ледебурит с карбидами типа Me_6C с различными соотношениями компонентов (рис. 5, *e*). Также присутствуют небольшие включения светлых угловатых карбидов (участок 4 на рис. 4, *b*), очевидно, это часть внесенных в шихту и не растворившихся при наплавке карбидов WC.

Кроме указанных фаз присутствуют и отдельные карбиды светло- и темно-серого цвета (рис. 5, *b*). Микрорентгеноспектральное исследование (рис. 5, *c*)

в режиме картирования позволило дифференцировать их: светлосерые карбиды представляют собой карбиды ванадия, очевидно, VC; более темные карбиды – карбиды, обогащенные хромом. Их состав отвечает составу стали по вольфраму, молибдену и ванадию, но с повышенным содержанием хрома (до 6 мас. %). Поскольку рентгенофазовое исследование не выявило наличия специфических для хрома карбидов быстрорежущей стали типов Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$, можно полагать, что указанные карбиды отвечают выявленной фазе FeW_3C , легированной хромом.

На рис. 3, *g* представлена дифрактограмма карбидостали с 20 мас. % WC. Видно, что фазовый состав этой карбидостали в целом соответствует рассмотренным выше образцам карбидосталей с меньшим количеством внесенных карбидов, за исключением одной детали: в карбидостали с 20 мас. % WC не выявлен карбид FeW_3C .

Характеризуя аустенит на основании микрорентгеноспектральных исследований, можно говорить, что разделение твердых растворов, характерное для чистой стали 10P6M5 и карбидосталей с меньшим содержанием WC, в карбидостали с 20 мас. % WC проявляется слабо. Можно говорить о том, что одни области аустенита чуть больше легированы, а другие чуть меньше, разброс значений концентрации различных элементов $\pm(1 - 2)$ мас. % для различных элементов.

В отличие от стали 10P6M5, наблюдаются обширные карбидные включения (рис. 6, *a*) с измененной морфологией, по большей части в виде ледебуритной эвтектики со скелетными карбидами, характерными для высоковольфрамовых сталей типа P18 (рис. 6, *b*), но также грубых включений белого и серого цвета. Группы белых, угловатых карбидов (рис. 6, *a*) представляют собой внесенные в шихту перед наплавкой карбиды WC. Естественно, они сгруппировались между порошинками быстрорежущей стали. В процессе наплавки стальные порошинки сферической формы оплавливались и внесенные карбиды растворялись в расплаве, причем в карбидостаях с меньшим содержанием внесенных карбидов – практически без остатка. В рассматриваемом образце внесенные карбиды полностью раствориться не могли и частично сохранились в структуре в виде указанных групп угловатых карбидов.

Можно отметить существенное изменение соотношений вольфрама и молибдена в карбидной эвтектике со скелетной морфологией по сравнению с обычной эвтектикой стали 10P6M5. В обычной стали их поровну, в данном образце вольфрама 23 мас. %, в то время как количество молибдена снизилось до 5,5 мас. %. Количество хрома и ванадия имеют дальнейшую тенденцию к падению по сравнению с составом карбидной фазы

простой быстрорежущей стали и стали с меньшим количеством добавок.

Обширные включения серых карбидов характеризуются повышенным содержанием хрома (до 8,2 мас. %). Анализируя результаты рентгенофазового исследования, можно предположить, что это либо карбиды цементитного типа Me_3C , либо какие-то из карбидов, определенных рентгенофазовым методом как карбиды вольфрама, но легированные хромом. Наблюдающиеся светлосерые карбиды в виде эвтектики с модифицированной скелетно-веерообразной морфологией (рис. 6, *b*) характеризуются очень высоким содержанием ванадия (до 15,6 мас. %). Рентгенофазовое исследование показало наличие карбидных включений типа VC, вероятно, эта фаза отвечает подобным составом только с частичной заменой ванадия вольфрамом. Этим можно объяснить их относительную светлоту по отношению к карбидам хрома и саму морфологию – явно эвтектическую, не свойственную в нормальных условиях карбиду VC.

При определенных режимах индукционной наплавки можно достичь меньшего расплавления быстрорежущей стали так, что отдельные «порошинки» стали будут отчетливо видны в наплавленном слое (рис. 6, *в, z*). В этом случае сам состав карбидных фаз

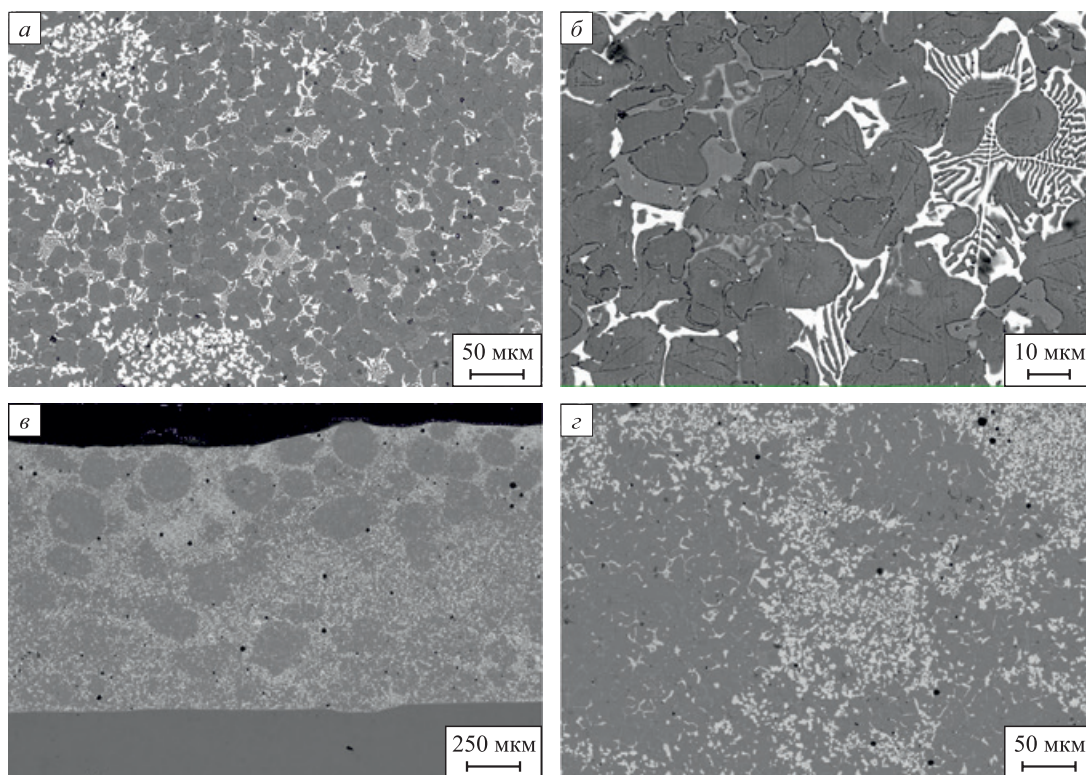


Рис. 6. Микроструктура наплавленных слоев карбидостали с 20 мас. % WC:
a – общий вид; *b* – карбиды в структуре; *в* – общий вид наплавленного слоя по режиму, сохранившему структуру порошинок стали 10P6M5; *z* – карбиды в структуре образца с рис. *в*

Fig. 6. Microstructure of the deposited layers of carbide steel with 20 wt. % WC:
a – general appearance; *b* – carbides in the structure; *в* – general appearance of the deposited layer according to the mode that preserved the structure of 10R6M5 steel powders; *z* – carbides in structure of the sample from Fig. *в*

в целом остается тем же, что и в случае более сильного расплавления (рис. 3), однако количественные соотношения различных карбидов и их морфология сильно отличаются. Так, в наплавленном слое на рис. 6, в, г видно практически полное отсутствие скелетного ледобурита как с веерообразной, так и со скелетной морфологией. Внутри «порошинок» наблюдается исходная структура, представленная отдельными прожилками карбидной фазы. В пространстве между «порошинками» группируются пропитанные сталью с оплавившихся поверхностей порошинок стали 10P6M5 угловатые внесенные карбиды WC.

Представляется, что возможность получения такой структуры является уникальной особенностью индукционной наплавки. В исходных порошках быстрорежущей стали, получаемых методом распыления жидкой стали, еще на этапе производства формируется весьма благоприятная микроструктура – очень мелкодисперсные карбиды, которые располагаются в виде небольших включений по границам аустенитных зерен [19]. Возможность частичного сохранения такой структуры является важным преимуществом индукционной наплавки перед другими способами наплавки карбидосталей (электронно-лучевой наплавки [20] и др.), которые приводят к полному расплавлению шихты и формированию совершенно новой, относительно грубой литой структуры.

Исследование твердости показало, что наплавленные образцы стали 10P6M5 без упрочнителя характеризуются твердостью порядка 60 – 61 HRC, образцы с добавками карбида вольфрама имеют твердость 61 – 63 HRC [10].

Выводы

Анализируя микроструктуры полученных наплавов и опираясь на литературные данные о характере кристаллизации быстрорежущей стали 10P6M5, можно описать процесс кристаллизации карбидосталей на основе стали 10P6M5 с различным количеством внесенного упрочнителя WC.

Процесс кристаллизации начинается с формирования твердого раствора – феррита, который в результате перитектического превращения и реакции с жидкостью превращался в аустенит. На этом этапе происходит дифференциация и жидкости, и твердого раствора на два: один преимущественно обогащенный вольфрамом, другой – хромом и ванадием. Затем из остатков незакристаллизовавшейся жидкости в результате эвтектического превращения начинают выпадать первичные карбиды типа Me_6C , $Me_{12}C$ в виде ледобуритной эвтектики. Причем чем больше упрочнителя WC добавляется в состав исходной шихты, тем больше раствора, обогащенного вольфрамом, формируется в структуре. Как следствие, увеличивается количество первичного вольфрамомолибденового ледобурита, который к тому же становится все более насыщенным вольфрамом.

Меняется так же и его морфология: от веерообразной в чистой стали 10P6M5 через ряд модификаций к классической скелетной, свойственной высоковольфрамовой стали типа P18 в карбидостали со значительным количеством внесенных карбидов WC.

Одновременно с выпадением ледобурита начинается кристаллизация карбидов VC, которые в чистой стали 10P6M5 и в карбидостали с небольшим количеством WC выпадают большей частью в виде отдельных изолированных карбидных выделений, лишь изредка формируя небольшие по площади включения собственной эвтектики с аустенитом. По мере увеличения количества внесенного в состав шихты упрочнителя WC участки, обогащенные вольфрамом, начинают превалировать в объеме жидкости, соответственно уменьшая объем жидкости, обогащенной хромом и ванадием. В результате концентрация ванадия в последних достаточно резко увеличивается, что приводит к преимущественно эвтектической кристаллизации карбида VC. При этом по завершению кристаллизации аустенита, обогащенного ванадием и хромом, практически не наблюдается, в отличие от чистой стали 10P6M5.

По мере охлаждения наплавленного слоя в нем происходят твердофазные превращения, приводящие к выпадению карбидов типа WC, W_2C , цементита и других. На всех рентгенограммах выявляется феррит, поэтому можно предположить, что это небольшое количество избыточного феррита. Это по-видимому относится и к цементиту (учитывая возможность их одновременного выпадения в многокомпонентной системе).

В микроструктурах всех наплавов наблюдаются кристаллы мартенсита, очевидно возникшие в результате закалки наплавленных слоев при охлаждении их на воздухе. Это легко объяснимо, так как диаграммы изотермических превращений быстрорежущих сталей, как правило, это допускают, тем более, что наплавка охлаждается на стальной подложке, прогретой не полностью, а только собственно в зоне наплавки, что несколько увеличивает скорость охлаждения.

