

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 64 Номер 11 2021



• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ПРОКАТКИ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ КОМПЛЕКСНОГО КРИТЕРИЯ ОПТИМИЗАЦИИ

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ АКТИВНОСТИ СРЕД И СТОЙКОСТИ ИСПОЛЪЗУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ПРИСУТСТВИЯ АГРЕССИВНОГО ДИОКСИДА УГЛЕРОДА

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА

• СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КРУЧЕНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

• ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

ОЦЕНКА ВОЗДЕЙСТВИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЗАГРЯЗНЕНИЙ ПРЕДПРИЯТИЙ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ НА ЛЕСНЫЕ МАССИВЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СПУТНИКОВЫХ ФОТОИЗОБРАЖЕНИЙ



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

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 64, Номер 11, 2021

Научно-технический журнал
Издается с января 1958 г. ежемесячно

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

Volume 64, Number 11, 2021

Scientific and Technical Journal
Published since January 1958. Issued monthly

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

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

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС» (НИТУ МИСиС)



Сибирский государственный индустриальный университет

Главный редактор:

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

Заместитель главного редактора:

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

Адреса редакций:

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

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

Редакционная коллегия:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Танг Гуоц, Институт перспективных материалов университета
Циньхуа, г. Шеньжень, Китай

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

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

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

Шежуков О.Ю., д.т.н., профессор, УрФУ, г. Екатеринбург

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

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

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

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

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

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



Статьи доступны под лицензией Creative Commons
Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

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

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Founders:



National University of Science
and Technology "MISIS"



Siberian State Industrial University

Editor-in-Chief:

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

Deputy Editor-in-Chief:

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

Editorial Addresses:

4 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"
Tel.: +7 (495) 638-44-11

E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@sisu.ru

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

Editorial Board:

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

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

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

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

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

Il'ya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Andrei I. Rudskoi, 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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

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

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



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Дмитриев А.Н., Смирнова В.Г., Вязникова Е.А., Долматов А.В., Витькина Г.Ю. Влияние структуры обожженных окатышей на прочность и разрушение при испытании на статическое сжатие 785
- Кантюков Р.Р., Запевалов Д.Н., Вагапов Р.К. Исследование коррозионной активности сред и стойкости используемых материалов в условиях присутствия агрессивного диоксида углерода 793
- Уманский А.А., Юрьев А.Б. Разработка методики совершенствования прокатки рельсовых сталей на основе комплексного критерия оптимизации 802
- Темлянцева М.В., Базайкина О.Л., Темлянцев Е.Н., Целлермаер В.Я. Моделирование термонапряжений при упрочнении поверхности изделия тепловым импульсом 815
- Рыбенко И.А., Протопопов Е.В. Термодинамическое моделирование процессов восстановления железа ... 825

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

- Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Фесенюк М.В., Клевцова Н.А., Тюрков М.Н., Абрамова М.М., Рааб Г.И. Прочность и механизм разрушения при кручении ультрамелкозернистой аустенитной стали медицинского назначения 832

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ
ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Мешалкин В.П., Бутусов О.Б., Дови В.Дж., Белозерский А.Ю., Челноков В.В. Оценка воздействия химических загрязнений предприятий черной металлургии на лесные массивы с использованием спутниковых фотоизображений 839

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Рубанникова Ю.А., Воробьев С.В. Структурно-фазовые изменения высокоэнтропийного сплава при облучении импульсным электронным пучком 846

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Dmitriev A.N., Smirnova V.G., Vyaznikova E.A., Dolmatov A.V., Vit'kina G.Yu. Influence of structure of burned pellets on strength and destruction in static compression tests 785
- Kantyukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Media corrosiveness and materials resistance at presence of aggressive carbon dioxide 793
- Umanskiy A.A., Yur'ev A.B. Improving the technology of rolling rail steels by a comprehensive optimization parameter 802
- Temlyantsev M.V., Bazaikina O.L., Temlyantseva E.N., Tsellermaer V.Ya. Modeling of thermal stresses during hardening the product surface by thermal pulse 815
- Rybenko I.A., Protopopov E.V. Thermodynamic modeling of iron recovery processes 825