При индукционной наплавке существует возможность скорректировать процессы структурообразования путем подбора таких режимов, которые частично или полностью позволяют «наследовать» структуру исходной наплавляемой пресовки. В результате можно в большей или меньшей степени предупредить выпадение ледобурита и зафиксировать карбид-упрочнитель WC в виде групп угловатых карбидов вокруг «порошинок» оплавленной стали 10P6M5.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Tarraste M., Kübarsepp J., Juhani K., Mere A., Kolnes M., Viljus M., Maaten B. Ferritic chromium steel as binder metal for WC cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2018;73:183–191. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.02.010>

2. Chang S.-H., Chen S.-L. Characterization and properties of sintered WC–Co and WC–Ni–Fe hard metal alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;585:407–413. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.188>
3. Fernandes C.M., Senos A.M.R., Vieira M.T., Antunes J.M. Mechanical characterization of composites prepared from WC powders coated with Ni rich binders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2008;26(5): 491–498. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2007.12.001>
4. Савиных Л.М., Дудорова Т.А., Помялов С.Ю., Верзбало- вич Т.А. Повышение эффективности ремонта сельско- хозяйственной техники на основе применения инстру- мента из карбидостали. *Вестник Курганской ГСХА*. 2022;(4(44)):73–80. https://doi.org/10.52463/22274227_2022_44_73
Savinykh L.M., Dudorova T.A., Pomyalov S.Yu., Verzh- balovich T.A. Increasing the efficiency of agricultural machinery repair based on the use of tools from carbide steel. *Bulletin of the Kurgan State Agricultural Academy*. 2022;(4(44)):73–80. (In Russ.). https://doi.org/10.52463/22274227_2022_44_73
5. Garcia J. Influence of Fe–Ni–Co binder composition on nitridation of cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2012;30(1):114–120. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2011.07.012>
6. Chang S.-H., Chang M.-H., Huang K.-T. Study on the sin- tered characteristics and properties of nanostructured WC-15 wt% (Fe-Ni-Co) and WC-15 wt% Co hard metal alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015;649:89–95. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.07.119>
7. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе кар- бидов титана и вольфрама. Томск: Издательство научно- технической литературы; 2006:239.
8. Zhang Z., Wang X., Zhang Q., Liang Y., Ren L., Li X. Fab- rication of Fe-based composite coatings reinforced by TiC particles and its microstructure and wear resistance of 40Cr gear steel by low energy pulsed laser cladding. *Optics and Laser Technology*. 2019;119:105622. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105622>
9. Ortiz A., García A., Cadenas M., Fernández M.R., Cuetos J.M. WC particles distribution model in the cross-section of laser clad NiCrBSi + WC coatings, for different wt% WC. *Surface and Coatings Technology*. 2017;324:298–306. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.05.086>
10. Климов С.А., Носков Ф.М., Токмин А.М., Масанс- кий О.А. Получение карбидосталей на основе быстро- режущей стали методом индукционной наплавки. *Извес- тия вузов. Черная Металлургия*. 2025;68(6):581–586. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-581-586>
- Klimov S.A., Noskov F.M., Tokmin A.M., Masanskii O.A. Pro- duction of carbide steels based on high-speed steel by induc- tion surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6): 581–586. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-581-586>
11. Wang Y., Mao B., Chu S., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang S., Wang Y., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high- speed steels: A critical review of the process design, micro- structural evolution, and engineering performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:8198–8240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
12. Wang H., Hong D., Hou L., Ou P., Wang Z., Shen L., Zhao H. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray- deposited AISI M3:2 high-speed steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2020;255:123554. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123554>
13. Lyu C., Zhou J., Zhang X., Yao Y., Zhang Y. Effect of heat treatment on microstructure and impact toughness of a Tung- sten-Molybdenum powder metallurgical high-speed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;815:141268. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141268>
14. Ельцов В.В. Ремонтная сварка и наплавка деталей машин и механизмов: учебное пособие. Тольятти: Тольяттинс- кий государственный университет; 2012:178.
15. Волошин В.В. Пайка и наплавка при индукционном нагреве. Москва – Ленинград: Машиностроение; 1965:92.
16. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. Москва: Метал- лургия; 1975:584.
17. Liu Y., Li J., Liang W., Gao J., Qi Y., Shang C. Precipita- tion behaviors of carbides in high speed steel during ESR and heat treatment. *Metals*. 2021;11(11):1781. <https://doi.org/10.3390/met11111781>
18. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ / Пер. с англ. Дж. Гоулдстейн, Д. Ньюберн, П. Эчлин и др. Москва: Мир; 1984:303.
19. Пумпянская Т.А., Буланов В.Я., Зырянов В.Г. Атлас струк- тур порошковых материалов на основе железа / Отв. ред. Н.А. Ватолин, Б.М. Лепинских. Москва: Наука; 1986:261.
20. Гнусов С.Ф., Дураков В.Г. Влияние карбидов титана и вольфрама на структурообразование и свойства компо- зиционных покрытий. Ч. 1. Структурно-фазовый состав покрытий сталь Р6М5 – (WC + TiC). *Сварочное произ- водство*. 2013;(2):33–37.
- Gnyusov S.F., Durakov V.G. Effect of titanium and tungsten carbide on the formation of the structure and the properties of composite coatings. Part 1: The structure and phase com- position of steel R6M5–(WC+TiC) coatings. *Welding Inter- national*. 2013;28(2):154–157. <https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796668>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Федор Михайлович Носков, д.т.н., доцент, профессор кафедры материаловедения и технологии обработки материалов, Сибир- ский федеральный университет

ORCID: 0009-0002-3985-8947

E-mail: fnoskov@sfu-kras.ru

Степан Андреевич Климов, аспирант кафедры материаловедения и технологии обработки материалов, Сибирский федераль- ный университет

E-mail: stepaklimov@yandex.ru

Fedor M. Noskov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair Mate- rials Science and Materials Processing Technology, Siberian Federal University

ORCID: 0009-0002-3985-8947

E-mail: fnoskov@sfu-kras.ru

Stepan A. Klimov, Postgraduate of the Chair of Materials Science and Materials Processing Technology, Siberian Federal University

E-mail: stepaklimov@yandex.ru

Олег Александрович Масанский, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой материаловедения и технологии обработки материалов, Сибирский федеральный университет
E-mail: omasansky@sfu-kras.ru

Oleg A. Masanskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Materials Science and Materials Processing Technology, Siberian Federal University
E-mail: omasansky@sfu-kras.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Ф. М. Носков – постановка задачи, исследование образцов, анализ результатов исследований, формулирование выводов.
С. А. Климов – разработка технологии наплавки; получение, подготовка и исследование образцов; формулирование выводов.
О. А. Масанский – получение, подготовка и исследование образцов, формулирование выводов.

F. M. Noskov – problem statement, sample research, analysis of results, formulation of conclusions.
S. A. Klimov – development of surfacing technology, preparation and analysis of samples, formulation of conclusions.
O. A. Masanskii – preparation and analysis of samples, formulation of conclusions.

Поступила в редакцию 07.03.2026
 После доработки 17.03.2026
 Принята к публикации 01.04.2026

Received 07.03.2026
 Revised 17.03.2026
 Accepted 01.04.2026



УДК 669

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-423-432



Оригинальная статья

Original article

ПОСТАНОВКА И РЕШЕНИЕ ОПТИМИЗАЦИОННЫХ ЗАДАЧ В МЕТАЛЛУРГИИ

И. А. Рыбенко¹, М. Е. Корнет², Л. А. Ермакова¹, В. Н. Буинцев¹

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

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

✉ rybenkoi@mail.ru

Аннотация. Авторы рассматривают проблемы оптимизации технологических режимов металлургических процессов и основные этапы решения оптимизационной задачи, обоснование и принципы выбора критерия оптимизации, методы решения многокритериальных задач векторной оптимизации. Разработан метод моделирования и оптимизации металлургических процессов. При реализации метода осуществляется двухконтурная оптимизация путем решения многокритериальных оптимизационных задач двух видов: нахождение параметров системы при определении оптимальных условий протекания процессов в рамках первого контура и определение оптимальных режимов металлургических технологий в рамках второго контура. Расчет оптимальных технологических режимов металлургических процессов заключается в определении управляющих воздействий для получения продукта заданного состава и температуры при оптимизации технико-экономических показателей. Используемый для решения поставленной задачи аппарат математических моделей осуществляет взаимосвязь параметров потоков и процесса. Алгоритм расчета оптимальных режимов металлургических процессов включает следующие этапы: формирование исходных данных, расчет стадий и подпроцессов, расчет взаимосвязи параметров потоков и процессов, определение технико-экономических показателей и решение задачи оптимизации. Постановка оптимизационной задачи заключается в определении управляющих воздействий на процесс путем поиска экстремума требуемого критерия при ограничениях на параметры готового продукта и соблюдении условий материального и теплового балансов. Авторы решают задачу методом нелинейного программирования: обобщенного приведенного градиента. С использованием методики разработаны оптимальные режимы энерго- и ресурсосберегающих технологий для нового непрерывного металлургического процесса: получения металла из чугуна и прокатной окалины, прямого восстановления металла из пылевидных руд и железосодержащих техногенных материалов без агломерации, получения марганцевых сплавов из карбонатных и оксидных руд, переработки титано-магнетитовых концентратов, а также определены оптимальные параметры процессов восстановления никеля из никелевого концентрата и ванадия из конвертерного ванадиевого шлака, обеспечивающие максимальную степень извлечения металлов.

Ключевые слова: металлургический процесс, технологический режим, оптимизация, критерий, ограничения, экстремум, метод обобщенного приведенного градиента

Для цитирования: Рыбенко И.А., Корнет М.Е., Ермакова Л.А., Буинцев В.Н. Постановка и решение оптимизационных задач в металлургии. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(4):423–432. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-423-432>

STATEMENT AND SOLUTION OF OPTIMIZATION PROBLEMS IN METALLURGY

I. A. Rybenko¹, M. E. Kornet², L. A. Ermakova¹, V. N. Buintsev¹

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)

✉ rybenkoi@mail.ru

Abstract. The article discusses the problem of optimizing technological modes of metallurgical processes. The main stages of solving an optimization problem, justification and principles of selecting an optimization criterion, methods for solving multi-criteria vector optimization problems are considered. The authors developed a method for modeling and optimizing metallurgical processes. When implementing the method, two-loop optimization is performed by solving two types of multi-criteria optimization problems: finding the system parameters when determining

the optimal conditions for the processes in the first loop, and determining the optimal modes of metallurgical technologies in the second loop. Calculation of optimal technological modes for metallurgical processes involves determining the control actions required to obtain a product of the specified composition and temperature while optimizing technical and economic indicators. To solve this problem, the authors used the mathematical models that relate the parameters of the flow and the process. The algorithm for calculating the optimal modes of metallurgical processes includes the following steps: generating initial data, calculating stages and sub-processes, calculating the relationship between the parameters of the flow and the process, determining the technical and economic indicators, and solving the optimization problem. The optimization problem is to determine the control actions for the process by finding the extremum of the required criterion, subject to constraints on the parameters of the final product and the conditions of material and heat balances. The problem is solved using nonlinear programming and the generalized reduced gradient method. Using this method, optimal modes of energy- and resource-saving technologies were developed for a new continuous metallurgical process: obtaining metal from pig iron and rolling scale, direct reduction of metal from dusty ores and iron-containing technogenic materials without agglomeration, obtaining manganese alloys from carbonate and oxide ores, processing titanium-magnetite concentrates, and determining the optimal parameters for the processes of nickel reduction from nickel concentrate and vanadium reduction from converter vanadium slag, which ensure maximum metal extraction.

Keywords: metallurgical process, technological mode, optimization, criterion, constraints, extremum, generalized reduced gradient method

For citation: Rybenko I.A., Kornet M.E., Ermakova L.A., Buintsev V.N. Statement and solution of optimization problems in metallurgy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):423–432. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-423-432>

ВВЕДЕНИЕ

Процесс совершенствования и развития любых технологических систем представляет собой решение задач оптимизации, то есть последовательность нахождения решений, лучших по сравнению с текущим или исходным состоянием [1 – 4].

Проблема оптимизации технологических режимов металлургических процессов в настоящее время как никогда актуальна в связи с низкими технико-экономическими показателями существующих агрегатов, большими затратами материальных и энергетических ресурсов на производство единицы продукции, необходимостью создания новых экологически чистых, ресурсо- и энергосберегающих технологий, реконструкцией и совершенствованием существующих технологий, рациональным использованием имеющихся ресурсов. Все это предполагает формулировку и решение различных по сложности задач оптимизации¹ [5 – 7].

ЭТАПЫ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ОПТИМИЗАЦИИ

И ВЫБОР КРИТЕРИЯ

Основными этапами решения любой оптимизационной задачи являются: обоснование цели и выбор критериев; выделение объекта исследования; построение математической модели; выбор подхода и методов решения задачи; реализация метода и анализ результатов [8; 9].

Одним из важнейших этапов при решении задач оптимизации металлургических процессов является выбор критерия, который характеризует качество технологического процесса или степень достижения поставленной цели.

Критерий выбирается исходя из следующих формальных требований: должен иметь количественную оценку в области изменения факторов и быть монотонно связан с качеством функционирования технологического объекта [10; 11].

При совершенствовании существующих, а также создании принципиально новых металлургических технологий, более экономичных в смысле производства энтропии, целесообразно применение критериев, которые отражают реальные экономические, технологические, технические, экологические показатели и требования [12; 13]. К технологическим критериям можно отнести степень извлечения металла, производительность металлургического агрегата, продолжительность технологической операции, надежность, скорость протекания процессов и др. К критериям технико-экономического плана относятся капитальные вложения, энергетические и материальные затраты, себестоимость продукции, прибыль в единицу времени, отношение затрат к прибыли, рентабельность. Среди экологических критериев можно выделить плату за выбросы и сбросы, объемы сточных вод и технологических газов и др.

Применительно к оптимизации металлургических процессов наиболее объективным показателем по сравнению с остальными критериями следует считать энергоемкость процесса [12 – 14]. Этот критерий удобно применять для сравнительной эффективности различных технологий, так как он позволяет принимать более обоснованные решения о целесообразности реализации тех или иных технологических схем без учета изменения цен на сырье и энергоресурсы и колебания курса валют. Кроме того, на современном этапе развития металлургии важнейшим требованием для российской экономики является проведение энергосберегающей политики и снижение энергозатрат на производство металла, так как энергоемкость продукции в России значительно превышает энергоемкость, характерную для развитых стран [14].

¹ Об утверждении Стратегии развития металлургической промышленности РФ на период до 2030 г.: Распоряжение Правительства РФ от 28 декабря 2022 г. № 4260-р. [Электронный ресурс]. URL: <https://www.garant.ru/products/ipo/prime/doc/405963845/> (дата обращения: 27.06.2026).

МЕТОДЫ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ВЕКТОРНОЙ ОПТИМИЗАЦИИ

В связи с большим количеством критериев и ограничений выбор метода оптимизации металлургических процессов представляется достаточно сложной задачей. Решение таких многокритериальных задач, особенностью которых является наличие в области допустимых значений области компромиссов, в которой невозможно одновременное улучшение всех критериев, осуществляется методами векторной оптимизации [15; 16]. При этом приходится сталкиваться с необходимостью нахождения решений, удовлетворяющих нескольким, зачастую конфликтующим между собой, критериям [16]. Поскольку существование решения, оптимизирующего несколько целевых функций, является редким исключением, то с математической точки зрения задачи многокритериальной оптимизации являются неопределенными, и решение может быть только компромиссным. В связи с этим определение экстремума заключается не в нахождении какого-то одного решения, а в отыскании некоторого множества решений, оптимальных по Парето, каждое из которых будет превосходить другие хотя бы по одному критерию [16].

Существуют несколько направлений решения задач векторной оптимизации, основанных на методе уступок и методе свертывания [16]. Метод уступок применяется

в случае, когда частные критерии могут быть упорядочены в порядке убывающей важности, и заключается в последовательном ослаблении первоначальных требований, как правило, одновременно невыполнимых. Метод свертывания применяется в случае равноценности критериев и заключается в сведении задачи многокритериальной оптимизации к однокритериальной путем построения обобщенного параметра оптимизации как некоторой функции от множества исходных. Основными способами построения обобщенного критерия оптимизации являются: аддитивный метод, позволяющий получить обобщенный параметр как сумму произведений частных критериев, умноженных на величины как положительных, так и отрицательных весовых коэффициентов; мультипликативный, в котором обобщенный параметр является произведением частных критериев оптимальности [16].

В результате сведения задачи векторной оптимизации к скалярной (с одним критерием оптимизации) появляется возможность использования формальных методов оптимизации, выбор которых осуществляется в зависимости от вида критерия, наличия и характера ограничений и размерности задачи. Этапы, подходы и методы решения задач оптимизации в виде схемы представлены на рис. 1. Общая схема классификации методов скалярной оптимизации показана на рис. 2.



Рис. 1. Этапы решения оптимизационной задачи

Fig. 1. Stages of solving the optimization problem

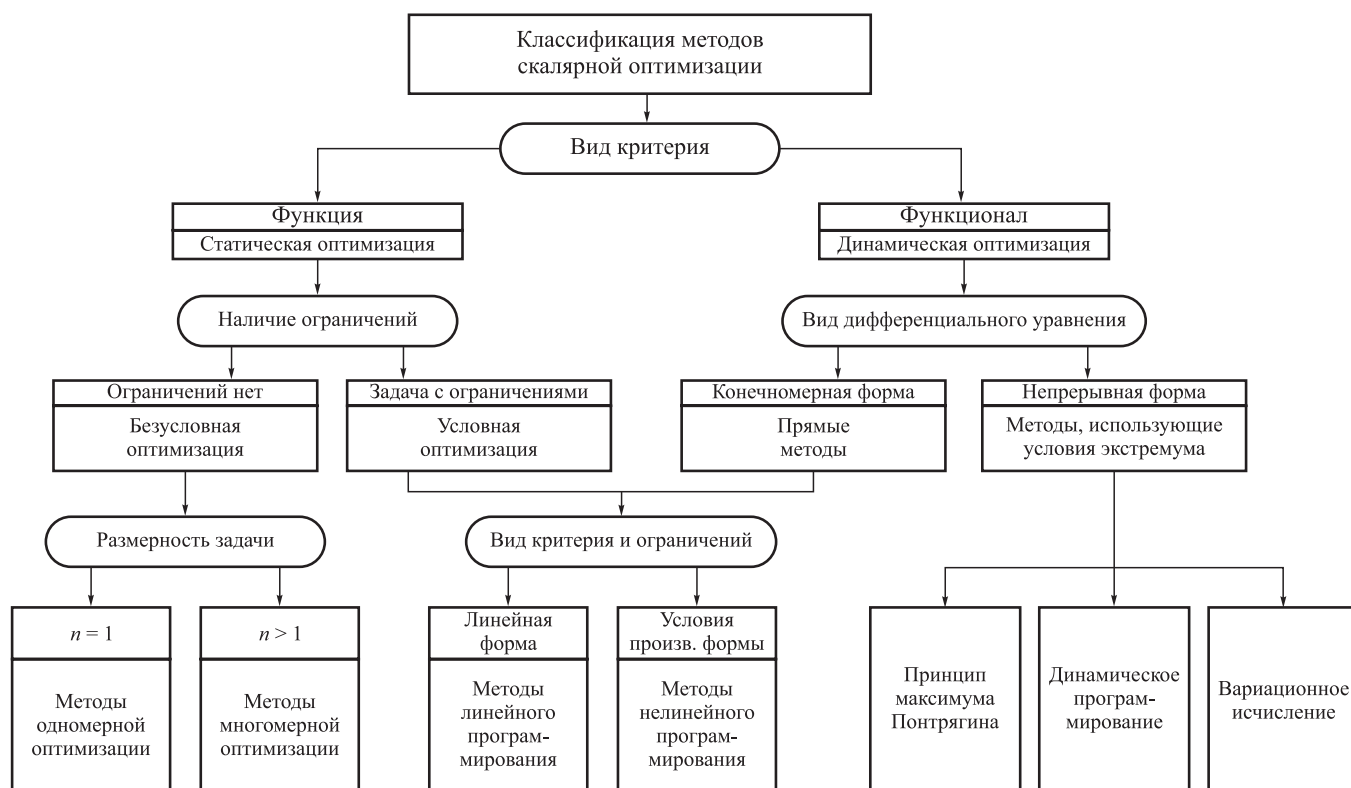


Рис. 2. Общая схема классификации методов скалярной оптимизации

Fig. 2. General classification scheme of scalar optimization methods

Однако очень часто сведение многокритериальной задачи к однокритериальной приводит к тому, что обобщенный критерий (интегральный или комплексный), получаемый путем уступок или некоторой свертки локальных критериев, не соответствует либо физической сущности задачи, либо ее предпосылкам. Поэтому при решении сложных задач многокритериальной оптимизации металлургических процессов очень часто требуется применение подходов, которые предусматривают неформальные процедуры.

Наиболее приемлемым в этом случае является метод исследования пространства параметров, сущность которого заключается в исследовании свойств объекта в некоторой области пространства внутренних параметров и нахождении такого их сочетания, которое способно обеспечить набор значений критериев, близких к наилучшему варианту. При этом осуществляется использование всей совокупности критериев без изменения основного свойства многокритериальности и непосредственно в процессе решения задачи производятся определение и неформальный анализ допустимого множества.

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Металлургические процессы являются многомерными, нелинейными, нестационарными объектами

с большим количеством взаимосвязанных и взаимодействующих между собой элементов и сопровождаются комплексом сложных физико-химических превращений, протекающих в условиях твердых, жидких и газообразных сред при высокой температуре.

Для оптимизации технологических режимов этих процессов с целью снижения их ресурсо- и энергоемкости разработан метод, особенностью которого является решение ряда оптимизационных задач по определению наилучших условий их реализации и путей достижения этих условий [17 – 19].

Метод включает следующие этапы: формулировку цели и постановку задачи, выделение объекта исследования, определение оптимальных параметров металлургических систем, определение оптимальных режимов металлургических технологий и реализацию промышленных экспериментов.

В результате постановки задачи формируются целевые условия, включающие выбор типа процесса, вида задачи и задание системы критериев оптимизации.

На этапе выделения объекта осуществляется задание параметров входных-выходных потоков, параметров процесса и выделение стадий и подпроцессов. Результатом реализации этапа являются: выбор шихтовых материалов; химический состав и температура; диапазоны изменения расходов шихтовых материалов и выхода, химического состава фаз и температур продуктов процесса (металла, шлака, газа); параметры процесса; ста-

На четвертом этапе осуществляется разработка металлургической технологии путем нахождения оптимальных режимов и определения путей достижения этих режимов для заданных параметров выходного потока и процесса при оптимизации технико-экономических показателей. Для этого проводятся разработка и реализация математических моделей, проводится

Расчет оптимальных технологических режимов металлургических процессов заключается в определении управляющих воздействий для получения продукта заданного состава и температуры при оптимизации технико-экономических показателей. Для решения поставленной задачи используется аппарат математических моделей, осуществляющих взаимосвязь параметров потоков и процесса. Алгоритм расчета оптимальных режимов металлургических процессов приведен на рис. 4. Методика расчета включает следующие этапы: формирование исходных данных,