SUPERDUTY STEEL

- Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Fesenyuk M.V., Klevtsova N.A., Tyur'kov M.N., Abramova M.M., Raab G.I. Strength and fracture mechanism during torsion of ultrafine-grained austenitic steel for medical applications ... 832

ECOLOGY AND RATIONAL USE
OF NATURAL RESOURCES

- Meshalkin V.P., Butusov O.B., Dovi V.G., Belozerskii A.Yu., Chelnokov V.V. Assessment of the impact of chemical pollution of ferrous metallurgy enterprises on forests using satellite photographs 839

MATERIAL SCIENCE

- Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kononov S.V., Shlyarova Yu.A., Vorob'ev S.V. Structural phase variations in high-entropy alloy at irradiation by pulsed electron beam 846



Оригинальная статья

УДК 669.162.1:539.411

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-785-792



ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ОБОЖЖЕННЫХ ОКАТЫШЕЙ НА ПРОЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА СТАТИЧЕСКОЕ СЖАТИЕ

А. Н. Дмитриев, В. Г. Смирнова, Е. А. Вязникова,
А. В. Долматов, Г. Ю. Витькина

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

Аннотация. Обоженные окатыши должны сохранять прочность от момента схода с обжиговой машины до загрузки в доменную печь. Одним из показателей прочности обоженных окатышей является прочность на сжатие, т. е. максимальная прилагаемая нагрузка, при которой железорудный окатыш полностью разрушается. В работе изучен характер разрушения обоженных неофлюсованных железорудных титаномагнетитовых окатышей фракции 10 – 16 мм при испытании на статическое сжатие согласно ISO 4700. Показано, что при испытании основным видом разрушения является возникновение и развитие трещин плоскости, проходящих через центр магнетитового ядра, где действуют максимальные радиальные растягивающие напряжения, или в непосредственной близости от него. В отдельных случаях траектория одной из разрушающих трещин отклоняется от указанной выше плоскости и огибает магнетитовое ядро. Очевидно, это связано с наличием второй области концентрации растягивающих напряжений на границе магнетитового ядра и гематитовой оболочки, сформировавшихся при охлаждении окатышей вследствие различия их механических и теплофизических свойств. В итоге, конечная структура окатышей характеризуется наличием двух зон: периферийной гематитовой и центральной магнетитовой. Определена роль влияния относительного размера магнетитового ядра на прочность при сжатии обоженных окатышей. Установлено, что с уменьшением относительного размера магнетитового ядра прочностные характеристики окатыша возрастают. При протекании процесса полного окисления магнетита (когда весь объем окатыша состоит из гематита) максимальный уровень предельных характеристик прочности на сжатие окатышей может быть следующим: максимальное разрушающее усилие 3300 Н, энергия разрушения 0,55 Дж, массовая энергия разрушения 0,18 Дж/г.

Ключевые слова: железорудные окатыши, прочность на сжатие, диаграммы деформирования, разрушение, усилие, деформация, энергия разрушения, массовая энергия разрушения

Финансирование: Работа выполнена в рамках реализации Государственного задания ИМЕТ УрО РАН с использованием оборудования ЦКП «Урал-М».

Для цитирования: Дмитриев А.Н., Смирнова В.Г., Вязникова Е.А., Долматов А.В., Витькина Г.Ю. Влияние структуры обоженных окатышей на прочность и разрушение при испытании на статическое сжатие // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 785–792. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-785-792>

Original article

INFLUENCE OF STRUCTURE OF BURNED PELLETS ON STRENGTH AND DESTRUCTION IN STATIC COMPRESSION TESTS

A. N. Dmitriev, V. G. Smirnova, E. A. Vyaznikova,
A. V. Dolmatov, G. Yu. Vit'kina

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

Abstract. The burned pellets must retain the strength from the time they come off the roasting machine until they are loaded into the blast furnace. One indicator of the strength of burned pellets is the compressive strength, i.e., the maximum applied load at which the iron-ore pellet completely collapses. The paper studies the character of destruction of burned iron-ore titanomagnetite pellets of fraction 10 – 16 mm in the static compression test according to the Russian State Standard 24765-81. It is shown that the main type of destruction during the test is the emergence and development of plane cracks passing through the center of the magnetite core, where the maximum radial tensile stresses act or in the immediate vicinity. In some cases, the trajectory of one of the destructive cracks deviates from the above plane and envelopes the magnetite core. Obviously, this is due to the presence of a second area of tensile stress concentration at the boundary of the magnetite core and the hematite shell, formed during cooling of the pellets, due to differences in their mechanical and thermophysical properties. As a result, the final structure of pellets is characterized by the presence of two zones – peripheral hematite and central magnetite. The role of the relative size of the magnetite core on the compressive strength of burned pellets has been

determined. It was established that the strength characteristics of the pellet increase with a decrease in relative size of the magnetite core. During the process of magnetite complete oxidation (when the whole volume of the pellet consists of hematite), the maximum level of the pellets compressive strength can be: the maximum destructive force – 3300 N, destructive energy – 0.55 J, mass destructive energy – 0.18 J/g.

Keywords: iron-ore pellets, compressive strength, deformation diagrams, destruction, force, deformation, destructive energy, mass destructive energy

Funding: The work was performed within the framework of the State Assignment of the Institute of Metallurgy, UB RAS with the use of equipment from the Ural-M Center for Collective Use.

For citation: Dmitriev A.N., Smirnova V.G., Vyaznikova E.A., Dolmatov A.V., Vit'kina G.Yu. Influence of structure of burned pellets on strength and destruction in static compression tests. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 785–792. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-785-792>

ВВЕДЕНИЕ

Железорудные окатыши являются важным сырьем при выплавке чугуна в доменных печах. На предприятиях России и в зарубежных странах окатыши из различных концентратов подвергают обжигу с целью достижения необходимых металлургических характеристик [1], таких как прочность на сжатие, удар, истирание и прочность при восстановлении. Одной из важных металлургических характеристик окатышей является прочность на сжатие. В соответствии с ГОСТ 24765–91 на горно-обогатительных комбинатах, производящих окатыши, результаты испытаний на сжатие используют для оценки качества продукции. Прочность на сжатие обожженных окатышей у разных производителей изменяется в пределах 150 – 300 кг/окатыш [2 – 4].

Проблема целостности окатышей при механическом воздействии привлекает внимание многих исследователей, которые для прогнозирования разрушения используют аналитические, численные и экспериментальные подходы к исследованию. Например, в работе [5] представлена модель железорудных окатышей при динамическом нагружении, в соответствии с которой прочность окатышей зависит от скорости деформации, что подтверждено результатами экспериментальных исследований. В работе [6] для моделирования разрушения окатышей используется метод многочастичных конечных элементов. Для определения параметров упруго-пластической модели деформации и разрушения материала окатышей авторами работы [7] были проведены лабораторные испытания.

Поскольку в процессе испытания на сжатие происходит значительное изменение площади контакта деформируемого окатыша и инструмента, разрушающее нормальное контактное напряжение не является представительной характеристикой прочности, как это существует при испытаниях на сжатие цилиндрических образцов. Тем более, что в соответствии с результатами математического моделирования [5, 6] наиболее неблагоприятное напряженное состояние при сжатии сферической формы окатышей возникает в центре за счет действия интенсивных растягивающих радиальных напряжений. Поэтому в качестве меры для оценки прочности окатышей обычно используют величину разрушающего усилия при испытаниях на сжатие.

Однако ряд авторов (например, [8]) считают, что более представительной характеристикой прочности окатышей является энергия разрушения при сжатии, так как энергетические критерии прочности, в отличие от силовых, позволяют учесть диссипацию энергии при пластической деформации материала.

В исходном необоженном состоянии окатыш состоит из железорудного магнетитового концентрата и связующего (бентонит). При обжиге происходит окисление магнетита и образующийся гематит является активной фазой. В результате спекания зерен гематита повышаются прочностные характеристики [9]. Если процесс окисления магнетита прошел полностью по всему сечению окатышей, то они имеют однородную гематитовую структуру.