Fig. 3. Two-loop scheme for solving the multi-criteria optimization problem

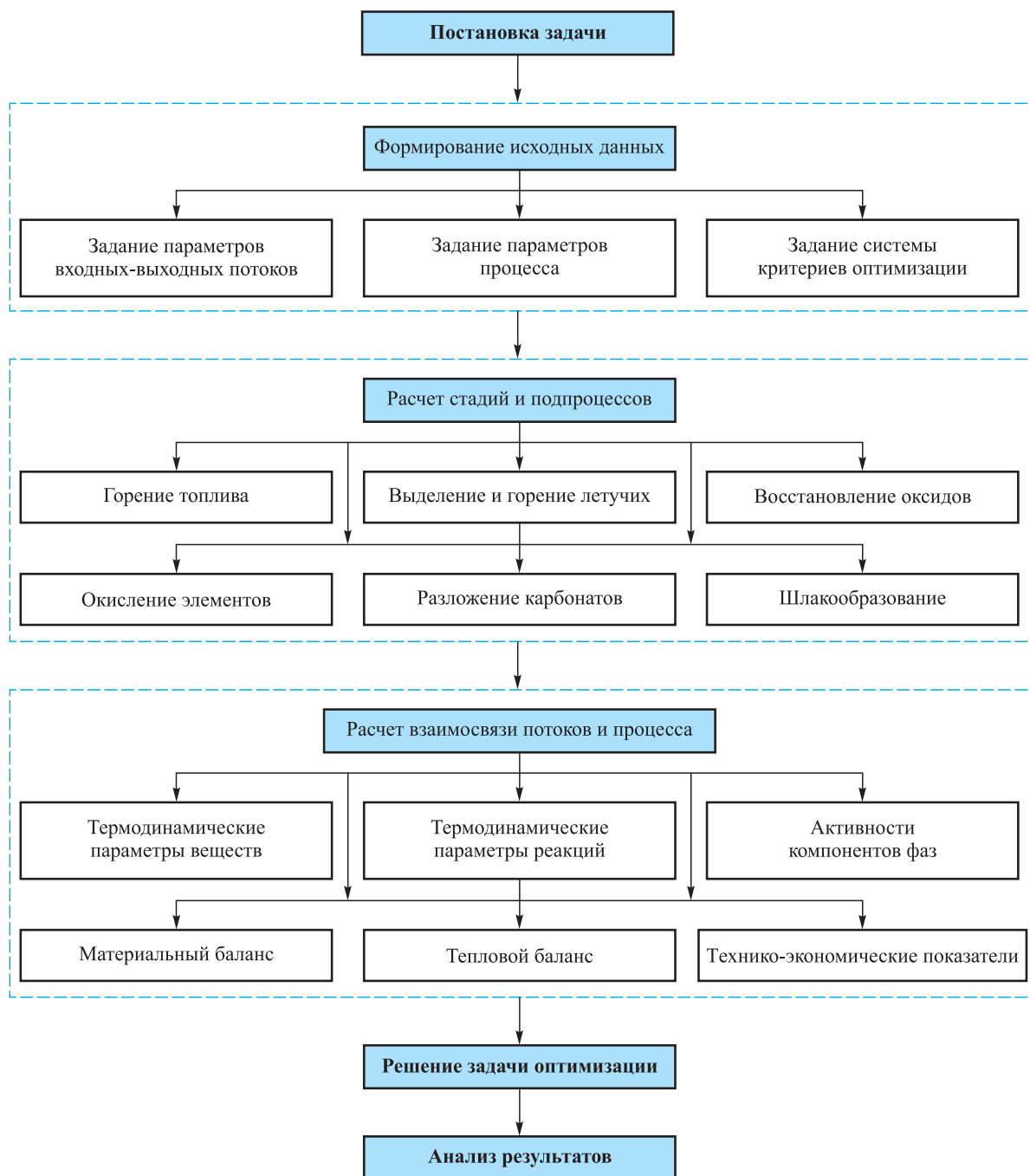


Рис. 4. Алгоритм расчета оптимальных технологических режимов

Fig. 4. Algorithm for calculating optimal technological modes

расчет стадий и подпроцессов, расчет взаимосвязи параметров потоков и процессов, определение технико-экономических показателей и решение задачи оптимизации.

Формирование исходных данных заключается в выборе типов процесса и агрегата; задании параметров входных потоков (набора шихтовых материалов, расходов, температур, химического состава); задания диапазонов изменения параметров выходных потоков (выхода, химического состава и температуры); параметров процесса (объема и производительности метал-

лургического агрегата, КПД, коэффициентов усвоения материалов, длительности плавки, коэффициентов распределения элементов, величины тепловых потерь, степени дожигания отходящих газов, степени восстановления и т.д.).

После формирования исходных данных рассчитываются все стадии и подпроцессы для заданного варианта технологии: горение топлива, выделение и горение летучих компонентов, испарение влаги, разложение карбонатов, окислительно-восстановительные процессы, шлакообразование.

Осуществляется расчет материального баланса процесса на уровне потоков, веществ и элементов и определяются массы и химический состав продуктов: металла, шлака, газа. Производится термодинамический анализ независимых химических реакций перехода системы из начального состояния в конечное.

Определяются энтальпии входных и выходных потоков и изменение энтальпии системы в результате протекания химических реакций, после чего рассчитывается тепловой баланс и определяются температуры металла, шлака и газа. Далее рассчитываются технико-экономические показатели металлургического процесса и решается задача оптимизации по формальным критериям. Постановка оптимизационной задачи заключается в определении управляющих воздействий на процесс путем поиска экстремума требуемого критерия при ограничениях на параметры готового продукта и соблюдении условий материального и теплового балансов.

ПОСТАНОВКА И РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ОПТИМИЗАЦИИ

В качестве критериев могут быть выбраны следующие показатели:

– суммарный расход шихтовых материалов на единицу продукции:

$$P = \sum_{k=1}^K g_k = \frac{\sum_{k=1}^K G_k}{G_{\text{прод}}} \cdot 1000 \rightarrow \min, \quad (1)$$

где P – суммарный расход шихтовых материалов на единицу продукции, кг/т; K – общее количество потоков; g_k – удельные расходы материалов, кг/т; G_k и $G_{\text{прод}}$ – массовый расход k -го материала и выход готового продукта, кг;

– затраты на единицу продукции:

$$C = \frac{\sum_{k=1}^K G_k \Pi_k}{G_{\text{прод}}} \rightarrow \min, \quad (2)$$

где C – затраты на единицу продукции, руб/т; Π_k – цена k -го материала, руб/т;

– энергозатраты на единицу продукции:

$$\Theta = \frac{\sum_{k=1}^K G_k \Theta_k}{G_{\text{прод}}} \rightarrow \min, \quad (3)$$

где Θ – энергозатраты на единицу продукции, ГДж/т; Θ_k – удельная энергоёмкость k -го материала, ГДж/т;

– производительность агрегата:

$$\Pi = G_{\text{м}} \rightarrow \max, \quad (4)$$

где Π – производительность агрегата, кг; $G_{\text{м}}$ – масса металла, кг.

Решение задачи оптимизации заключается в определении экстремума одного из вышеперечисленных критериев при соблюдении следующих ограничений: ограничения на диапазоны изменения расходов компонентов входных потоков; ограничения на параметры выходных потоков; соблюдение закона сохранения массы на уровне потоков, веществ и элементов; соблюдение закона сохранения энергии; выполнение целевых условий по остальным критериям. Схема постановки и решения оптимизационной задачи приведена на рис. 5.

Задача решается методом нелинейного программирования: обобщенного приведенного градиента [4]. Это итерационный численный метод решения оптимизационных задач, который позволяет определить «условный» экстремум целевой функции

$$f(x_1, x_2, \dots, x_n) \rightarrow \text{extr} \quad (5)$$

при наличии заданных ограничений на ее переменные

$$\begin{cases} g_1(x_1, x_2, \dots, x_n) = 0; \\ \dots \\ g_m(x_1, x_2, \dots, x_n) = 0. \end{cases} \quad (6)$$

Переменные $\{x_1, x_2, \dots, x_n\}$ или значения аргумента функции на вещественной области, при котором значение целевой функции стремится к «условному» экстремуму, являются управляемыми параметрами математической модели. Начальной точкой являются заданные расходы входных потоков.

Поиск оптимального решения завершается в случае, когда на итерационном шаге расчета траектория поиска остается в малой окрестности текущей точки поиска, приращение целевой функции не меняется либо градиент целевой функции в точке локального минимума обращается в нуль.

Таким образом, разработана методика исследования и расчета оптимальных технологических режимов металлургических процессов. Рассмотрена постановка задачи оптимизации и предложен метод ее решения.

С использованием методики разработаны оптимальные режимы энерго- и ресурсосберегающих технологий для нового непрерывного металлургического процесса: получения металла из чугуна и прокатной окалины, прямого восстановления металла из пылевидных руд и железосодержащих техногенных материалов без агломерации, получения марганцевых сплавов из карбонатных и оксидных руд, переработки титаномагнетитовых концентратов, а также определены оптимальные параметры процессов восстановления никеля из никелевого концентрата и ванадия из конвертерного

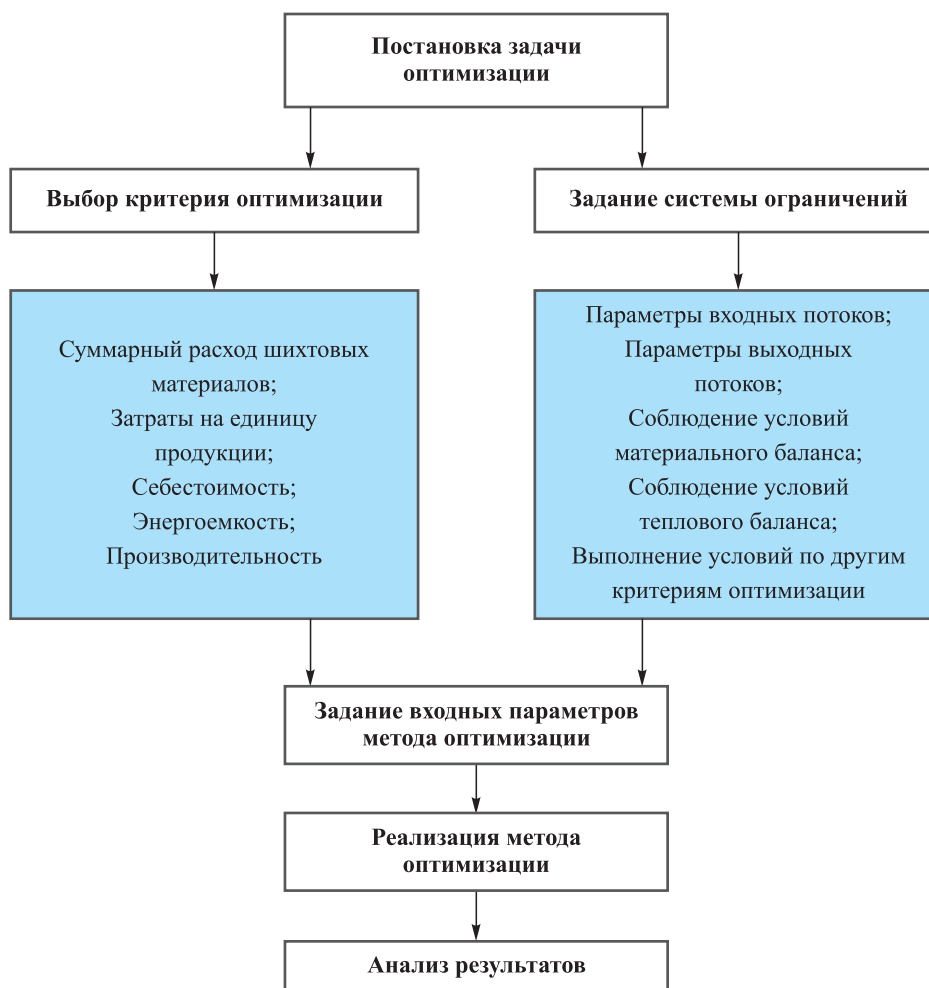


Рис. 5. Схема решения оптимизационной задачи

Fig. 5. Scheme of solving the optimization problem

ванадиевого шлака, обеспечивающие максимальную степень извлечения металлов.

Выводы

Создан метод системного решения комплекса взаимосвязанных задач по определению оптимальных режимов металлургических процессов. Разработан комплекс математических моделей, описывающих на основе фундаментальных законов термодинамики взаимосвязь параметров входных-выходных потоков и физико-химических процессов в металлургическом агрегате. Поставлена и решена оптимизационная задача по определению управляющих воздействий на процесс путем поиска экстремума требуемого критерия, в качестве которого могут быть выбраны суммарный расход шихтовых материалов на единицу продукции, себестоимость, энергоемкость или производительность агрегата при соблюдении ограничений на состав и температуру получаемых продуктов, диапазоны изменения расходов компонентов входных потоков и параметров состояния системы, при соблюдении закона сохранения

массы на уровне потоков, веществ и элементов, при соблюдении закона сохранения энергии и выполнении целевых условий по остальным критериям.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kaewkamnerdpong B. Perceptive particle swarm optimisation: An investigation. In: *IEEE Swarm Intelligence Symp.* Pasadena, CA, USA; 2005:169–176.
 2. Mackrell S. Pattern of steel consumption in the EU and other developed regions. In: *Proceedings of the Conf. "Trends in Steel Consumption – Responding to Market Needs"*. Budapest: ESIC; 2000:1–13.
 3. Фарахутдинов Р.А. Эвристические методы оптимизации для линейного упорядочивания автоматов. *Известия Саратовского университета. Новая серия. Серия: Математика. Механика. Информатика.* 2025;25(2): 295–302.
<https://doi.org/10.18500/1816-9791-2025-25-2-295-302>
- Farakhutdinov R.A. Heuristic optimization methods for linear ordering of automata. *Izvestiya of Saratov University. Mathematics. Mechanics. Informatics.* 2025;25(2):295–302.
<https://doi.org/10.18500/1816-9791-2025-25-2-295-302>