В промышленных условиях обжиг окатышей ведут при температурах 1250 – 1350 °С, скорость нагрева обычно достигает 100 °С/мин и выше. При таких параметрах обжига полного окисления магнетита не происходит, и окатыши, как правило, имеют зональное строение [10 – 16], магнетитовое ядро и гематитовую оболочку, т. е. ярко выраженное двухфазное строение. Разница в температурах перехода магнетитовых и гематитовых зон зонального окатыша из пластического состояния в упругое сопровождается интенсивной усадкой и различным изменением их размеров, что приводит к возникновению внутренних напряжений на границе магнетитовых и гематитовых зон [17].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для оценки прочности на сжатие были взяты обожженные неофлюсованные железорудные титаномагнетитовые окатыши фракции 10 – 16 мм, обработанные по базовому температурно-временному режиму обжига АО «ЕВРАЗ Качканарский горно-обогатительный комбинат». Химический состав исследуемых окатышей представлен в табл. 1.

Для идентификации фаз в окатышах использовали рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD-7000, оснащенный рентгеновской трубкой в $\text{Cu K}\alpha$ излучении на воздухе в диапазоне углов 2θ от 10 до 85°. При расшифровке дифрактограмм использовали базы данных ICDD PDF-2 (International Centre For Diffraction Data). Согласно результатам рентгенофазового анализа, ока-

Таблица 1

Химический состав исследуемых
железорудных окатышей, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of the investigated
iron-ore pellets, % (mass.)

Fe _{общ}	FeO	CaO	SiO ₂	MgO	TiO ₂	V ₂ O ₅
60,90	3,02	1,00	3,89	2,59	2,73	0,58

тыши на 90,6 % состоят из гематита (Fe₂O₃) и на 9,4 % из магнетита (Fe₃O₄).

Испытания на сжатие проводили в соответствии с требованиями ISO 4700 [18] на универсальной машине ВТ1-FR050THW.A1K (Zwick GmbH, Германия). Скорость перемещения составила 10 мм/мин с записью диаграммы деформирования. Окатыши взвешивались индивидуально перед испытанием на сжатие для определения массы на электронных весах ATL-220d4-1 фирмы ACCULAB с погрешностью ±0,0003.

При расчете энергии разрушения каждого окатыша операцию интегрирования заменяли операцией суммирования с использования записанного массива данных как площадь под диаграммой деформирования по формуле

$$A_f = \sum_{i=1}^{n_f} \left[\frac{F_i + F_{i-1}}{2} (h_i - h_{i-1}) \right], \quad (1)$$

где A_f – энергия разрушения, Дж; n_f – число записей в массиве данных до момента разрушения окатыша; $i = 1 \dots n_f$ – порядковый номер записи массива данных; F_i, F_{i-1} – значение усилия и изменения при i и $i-1$ записи, Н; h_i, h_{i-1} – перемещение деформирующего инструмента при i и $i-1$ записи, мм.

Массовую энергию разрушения рассчитывали по формуле

$$A_m = \frac{A_f}{m}, \quad (2)$$

где A_m – массовая энергия разрушения, Дж/г; m – масса окатыша до испытания, г.

Макросъемку разрушенных окатышей осуществляли с помощью цифровой 64-bit камеры при увеличении 10 крат. Диаметр магнетитового ядра измеряли на стереоскопическом микроскопе МБС-9 с ценой деления 0,17 мм. Относительный размер магнетитового ядра рассчитывали по формуле

$$D^* = \frac{D_m}{D}, \quad (3)$$

где D^* – относительный размер магнетитового ядра, доли единиц; D – диаметр окатыша после испытания, мм; D_m – диаметр магнетитового ядра, мм.