4. Toirov Sh.A., Boynazarov I.M. Grover usuliga asoslangan kvant algoritmi bilan optimallashtirish. *Raqamli texnologiyalarning nazariy va amaliy masalalari xalqaro jurnali*. 2023;5(3):67–75. (In Uzbek).
Toirov Sh.A., Boynazarov I.M. Optimization with a quantum algorithm based on Grover's method. *International Journal of Theoretical and Practical Issues of Digital Technologies*. 2023;5(3):67–75.
5. Алексеева А.Н. Оптимизация производственных процессов металлургических предприятий с использованием цифровых технологий. В кн.: *Альманах научных работ молодых ученых университета ИТМО: Сборник научных трудов Пятидесяти третьей (LIII) научной и учебно-методической конференции, Санкт-Петербург, 29 января – 02 февраля 2024 года*. Санкт-Петербург: Национальный исследовательский университет ИТМО; 2024:526–529.
6. Мартынова Ю.А. Цифровая трансформация и инновационные модели управления в промышленном комплексе: вызовы и возможности для повышения конкурентоспособности. *Инновации и инвестиции*. 2023;(6):99–102.
Martynova Yu.A. Digital transformation and innovative management models in the industrial complex: Challenges and opportunities for increasing competitiveness. *Innovation & Investment*. 2023;(6):99–102. (In Russ.).
7. Костриков Д.Ю. Инновационная деятельность металлургических предприятий в динамически изменяющейся среде. *Известия вузов. Серия: Экономика, финансы и управление производством*. 2022;(2(52)):14–24.
Kostrikov D.Yu. Innovative activity of metallurgical companies in dynamic changing environment. *News of higher educational institutions. Series: Economics, Finance and Production Management*. 2022;(2(52)):14–24. (In Russ.).
8. Двуреченский П.Е. Градиентный метод с неточным оракулом для задач композитной невыпуклой оптимизации. *Компьютерные исследования и моделирование*. 2022;14(2):321–334.
<https://doi.org/10.20537/2076-7633-2022-14-2-321-334>
Dvurechensky P.E. A gradient method with inexact oracle for composite nonconvex optimization. *Computer Research and Modeling*. 2022;14(2):321–334.
<https://doi.org/10.20537/2076-7633-2022-14-2-321-334>
9. Dvurechensky P., Gasnikov A. Stochastic intermediate gradient method for convex problems with stochastic inexact oracle. *Journal of Optimization Theory and Applications*. 2016;171(1):121–145.
<https://doi.org/10.1007/s10957-016-0999-6>
10. Okhremchuk O.S. Scheduling optimisation under contradictions in criteria functions. *Наукосмі технології*. 2019;42(2):184–188.
<https://doi.org/10.18372/2310-5461.42.13750>
11. Таха Хемди А. Введение в исследование операций. Москва: Вильямс; 2007:912.
12. Лисиенко В.Г., Щелоков Я.М., Лаптева А.В. Энергетические возможности бескоковых технологий производства черных металлов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2008;51(9):56–61.
Lisienko V.G., Shchelokov Ya.M., Lapteva A.V. Coke exception technologies energy possibilities for ferrous metals industry application. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008;51(9):56–61. (In Russ.).
13. Лисиенко В.Г., Дружинина О.Г., Юсфин Ю.С., Пареньков А.Е., Ладыгина Н.В. Сравнительный энерго-экологический анализ процесса ЛП (легирующие прямое) и традиционной схемы выплавки стали. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2003;46(7):14–19.
Lisienko V.G., Druzhinina O.G., Yusfin Yu.S., Paren'kov A.E., Ladygina N.V. Comparative energetic-and-ecological analysis of DA process (direct alloying) and traditional scheme of steel smelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2003;46(7):14–19. (In Russ.).
14. Процесс СЭР – металлургический струйно-эмульсионный реактор / В.П. Цымбал, С.П. Мочалов, И.А. Рыбенко и др. Москва: Металлургиздат; 2014:488.
15. Tunik A., Sushchenko O. Usage of vector parametric optimization for robust stabilization of ground vehicles information-measuring devices. *Proceedings of National Aviation University*. 2013;4(57):23–32.
16. Сизиков А.П. Метод синтеза иерархических векторных критериев в задачах оптимизации производства. *Математические методы в технологиях и технике*. 2021;(5):38–41.
https://doi.org/10.52348/2712-8873_MMTT_2021_5_38
Sizikov A.P. Method of synthesis of hierarchical vector criteria in production optimization problems. *Mathematical methods in technology and engineering*. 2021;(5):38–41. (In Russ.).
https://doi.org/10.52348/2712-8873_MMTT_2021_5_38
17. Рыбенко И.А. Разработка оптимальных технологических режимов процессов получения металлов с использованием методов математического моделирования и инструментальных систем. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;(2(1418)):57–62.
Rybenko I.A. Development of optimal technological modes of metal production processes using mathematical modeling methods and instrumental systems. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;(2(1418)):57–62. (In Russ.).
18. Рыбенко И.А., Мочалов С.П. Моделирование и оптимизация стационарных режимов металлургических процессов. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ; 2015:168.
19. Рыбенко И.А. Решение задач оптимизации металлургических процессов с использованием инструментальной системы «Инжиниринг-металлургия». *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;(3(1419)):42–47.
Rybenko I.A. Solving problems of optimizing metallurgical processes using the tool system "Engineering-metallurgy". *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;(3(1419)):42–47. (In Russ.).

Сведения об авторах

Инна Анатольевна Рыбенко, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1679-0839

E-mail: rybenkoi@mail.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

Людмила Александровна Ермакова, к.т.н., доцент кафедры прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0009-0005-6465-9060

E-mail: ermakova@sibsiu.ru

Владимир Николаевич Бунтцев, к.т.н., доцент кафедры прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-4796-0805

E-mail: buintcev@mail.ru

Information about the Authors

Inna A. Rybenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-1679-0839

E-mail: rybenkoi@mail.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

Lyudmila A. Ermakova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University

ORCID: 0009-0005-6465-9060

E-mail: ermakova@sibsiu.ru

Vladimir N. Buintsev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-4796-0805

E-mail: buintcev@mail.ru

Вклад авторов

И. А. Рыбенко – разработка методики решения оптимизационных задач в металлургии.

М. Е. Корнет – литературный обзор по теме исследования.

Л. А. Ермакова – выбор методов решения оптимизационных задач.

В. Н. Бунтцев – постановка задачи оптимизации.

Contribution of the Authors

I. A. Rybenko – development of a methodology for solving optimization problems in metallurgy.

M. E. Kornet – literary review.

L. A. Ermakova – selection of methods for solving optimization problem.

V. N. Buintsev – statement of the optimization problem.

Поступила в редакцию 14.10.2025

После доработки 21.03.2026

Принята к публикации 01.04.2026

Received 14.10.2025

Revised 21.03.2026

Accepted 01.04.2026



УДК 621.771.016.3:536.24

DOI 10.17073/0368-0797-2026-4-433-439



Оригинальная статья

Original article

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДИКИ РАСЧЁТА ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В РАБОЧИХ ВАЛКАХ РЕВЕРСИВНОГО ТОЛСТОЛИСТОВОГО СТАНА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

И. Д. Поспелов

■ Череповецкий государственный университет (Россия, 162600, Вологодская обл., Череповец, пр. Луначарского, 5)

✉ idpospelov@chsu.ru

Аннотация. Использование универсальных существующих физико-математических моделей наиболее целесообразно в том случае, когда измерение какого-либо параметра с помощью датчика технически затруднено или невозможно. К таким параметрам относятся температурные напряжения рабочих валков. В данной работе представлена методика расчёта температурных напряжений, возникающих в рабочих валках толстолистовых реверсивных станов горячей прокатки, за счет совершенствования существующей математической модели для станов холодной прокатки, основанной на аналитическом решении уравнений упругости и теплопроводности, учитывая, что температурное поле вала осесимметрично. Особенностью такого аналитического решения является то, что заранее задать график изменения поверхностной температуры валков, охлаждаемых снаружи, не представляется возможным из-за того, что он является сложной функцией нестационарных технологических факторов прокатки. Поэтому заранее предполагают известным лишь вид графика функции, который задают в форме непрерывной ломаной линии, полученной по результатам замеров температуры поверхности рабочего вала. Исследование построено на основе указанной усовершенствованной численно-аналитической модели и уравнений расчёта температурных напряжений для определённого слоя рабочего вала действующего стана горячей прокатки в поперечном сечении с учётом его конструктивных особенностей и физико-механических параметров материала. Представлены результаты вычислительного эксперимента расчёта температурных напряжений по усовершенствованной методике, демонстрирующие её адаптацию для реверсивного толстолистостанов горячей прокатки. При реализации указанного эксперимента для оценки достоверности определения температурных напряжений в поперечном сечении вала показано отрицательное влияние существующего технологического режима охлаждения на стойкость поверхностного слоя рабочих валков.

Ключевые слова: горячая прокатка, толстолистовой реверсивный стан, нестационарный температурный режим, рабочий валок, температурные напряжения, функция температурных напряжений, вычислительный эксперимент

Для цитирования: Поспелов И.Д. Совершенствование методики расчёта температурных напряжений в рабочих валках реверсивного толстолистостанов горячей прокатки. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(4):433–439.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-433-439>

IMPROVING THE METHOD FOR CALCULATING TEMPERATURE STRESSES IN WORKING ROLLS OF A REVERSING HOT ROLLING PLATE MILL

I. D. Pospelov

■ Cherepovets State University (5 Lunacharskogo Ave., Cherepovets, Vologda Region 162600, Russian Federation)

✉ idpospelov@chsu.ru

Abstract. The use of universal existing physical and mathematical models is most expedient in cases where it is technically difficult or impossible to measure a parameter using a sensor. Such parameters include temperature stresses of the working rolls. The article presents a method for calculating the temperature stresses that occur in working rolls of reversing hot rolling plate mills by improving the existing mathematical model for cold rolling mills, which is based on analytical solution of the equations of elasticity and thermal conductivity, assuming that the temperature field of the roll is axisymmetric. A special feature of this analytical solution is that it is not possible to predetermine the graph of the surface temperature change of the rolls that are cooled from the outside, because it is a complex function of the non-stationary technological factors of rolling. Therefore, only the function graph is known in advance, which is set in the form of a continuous angled line obtained from the results of measuring the surface temperature of the working roll. The study is based on the specified improved numerical-analytical model and equations for calculating temperature stresses for a specific layer of the working roll of an operating hot rolling mill in a cross-section, taking into

account its design features and the physical and mechanical parameters of its material. The results of a computational experiment for calculating temperature stresses using the improved method demonstrate its adaptation for a reversing hot rolling plate mill. When implementing this experiment to assess the accuracy of determining temperature stresses in the roll's cross-section, the negative impact of the existing cooling process on durability of the working rolls' surface layer is shown.

Keywords: hot rolling, reversing plate mill, non-stationary temperature mode, working roll, temperature stresses, temperature stress function, computational experiment

For citation: Pospelov I.D. Improving the method for calculating temperature stresses in working rolls of a reversing hot rolling plate mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(4):433–439. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-4-433-439>

ВВЕДЕНИЕ

Тепловой режим работы валков станов холодной [1 – 4] и горячей прокатки [5 – 8], а также роликов машин непрерывного литья заготовок [9 – 12], подвергаемых в процессе работы температурному воздействию, в значительной мере одинаков. Поэтому выводы и исследования, проводимые относительно теплового режима рабочих валков станов холодной прокатки [2], могут быть распространены на вышеуказанное металлургическое оборудование цилиндрической формы.

Основными параметрами теплового режима рабочих валков являются [13]:

- температура и её распределение по длине бочки и в поперечных сечениях валка;
- тепловой профиль, под которым подразумевается распределение радиальных тепловых деформаций (терморасширений) по длине бочки валков, а также разность терморасширений в середине бочки и в сечениях, соответствующих боковым кромкам полосы (листа) или торцам бочки;
- расход охлаждающей жидкости, необходимый для обеспечения заданного теплового режима валков;
- термические напряжения, возникающие в теле валков при прокатке.

Из перечисленных параметров наиболее важное значение для проектирования рациональных технологических режимов прокатки, обеспечивающих повышенную стойкость валков, имеют температурные напряжения, поскольку текущие расходы на эксплуатацию валков прокатных производств достигают 20 % [14].

В ряде современных зарубежных публикаций [15 – 24] представлены исследования температурных напряжений, возникающие в рабочих валках при горячей прокатке. Большинство результатов, полученных в указанных работах, основано на методах статистического и аналитического прогнозирования [15] или численного моделирования с помощью методов конечных элементов (МКЭ) [16 – 18]. В ряде публикаций авторы представляют стендовые лабораторные [19 – 21] или промышленные эксперименты [22 – 24]. Мощные программы обработки больших массивов данных или моделирования с помощью МКЭ для ЭВМ или экспериментальные зависимости позволяют исследователям зачастую обходиться без фундаментального физического моделирования процессов и получать искомые

результаты в создаваемом ими виртуальном мире статической или динамической модели тепловых процессов в рабочих валках, что исключает их применение к совершенствованию уже существующих универсальных фундаментальных физико-математических моделей [13; 25].