Значения D и D_m находили как среднее из результатов измерений в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для иллюстрации различий в поведении окатышей при нагружении на рис. 1 приведены диаграммы деформирования. Для одних диаграмм характерно наличие одного пикового усилия деформирования, при котором возникает магистральная трещина и окатыш разрушается. В других имеется несколько локальных пиков усилия деформирования. Это свидетельствует о стадийном характере разрушения, связанного с последовательным возникновением трещин, торможением данного процесса и дальнейшим развитием или возникновением новых трещин.

Отсутствие плавного снижения усилия деформирования после образования разрушающих трещин для обоих типов диаграмм свидетельствует о хрупком характере разрушения. Наличие пилообразных диаграмм деформирования и значительного разброса предельных характеристик окатышей при сжатии отмечается и в работах [19, 20].

В зависимости от технологических особенностей процессов формирования структуры и обжига ока-

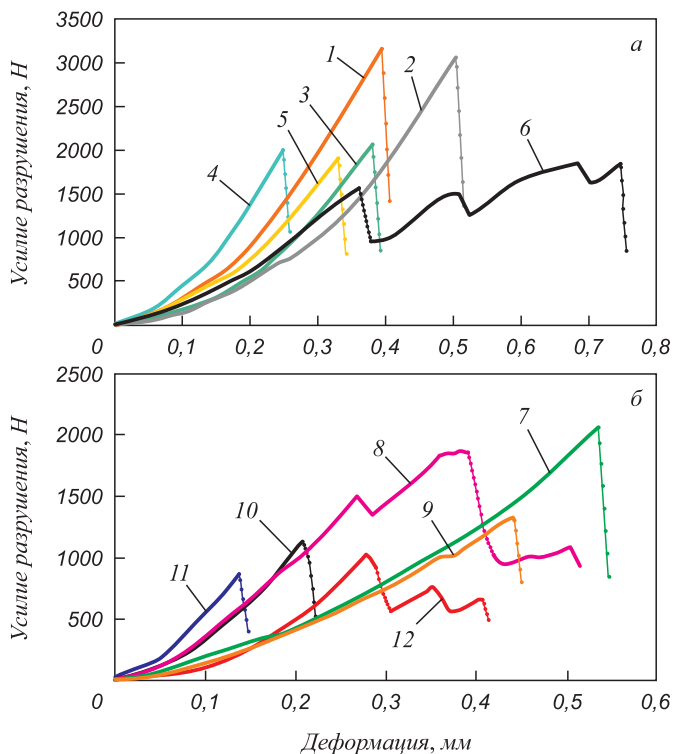


Рис. 1. Диаграммы деформирования железорудных окатышей
фракции 10 – 12 (а) и 14 – 16 мм (б)
(1 – 12 – номера образцов, см. табл. 2)

Fig. 1. Deformation diagrams of iron-ore pellets
fractions 10 – 12 (a) and 14 – 16 mm (b)
(1 – 12 – numbers of the samples from Table 2)

Результаты исследования обожженных окатышей

Table 2. Results of burned pellets investigation

Номер образца	Размер фракций, мм	Диаметр окатыша, мм	Диаметр магнетитового ядра, мм	Относительный размер магнетитового ядра, доли ед.	Усилие разрушения, Н/окатыш	Энергия разрушения, Дж	Массовая энергия разрушения, Дж/г
1	10 – 12	10,87	1,2	0,11	3160	0,45	0,156
2		10,51	1,8	0,18	3060	0,50	0,184
3		10,78	2,7	0,26	2060	0,26	0,084
4		11,18	7,6	0,69	2010	0,18	0,061
5		11,13	7,2	0,67	1910	0,23	0,080
6		11,80	7,2	0,65	1560	0,23	0,076
7	14 – 16	14,29	6,3	0,46	2060	0,45	0,081
8		13,81	7,2	0,54	1880	0,35	0,052
9		13,77	9,0	0,68	1330	0,24	0,041
10		14,39	10,4	0,73	1140	0,09	0,014
11		14,23	12,2	0,87	870	0,05	0,007
12		13,17	9,0	0,69	700	0,05	0,010