Цель данной работы заключается в совершенствовании методики расчёта температурных напряжений в рабочих валках при нестационарном тепловом режиме, характерном для режимов работы толстолистовых реверсивных станов горячей прокатки.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Рассмотрим схему процесса горячей прокатки толстого листа в реверсивной четырёхвалковой клети «кварто» [26], представленную на рис. 1. В указанную

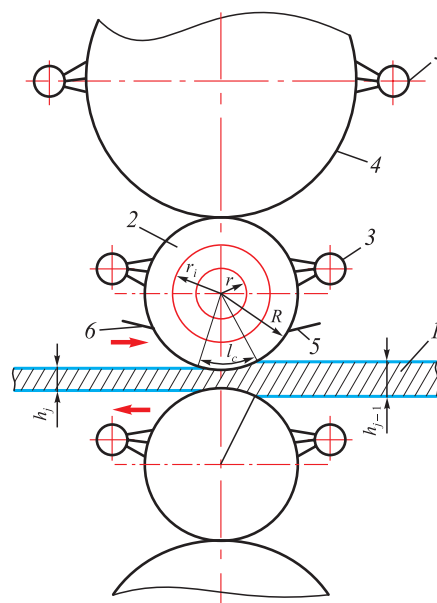


Рис. 1. Схема горячей прокатки и охлаждения валков в реверсивных клетях «кварто» (стрелками показаны направления реверсивной прокатки):
1 – прокатываемый слаб или лист; 2 – рабочий валок;
3 – коллекторы охлаждения; 4 – опорный валок;
5 и 6 – проводки-водостекатели

Fig. 1. Scheme of hot rolling and roll cooling in reversing “quarto” stands (arrows show the directions of reversing rolling):
1 – rolled slab or plate; 2 – working roll; 3 – cooling collectors;
4 – support roll; 5 and 6 – water-draining wires

клеть поступает предварительно нагретый сляб, раскат или лист l , температура которого в зависимости от марки стали колеблется в диапазоне $1250 - 750$ °C. Температура рабочих 2 и опорных 4 валков определяется соотношением между интенсивностью их нагрева и охлаждения. Нагрев рабочих валков, а через них и опорных, происходит главным образом от теплового потока, отдаваемого полосой контактным теплообменом с рабочим валком [5], и в меньшей степени от тепла, выделяемого по длине дуги очага упругопластической деформации l_c (рис. 1) при совершении удельных работ прокатки деформации толстого листа с толщины h_{j-1} до толщины h_j [27]. Охлаждение валков осуществляется водой, подаваемой на всю длину бочки рабочего и опорного валков через коллекторы 3. С целью предотвращения попадания охлаждающей жидкости на прокатываемый нагретый сляб или лист устанавливаются, как правило, на одном уровне проводки-водостекатели 5 и 6.

Для расчёта осесимметричных температурных напряжений в рабочем валке с учётом постоянного радиуса внутреннего слоя валка $r = \text{const}$ (рис. 1) применяются известные формулы из теории упругости [20]:

$$\sigma_t = \frac{E\alpha}{1-\mu} \left[\frac{1}{r^2} \int_r^R t r dr + \frac{(\rho R)^2 - r^2}{(\rho R)^2 (R^2 - r^2)} \int_r^R t r dr - t \right]; \quad (1)$$

$$\sigma_r = \frac{E\alpha}{1-\mu} \left[-\frac{1}{r^2} \int_r^R t r dr + \frac{(\rho R)^2 - r^2}{(\rho R)^2 (R^2 - r^2)} \int_r^R t r dr \right]; \quad (2)$$

$$\sigma_z = \sigma_t + \sigma_r = \frac{E\alpha}{1-\mu} \left[\frac{2}{R^2 - r^2} \int_r^R t r dr - t \right], \quad (3)$$

причём на наружном и внутреннем слое валка при $\rho = 1$ и $\rho = r/R$ (рис. 1)

$$\sigma_r = 0; \sigma_t = \sigma_z, \quad (4)$$

где σ_r , σ_r и σ_z – соответственно окружное, осевое и радиальное главные нормальные напряжения, МПа; E – модуль упругости рабочего валка, МПа; μ – коэффициент Пуассона материала рабочего валка; α – коэффициент теплового расширения $1/^\circ\text{C}$; $\rho = r_i/R$ – безразмерный радиус (рис. 1); r_i – произвольный радиус внутреннего слоя валка, мм; R – радиус наружной поверхности бочки валка, мм.

Для расчёта температурных напряжений в рабочем валке в любой момент времени рассмотрим ломаную линию $\varphi(\tau)$, °C изменения температуры поверхности валка на рис. 2.

Подставив в формулы (1) – (3) вместо t выражение температурного поля $F_1(\rho, \tau)$ из работы [28] при $k = r/R$ (рис. 1) получаем:

– для первого промежутка времени $0 - \tau_1$ (нагрев со скоростью c_0 на рис. 2)

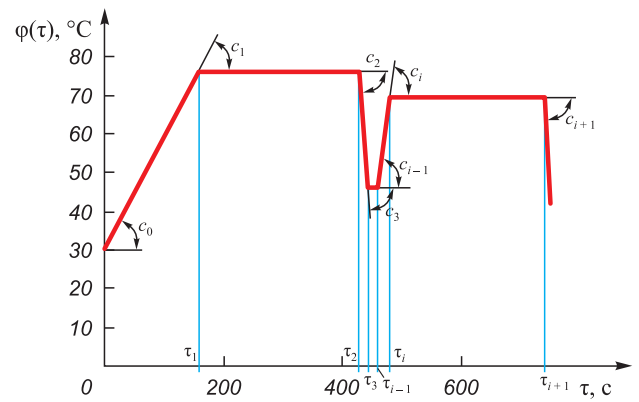


Рис. 2. График изменения температуры на поверхности рабочего валка при горячей прокатке, представленный в виде ломаной линии:
 c_0 – скорость нагрева в начальный момент времени τ_0 , °C/s;
 c_i – изменение скорости при переходе от i -го отрезка к смежному $(i + 1)$, °C/s;
 τ_i – определённый момент времени, соответствующий переходу от нагрева со скоростью $c_0 + c_1 + \dots + c_{i-1}$ к нагреву со скоростью $c_0 + c_1 + \dots + c_{i-1} + c_i$

Fig. 2. Graph of temperature changes on the working roll surface during hot rolling represented as an angled line:
 c_0 – heating rate at the initial time τ_0 , °C/s;
 c_i – change in heating rate at transition from the i -th section to the adjacent $(i + 1)$ -th section, °C/s;
 τ_i – specific time corresponding to the transition from heating at the rate of $c_0 + c_1 + \dots + c_{i-1}$ to heating at the rate of $c_0 + c_1 + \dots + c_{i-1} + c_i$

$$t_1(\rho, \tau) = c_0 F_1(\rho, \tau); \quad (5)$$

– для любого промежутка времени $(\tau_{i-1} - \tau_i)$

$$t_i(\rho, \tau) = c_0 F_1(\rho, \tau) + c_1 F_1(\rho, \tau - \tau_1) + \dots + c_{i-1} F_1(\rho, \tau - \tau_{i-1}) \quad (6)$$

и произведя интегрирование и простейшие преобразования, получаем

$$\sigma_{t1} = \frac{E\alpha}{1-\mu} c_0 F_2(\rho, \tau) = \frac{E\alpha}{1-\mu} c_0 \left[\frac{1}{f_2} \left(f_3 + f_4 e^{-f_2 v_1^2 \tau} + f_5 e^{-f_2 v_2^2 \tau} \right) \right]; \quad (7)$$

$$\sigma_{r1} = \frac{E\alpha}{1-\mu} c_0 F_2(\rho, \tau) = \frac{E\alpha}{1-\mu} c_0 \left[\frac{1}{f_2} \left(f_6 + f_7 e^{-f_2 v_1^2 \tau} + f_8 e^{-f_2 v_2^2 \tau} \right) \right]; \quad (8)$$

$$\sigma_{t(i)} = \frac{E\alpha}{1-\mu} \left[c_0 F_{2(3)}(\rho, \tau) + c_1 F_{2(3)}(\rho, \tau - \tau_1) + \dots + c_{i-1} F_{2(3)}(\rho, \tau - \tau_{i-1}) \right], \quad (9)$$

где $F_2(\rho, \tau)$ и $F_3(\rho, \tau)$ – функции окружных (тангенциальных) и радиальных температурных напряжений, с;

$$f_2 = \frac{a}{R^2}; \quad (10)$$

$$f_3 = \frac{1}{8} \left[\frac{1}{2} \left(1 + \frac{k^2}{\rho^2} - 3\rho^2 + 5k^2 \right) + \right. \\ \left. + 2k^2 \left(\ln \rho + \left(\frac{k^2}{\rho^2} \right) \left(\frac{1+\rho^2}{1-k^2} \right) \ln k \right) \right]; \quad (11)$$

$$f_6 = \frac{1}{8} \left[\frac{1-\rho^2}{2} \left(1 - \frac{k^2}{\rho^2} \right) + \right. \\ \left. + 2k^2 \left(\ln \rho - \left(\frac{k^2}{\rho^2} \right) \left(\frac{1-\rho^2}{1-k^2} \right) \ln k \right) \right]; \quad (12)$$

$$f_4 = \frac{2}{\rho(1-k^2)} \times \\ \times \frac{(1-k^2)\{6\}_{v_1} + \frac{\rho^2-k^2}{\rho}\{2\}_{v_1} + \rho(1-k^2)v_1\{4\}_{v_1}}{v_1^4(\{2\}_{v_1} + k\{3\}_{v_1})}; \quad (13)$$

$$f_5 = \frac{2}{\rho(1-k^2)} \times \\ \times \frac{(1-k^2)\{5\}_{v_2} + \frac{\rho^2-k^2}{\rho}\{2\}_{v_2} + \rho(1-k^2)v_2\{4\}_{v_2}}{v_2^4(\{2\}_{v_2} + k\{3\}_{v_2})}; \quad (14)$$

$$f_7 = \frac{1 - \frac{k^2}{\rho^2}}{2 \frac{\rho^2}{1-k^2} \{2\}_{v_1} - \frac{1}{\rho^2} \{5\}_{v_1}} \times \\ \times \frac{1}{v_1^4(\{2\}_{v_1} + k\{3\}_{v_1})}; \quad (15)$$

$$f_8 = \frac{1 - \frac{k^2}{\rho^2}}{2 \frac{\rho^2}{1-k^2} \{2\}_{v_2} - \frac{1}{\rho^2} \{5\}_{v_2}} \times \\ \times \frac{1}{v_2^4(\{2\}_{v_2} + k\{3\}_{v_2})}; \quad (16)$$

$$\{1\} = J_0(\lambda)Y_1(\lambda k) - J_1(\lambda k)Y_0(\lambda),$$

$$\{2\} = J_1(\lambda k)Y_1(\lambda) - J_1(\lambda)Y_1(\lambda k); \quad (17)$$

$$\{3\} = J_0(\lambda)Y_0(\lambda k) - J_0(\lambda k)Y_0(\lambda); \quad (18)$$

$$\{4\} = J_0(\lambda \rho)Y_1(\lambda k) - J_1(\lambda k)Y_0(\lambda \rho); \quad (19)$$

$$\{5\} = J_1(\lambda k)Y_1(\lambda \rho) - J_1(\lambda \rho)Y_1(\lambda k), \quad (20)$$

где a – коэффициент температуропроводности валка, мм²/с; $J_0(x)$ и $J_1(x)$ – функции Бесселя первого рода нулевого и первого порядков; $Y_0(x)$ и $Y_1(x)$ – функции Бесселя второго рода нулевого и первого порядков; v_1 и v_2 – два первых корня функции $\{1\}$, т. е. два первых значения λ , при которых $\{1\} = 0$. Индексы « v_1 » и « v_2 » при выражениях $\{2\}$, $\{3\}$, $\{4\}$ и $\{5\}$ в формулах (13)–(15) показывают, что в этих выражениях вместо переменной λ подставляются значения $v_1 = 2,40482$ и $v_2 = 5,52007$ [29].