тышей окисление магнетита происходит по-разному. Наиболее существенное влияние на окисление оказывают скорость нагрева, температура обжига, состав газовой фазы и пористость окатышей. Влияние температуры и скорости нагрева окатышей на процесс их окисления является отражением энергетического и временного факторов данного процесса. В свою очередь, увеличение скорости нагрева окатышей ведет к сокращению времени активного окисления. В этой связи для получения низкозакисных окатышей необходимо осуществлять их нагрев до температур активного окисления (900 – 1000 °С), при этих температурах выдерживать окатыши до получения необходимого содержания FeO, а затем нагревать до температуры обжига. При высоких температурах окисление затормаживается развитием процесса спекания и появлением закрытых пор, что накладывает отпечаток на диффузию кислорода в пористом теле окатыша при том, что скорость диффузии ионов железа возрастает. Такое развитие процесса создает условия для проявления зональности в окатышах, когда окисление, протекающее объемно, переходит во фронтальное. Процесс окисления протекает более интенсивно в окатышах меньшего диаметра [15]. Развитие окисления со временем сопровождается равномерным уменьшением радиуса магнетитового ядра.

Анализ данных измерений диаметра магнетитовых ядер показал существенное различие их размеров (табл. 2), поэтому была поставлена задача оценки влияния величины магнетитового ядра на прочность окатышей.

На рис. 2 представлены поверхности разрушенных окатышей, на которых видно их двухзонное строение: внутренний слой – магнетитовое ядро, наружный

слой – гематитовая оболочка. Разрушение окатышей при испытаниях, как правило, происходило путем образования одной-двух трещин, лежащих в плоскостях, проходящих через центр магнетитового ядра или в непосредственной близости от него. В результате окатыш разделялся на две-три части, как это показано на рис. 2.

Такой характер разрушения определяется особенностями напряженного состояния при сжатии шара, для которого, как известно [21], характерно наличие интенсивных растягивающих нормальных напряжений к меридиональной плоскости, параллельной нагружающей силе, и проходящей через центр шара. К подобным выводам пришли авторы работ [10, 22], отметившие, что разрушение окатышей при сжатии в основном происходит по центру ядра под действием максимальных растягивающихся напряжений. На фотографиях образцов 4, 9, 12 видно, что траектория одной из разрушающих трещин отклоняется от указанной выше плоскости и огибает магнетитовое ядро. Очевидно, это связано с наличием второй области концентрации растягивающих напряжений на границе магнетитового ядра и гематитовой оболочки, сформировавшейся при охлаждении окатышей вследствие различия их механических и теплофизических свойств [17].

Значения усилия разрушения из диаграмм деформирования, результаты вычислений энергии разрушения и массовой энергии разрушения имеют существенное различие для исследованных окатышей.

На рис. 3 результаты экспериментов и вычислений представлены в виде графических зависимостей от значений относительного размера магнетитового ядра. Представленные данные показывают устойчивую