Исследования температурных напряжений проводили для нижнего рабочего валка чистовой клети реверсивного толстолистного стана 2800 ПАО «Северсталь», технологические параметры и физико-механические свойства которого представлены в табл. 1.

Графическое изменение температуры на поверхности указанного валка, фиксируемое автоматизированной системой управления непрерывным станом горячей прокатки, представлено на рис. 2.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Из выражения (9) видно, что порядок расчёта температурных напряжений σ_{ri} и σ_{ti} такой же, как и для температурных полей по формулам (5) и (6) из работы [28]. Следует заметить, что согласно уравнению (4) радиальные напряжения σ_{ri} при $\rho = 1$ и $\rho = r/R$ (рис. 1) равны нулю, поэтому дальнейшее вычисление напряжений σ_{ri} и σ_{ti} упрощается и достаточно ограничиться только зависимостью $F_2(\rho, \tau)$ – функцией температурных напряжений. График такой функции для различных значений ρ строится при помощи формул (9) – (19) для рассматриваемого рабочего валка из табл. 1 и представлен на рис. 3.

Для проверки достоверности и целесообразности использования графических построений на рис. 3 и опасности случая $t_2 < t_1$ (рис. 4) существующего технологического режима охлаждения рабочего валка с точки зрения усталостной прочности провели вычислительный эксперимент для случая паузы между прокатками двух полос в момент времени $\tau_{i-1} = \tau_3 = 444$ с (рис. 3). Чтобы подтвердить данное предположение, в табл. 2 были рассчитаны значения $\Delta\tau_i$, c_i , $F_2(\rho, \tau)$, $\sigma_{r1} = \sigma_{z1}$ и $\sigma_{r2} = \sigma_{z2}$ при $\rho = 1,0$ и $\rho = 0,25$ для случая изменения измеренных температур t_i на поверхности рабочего валка в момент времени $\tau_3 = 444$ с (рис. 2).

Как видно из табл. 2, при горячей прокатке во временном интервале $\tau_i = 158 - 432$ с (рис. 3) на наруж-

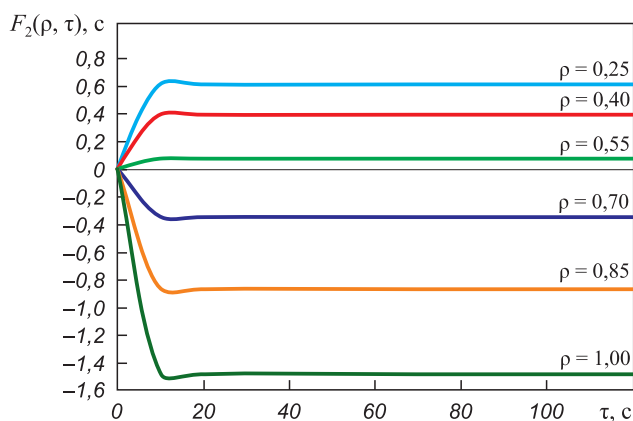
Таблица 1. Технологические и физико-механические параметры рабочего валка

Table 1. Technological and physical-mechanical characteristics of the working roll

Радиус бочки R , мм	390
Начальная температура бочки $t_{нач}$, °C	30
Коэффициент температуропроводности a , мм ² /с	12,775
Модуль упругости E , МПа	195 000
Коэффициент Пуассона, μ	0,29
Коэффициент теплового расширения α , °C ⁻¹	11,8·10 ⁻⁶

Таблица 2. Расчётные значения $\Delta\tau_i$, c_i , $F_2(\rho, \tau)$, $\sigma_{i1} = \sigma_{z1}$ и $\sigma_{i2} = \sigma_{z2}$ при $\rho = 1,0$ и $\rho = 0,25$ Table 2. Calculated values $\Delta\tau_i$, c_i , $F_2(\rho, \tau)$, $\sigma_{i1} = \sigma_{z1}$ and $\sigma_{i2} = \sigma_{z2}$ for $\rho = 1.0$ and $\rho = 0.25$

Номер	τ_i , с	t_i , °C	$\Delta\tau_i$, с	c_i , °C/с	$F_2(0,25, \tau)$, с	$F_2(1,0, \tau)$, с	$\sigma_{i2} = \sigma_{z2}$, МПа	$\sigma_{i1} = \sigma_{z1}$, МПа
0	0	30	444	0,291	0,606	-1,487	0	0
1	158	76	286	-0,291	0,606	-1,487	-13,855	5,646
2	432	70	12	-2,500	0,620	-1,528	-13,855	5,646
3	444	41	17	0	0,609	-1,496	12,380	-4,910

Рис. 3. График функции $F_2(\rho, \tau)$ рассматриваемого рабочего валаFig. 3. Graph of $F_2(\rho, \tau)$ function of the working roll under consideration

ной поверхности возникают сжимающие напряжения $\sigma_{i2} = \sigma_{z2} = -13,855$ МПа, которые во временной момент паузы $\tau_{i-1} = \tau_3 = 444$ с переходят в растягивающие $\sigma_{i2} = \sigma_{z2} = 12,38$ МПа. В дальнейшем, при используемом варианте охлаждения, такие колебания повторяются при реверсивной работе стана, что негативно сказыва-

ется на стойкости поверхности рабочего вала. Причиной таких колебаний напряжений является интенсивный прогрев внутренних зон рабочего вала [28]. Таким образом, сравнительная оценка температурных напряжений в различные моменты времени τ_i (рис. 3) показывает преимущество отключения коллекторов наружного охлаждения во время пауз процесса горячей прокатки полос, так как рабочий валок практически находится в благоприятном состоянии упругого сжатия [1].

Выводы

Усовершенствована и адаптирована применительно к реверсивному толстолистовому стану методика расчёта температурных напряжений в рабочих валках при нестационарном тепловом режиме горячей прокатки.

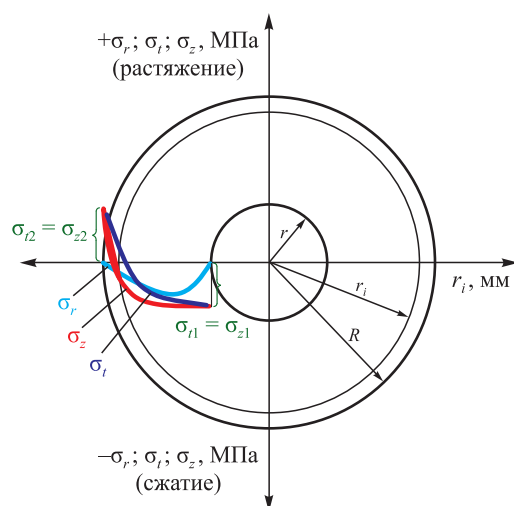
Построены графики функций температурных напряжений $F_2(\rho, \tau)$ для различных значений безразмерных радиусов ρ рабочего вала.

Показано, что функциональная зависимость $F_2(\rho, \tau)$ обладает важным свойством универсальности, заключающимся в том, что с её помощью могут быть вычислены температурные напряжения в любой момент времени графика $\varphi(\tau)$, представленного в виде ломаной линии изменения температуры поверхности рабочего вала в процессе горячей прокатки полос.

Усовершенствованную методику расчёта температурных напряжений целесообразно использовать для выбора оптимальных вариантов охлаждения и повышения стойкости рабочих валков действующих станов горячей прокатки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Гарбер Э.А., Гусаров В.О., Кузнецов В.В., Траино А.И. Исследование и моделирование теплового режима непрерывного стана холодной прокатки. *Производство проката*. 2004;(10):15–22.
Garber E.A., Gusarov V.O., Kuznetsov V.V., Traino A.I. Investigation and modeling of thermal modes at continuous cold rolling mill. *Proizvodstvo prokata*. 2004;(10):15–22. (In Russ.).
2. Гарбер Э.А. Моделирование и совершенствование теплового режима и профилировок валков: Монография. Москва: Теплотехник; 2013:114.

Рис. 4. Распределение температурных напряжений по сечению вала для случая $t_2 < t_1$ Fig. 4. Schematic distribution of temperature stresses across the roll section for the case $t_2 < t_1$

3. Гарбер Э.А., Алешин А.Е., Дегтев С.С., Трайно А.И. Оптимизация технологического и теплового режимов реверсивного стана холодной прокатки. *Металлы*. 2015;(1):35–41.
Garber E.A., Aleshin A.E., Degtev S.S., Traino A.I. Optimization of the technological and thermal conditions in a reversing cold rolling mill. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015;2015(1):30–35.
<https://doi.org/10.1134/S0036029515010048>
4. Arif A.F., Khan O., Zubair S.M. Prediction of roll temperature with a non-uniform heat flux at tool and workpiece interface. *Heat and Mass Transfer*. 2004;41(1):75–94.
<https://doi.org/10.1007/s00231-004-0508-6>
5. Гарбер Э.А., Хлопотин М.В., Трайно А.И., Попов Е.С., Савиных А.Ф. Моделирование теплового режима валков широкополосного стана горячей прокатки для определения эффективных режимов их охлаждения. *Металлы*. 2009;(3):34–47.
Garber E.A., Khlopotin M.V., Traino A.I., Popov E.S., Savinykh A.F. Simulation of the thermal conditions of rolls in a wide-strip hot-rolling mill to determine their effective cooling conditions. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009;2009(3):208–219.
<https://doi.org/10.1134/S0036029509030045>
6. Шалаевский Д.Л. Исследование теплового режима рабочих валков стана горячей прокатки с целью повышения точности расчёта температур поверхностей их бочек. *Известия вузов. Чёрная металлургия*. 2023;66(3):283–289.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-283-289>
Shalaevskii D.L. Investigation of thermal mode of hot-rolling mill working rolls in order to improve the accuracy of calculating the thermal profile of their barrels surface. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(3):283–289.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-3-283-289>
7. Hamraoui M. Thermal behaviour of rollers during the rolling process. *Applied Thermal Engineering*. 2009;29(11-12):2386–2390.
<https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2008.12.013>
8. Garber E.A., Khlopotin M.V., Kozhevnikov A.V., Popov E.S., Savinykh A.F., Paligin R.B. Stabilization of conditions in broad-strip mills to improve the transverse profile of hot-rolled strip. *Steel in Translation*. 2010;40(8):753–758.
<https://doi.org/10.3103/S0967091210080152>
9. Cheng G., Yin N., Zheng Q., Qiu Y., Chen J. Numerical simulation of surface thermal analysis and cooling optimization of continuous casting rolls. *Crystals*. 2025;15(1):41.
<https://doi.org/10.3390/cryst15010041>
10. Chen H., Ji C., Zhu M. Prediction of casting roller wear during the solidification end reduction of continuous casting bloom. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2025;56(4):1399–1409.
<https://doi.org/10.1007/s11663-024-03411-9>
11. Bai C.-f., Wang B., Ma J., Zhang J.-y., Pan W.-p. Modeling effect of cooling conditions on solidification process during thermal cycle of rollers in twin-roll strip casting. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2023;30:64–73.
<https://doi.org/10.1007/s42243-022-00822-3>
12. Gabelaya D.I., Kabakov Z.K. Optimization of the gap parameters of supporting rollers of curvilinear continuous casting machine. *Metallurgist*. 2019;63:823–828.
<https://doi.org/10.1007/s11015-019-00895-8>
13. Савранский К.Н., Гарбер Э.А., Ламинцев В.Г. Пути экономии металла при производстве толстых листов. Москва: Металлургия; 1983:120.
14. Иводитов В.А., Трайно А.И., Вольшонов И.З., Русаков А.Д. Современные методы повышения эффективности листопрокатного производства: монография. Москва: ИД МИСиС; 2013:288.
15. Dünckelmeyer M., Krempaszy C., Werner E., Hein G., Schörkhuber K. Analytical modeling of thermo-mechanically induced residual stresses of work rolls during hot rolling. *Steel Research International*. 2010;81(9):86–89.
16. Hu K., Shi Q., Han W., Zhu F., Chen J. On the evolution of temperature and combined stress in a work roll under cyclic thermo-mechanical loadings during hot strip rolling and idling. *Materials*. 2020;13(21):5054.
<https://doi.org/10.3390/ma13215054>
17. Kejun H., Fuxian Z., Jufang C., Nao-Aki N., Wenqin H., Yoshikazu S. Simulation of thermal stress and fatigue life prediction of high speed steel work roll during hot rolling considering the initial residual stress. *Metals*. 2019;9(9):966.
<https://doi.org/10.3390/met9090966>
18. Deng G.Y., Zhu Q., Tieu A.K., Zhu H.T., Reid M., Saleh A.A., Su L.H., Ta T.D., Zhang J., Lu C., Wu Q., Sum D.B. Evolution of microstructure, temperature and stress in a high speed steel work roll during hot rolling: Experiment and modeling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;240:200–208. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.09.025>
19. Mercado-Solis R., Talamantes-Silva J., Beynon J., Hernandez-Rodriguez M. Modelling surface thermal damage to mill rolls. *Wear*. 2007;263(7–12):1560–1567.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.062>
20. Kiss I., Pinca Bretotean C., Josan A. Experimental research upon the durability in exploitation of the adamite type rolls. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018;393(1):012090.
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/393/1/012090>
21. Setiawan R., Siradj E., Iman F. Failure analysis of ICDP work roll of hot strip mill: case study of shell-core interface spalling. *Jurnal Pendidikan Teknologi Kejuruan*. 2022;5(1):28–34. <https://doi.org/10.24036/jptk.v5i1.27023>
22. Weidlich F., Braga A.P., Silva Lima L.G., Boccacini G., Souza R.M. The influence of rolling mill process parameters on roll thermal fatigue. *International Journal of Advanced Manufacturing Technologies*. 2019;102(11):2159–2171.
<https://doi.org/10.1007/s00170-019-03293-1>
23. Kotrbacek P., Horsky J., Raudensky M., Pohanka M. Experimental study of heat transfer in hot rolling. *Revue de Métallurgie*. 2006;7–8(103):333–341.
24. Pinca-Bretotean C., Josan A., Kumar Sharma A. Influence of thermal stresses on the phenomenon of thermal fatigue of rolling cylinders. *Journal of Physics: Conference Series*. 2023;2540(1):012023.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/2540/1/012023>
25. Третьяков А.В., Гарбер Э.А., Давлетбаев Г.Г. Расчёт и исследование прокатных валков. Москва: Металлургия; 1976:256.
26. Гарбер Э.А., Кожевникова И.А., Тарасов П.А., Трайно А.И. К вопросу о влиянии трения первого и второго

рода на энергосиловые параметры горячей прокатки в клетях кварто. *Металлы*. 2007;(6):47–56.

Garber E.A., Kozhevnikova I.A., Tarasov P.A., Traino A.I. Effect of sliding and rolling friction on the energy-force parameters during hot rolling in four-high stands. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2007;2007(6):484–491.

<https://doi.org/10.1134/S0036029507060080>

27. Гарбер Э.А., Кожевникова И.А., Завражнов А.А., Траино А.И. Напряженное состояние в очаге деформации при прокатке высокопрочной толстолистовой стали. *Металлы*. 2007;(3):33–39.

Garber E.A., Kozhevnikova I.A., Zavrazhnov A.A., Traino A.I. State of stress in the deformation zone during rolling of high-strength plate steel. *Russian Metallurgy (Metally)*.

2007;2007(3):194–200.

<https://doi.org/10.1134/S0036029507030068>

28. Пospelov И.Д. Совершенствование методики расчёта температурных полей в рабочих валках непрерывного широкополосного стана горячей прокатки. *Сталь*. 2025;(9):21–25.

Pospelov I.D. Improvement of the methodology for calculating temperature fields in the working rolls of continuous wide-strip hot rolling mill. *Stal'*. 2025;(9):21–25. (In Russ.).

29. Бухмиров В.В., Ракутина Д.В., Солнышкова Ю.С. Нестационарная теплопроводность. Справочные материалы для решения задач. Иваново: Ивановский государственный энергетический университет; 2013:36.

Сведения об авторе

Information about the Author

Иван Дмитриевич Пospelov, к.т.н., доцент, Череповецкий государственный университет

ORCID: 0009-0000-5974-5718

E-mail: idpospelov@chsu.ru

Ivan D. Pospelov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Cherepovets State University

ORCID: 0009-0000-5974-5718

E-mail: idpospelov@chsu.ru

Поступила в редакцию 23.09.2025

После доработки 05.10.2025

Принята к публикации 28.06.2026

Received 23.09.2025

Revised 05.10.2025

Accepted 28.06.2026



Редакционная статья
Editorial article

К 95-летию Владимира Ивановича Жучкова!



3 июля 2026 года исполняется 95 лет доктору технических наук, профессору, академику Международной инженерной академии, главному научному сотруднику Института металлургии имени академика Н.А. Ватолина УрО РАН Владимиру Ивановичу Жучкову.

Наука – это не только открытия, но и судьбы. Судьба Владимира Ивановича Жучкова неразрывно связана с историей отечественной металлургии. Его имя стало символом целой эпохи – эпохи, когда фундаментальная наука и промышленность шли рука об руку, а инженерная мысль превращалась в технологический прорыв.

И сегодня, в год своего 95-летия, Владимир Иванович остаётся активно действующим ученым, чьи исследования востребованы, чьи идеи воплощаются в производстве, чьи монографии становятся настольными книгами для новых поколений металлургов. Это редкий случай, когда ученый не просто наблюдает за трансформацией науки со стороны, а сам определяет векторы ее развития.

Жизненный путь Владимира Ивановича – это удивительная история служения науке, металлургии и своей стране. Более семи десятилетий его имя нераз-

рывно связано с развитием отечественной ферросплавной промышленности. Он принадлежит к той плеяде ученых, чьи фундаментальные исследования и инженерные разработки составили золотой фонд уральской металлургической науки.

После окончания Уральского политехнического института им. С.М. Кирова в 1953 году по специальности «Металлургия черных металлов» Владимир Иванович начал свой трудовой путь с мастера литейного цеха завода Уралхиммаш. Но уже в 1955 году он связал свою судьбу с Институтом металлургии Уральского филиала АН СССР, которому посвятил всю свою жизнь. Пройдя путь от младшего научного сотрудника до заведующего лабораторией стали и ферросплавов (1976 – 2003 гг.), он стал признанным лидером научной школы, воспитавшей не одно поколение исследователей.

Научные труды Владимира Ивановича составили фундамент современных представлений о физико-химических и технологических свойствах ферросплавов. В вышедшей в 2025 году монографии «Ферросплавы: состав, свойства» и в ее предшественнице – книге «Физическая химия и технология в металлургии ферросплавов» (2021) обобщены результаты многолетних исследований, отражающих эволюцию научной мысли коллектива под его руководством. Им созданы оригинальные методики определения ключевых характеристик ферросплавов: температур плавления, плотности, окисляемости, времени растворения в стали, разработаны и внедрены в производство уникальные сплавы систем Fe–Si–Al–Ca–Ba, Fe–V–Si, Fe–Nb–Si–Al, Fe–Cr–Si, Fe–B–Si. Его разработки по инъекционным технологиям, брикетированию и суспензионной разливке ферросплавов нашли применение на десятках металлургических заводов: это и Челябинский электрометаллургический комбинат, и Магнитогорский и Нижнетагильский металлургические комбинаты.

Особого внимания заслуживает его вклад в решение важнейшей государственной задачи – импортозамещения. Под руководством Владимира Ивановича были разработаны технологии вовлечения в производство бедных российских хромовых руд Сарановского месторождения, что позволило заменить дорогое импорт-

ное сырье. Профессором Жучковым созданы научные основы получения ферросиликобора и микролегирования бором трубной стали; это технологии, внедренные на ПАО «Северский трубный завод». Им разработана технология получения ниобиевых ферросплавов из отечественного сырья, что стало важнейшим шагом в укреплении сырьевой независимости страны. Результаты фундаментальных исследований обрели реальное воплощение в промышленных решениях.

И сегодня, в свои 95 лет, Владимир Иванович остается в гуще научных событий, продолжая лично участвовать в разработке новых технологических решений. Он успешно развивает физико-химические основы получения ферросиликоалюмобора – перспективного комплексного сплава, исследует механизмы совместного восстановления бора кремнием и алюминием. Параллельно ведутся работы по созданию научных основ рациональных составов ниобийсодержащих ферросплавов с оптимальными физико-химическими характеристиками для микролегирования трубных и хладостойких сталей. Неугасающая энергия, острый ум и преданность делу Владимира Ивановича служат ярким примером для молодых исследователей, доказывая, что настоящая наука не знает возрастных границ.

Владимир Иванович – выдающийся педагог и наставник. С 1985 по 2020 год он являлся профессором кафедры металлургии железа и сплавов Уральского федерального университета, членом диссертационных советов при ИМЕТ УрО РАН и УрФУ. Под его руководством защищены три докторские и 15 кандидатских диссертаций. Его научное наследие – это более 700 научных трудов, в том числе 15 монографий, 128 авторских свидетельств на изобретения и патенты. Профессор Жучков избран почетным доктором Нацио-

нальной металлургической академии Украины, почетным профессором Химико-металлургического института Казахстана. Его имя известно далеко за пределами России. Результаты исследований по физико-химии ферросплавов и по созданию новых комплексных сплавов обобщены в капитальных трудах, которые навсегда сохранят имя Жучкова в истории науки.

Высокое признание получил его вклад и на государственном уровне: В.И. Жучков удостоен званий «Заслуженный деятель науки Российской Федерации», «Заслуженный изобретатель Российской Федерации», «Заслуженный металлург Российской Федерации»; он является лауреатом премий Правительства РФ, премий УрО РАН имени Грум-Гржимайло и РАН имени И.П. Бардина, награжден орденами «Знак Почета» и «Дружбы», многими медалями. Эти награды – достойное признание его огромного вклада в науку и промышленность.

95 лет – это не просто дата. Это символ преемственности поколений, символ того, что настоящая наука не знает возраста. Владимир Иванович – пример для всех нас: своей энергией, своим умом, своей верностью делу, которому отдано более семи десятилетий.

*Институт металлургии имени ак. Н.А. Ватолина
УрО РАН, металлурги Сибири,
редакция журнала «Известия ВУЗов. Черная
металлургия», коллеги и друзья
от всей души поздравляют Владимира Ивановича
со знаменательным юбилеем и желают ему
крепкого здоровья, неиссякаемой энергии,
новых научных свершений на благо отечественной
науки, счастья и тепла в кругу близких и друзей!
Пусть каждый новый день приносит радость
от любимой работы, тепла близких людей
и новых творческих свершений!*

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*

Подписано в печать 24.08.2026. Формат 60×90 1/8. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 15 1/2. Заказ 25462. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



Decarbonization, hydrogen trend and artificial intelligence in metallurgy

Numerical modeling of solidification front shape in electroslag remelted ingot under correction of electrode metal drop trajectory

Extraction of zinc sulfate from metallurgical waste to produce metal flux

Current state of chromium production and application in ferrous metallurgy. Part 2. Ferroalloys

Justification and development of effective modes of inert gas purging of rail steel during ladle treatment

Nonmetallic inclusions, microstructure and mechanical properties of low-carbon boron microalloyed pipe steel

Wear resistance of machine parts after heat treatment in magnetic field

Stages of plastic deformation of quenched pearlitic steel of hypereutectoid composition under tension and compression

Metallographic approaches to the study of melt produced in EAF with adaptation of classical thermal-time treatment to modern electric smelting

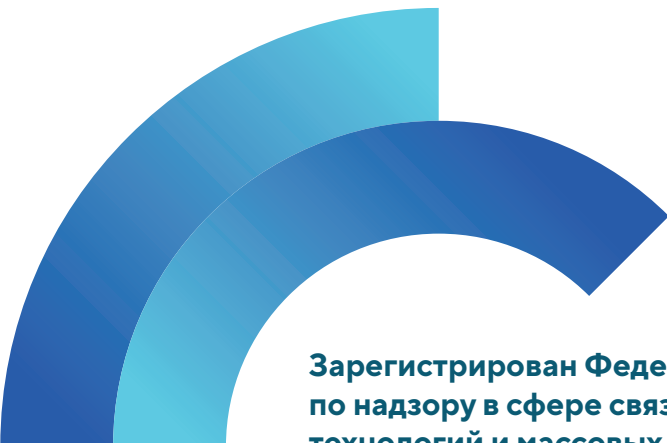
Molecular dynamics simulation of deformation of austenite nanoparticles with a nanocrystalline structure

Formation of the carbide steel structure (high-speed steel 10R6M5 + tungsten monocarbide WC) at induction surfacing

Statement and solution of optimization problems in metallurgy

Improving the method for calculating temperature stresses in working rolls of a reversing hot rolling plate mill

To the 95th Anniversary of Vladimir Ivanovich Zhuchkov



**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