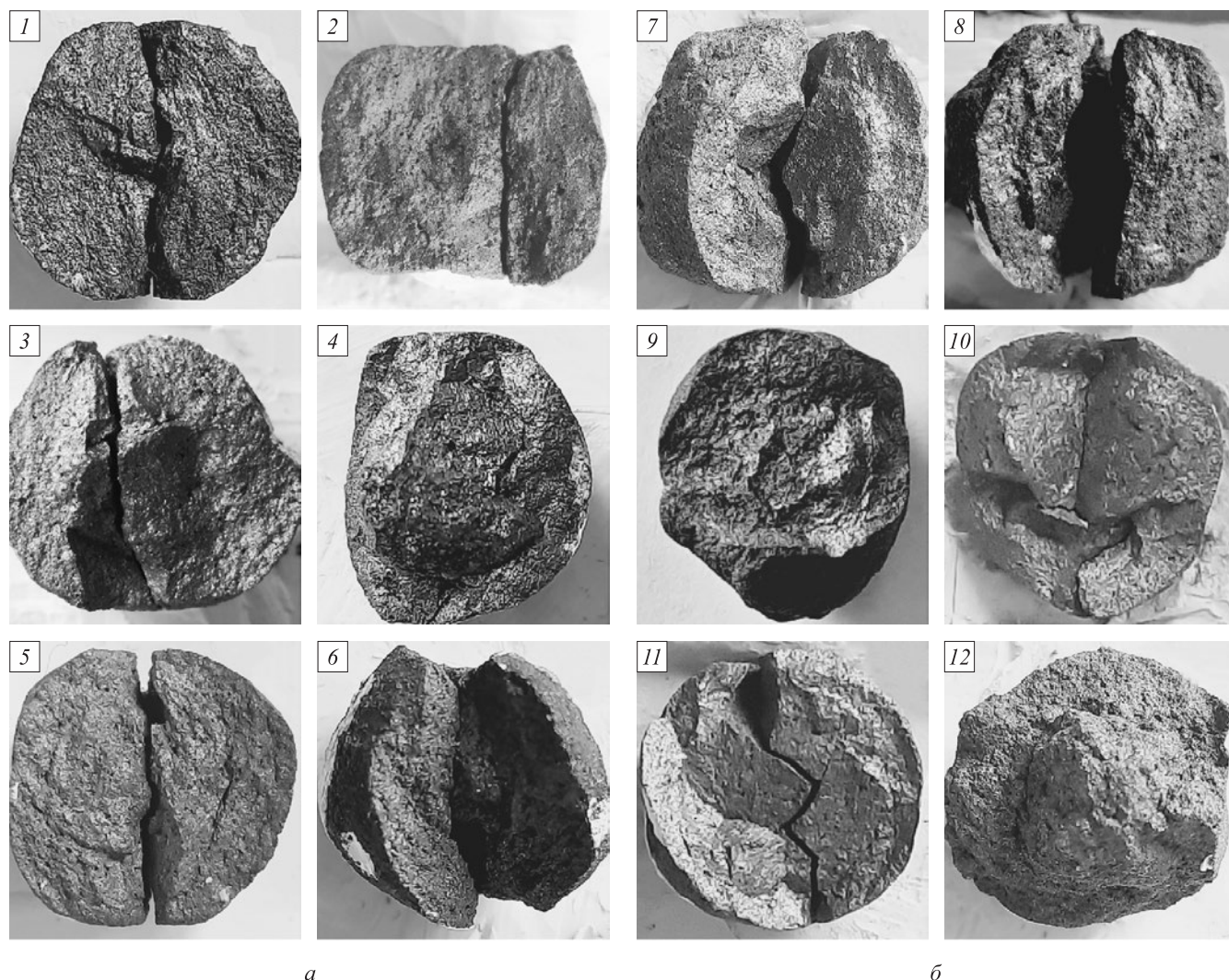


Рис. 2. Поверхности разрушения железорудных окатышей после испытаний на сжатие: фракции 10 – 12 (а) и 14 – 16 мм (б) (1 – 12 – номера образцов, см. табл. 2)

Fig. 2 Destruction surfaces of iron-ore pellets after compression tests: fractions 10 – 12 (a) and 14 – 16 mm (b) (1 – 12 – numbers of the samples from Table 2)

корреляционную связь (табл. 3) между предельными характеристиками разрушения окатышей при сжатии и величиной магнетитового ядра: чем меньше магнетитовое ядро, тем больше достигнутые в экспериментах значения усилия, энергии разрушения и массовой энергии разрушения.

Важным является факт, что построенные на рис. 3 зависимости от относительного диаметра магнетитового ядра являются общими для обеих фракций окатышей.

В табл. 3 представлены результаты линейного регрессионного анализа

Таблица 3

Результаты регрессионного анализа зависимостей

Table 3. Results of regression analysis of dependencies

Исследуемый показатель Y_i	Коэффициент линейной регрессии A_i	Коэффициент линейной регрессии B_i	Коэффициент корреляции R^2
Усилие разрушения F , Н	3327,4	–2785,5	0,7704
Энергия разрушения A_f , Дж	0,5453	–0,5304	0,6809
Массовая энергия разрушения A_m , Дж/г	0,1786	–0,1986	0,7679

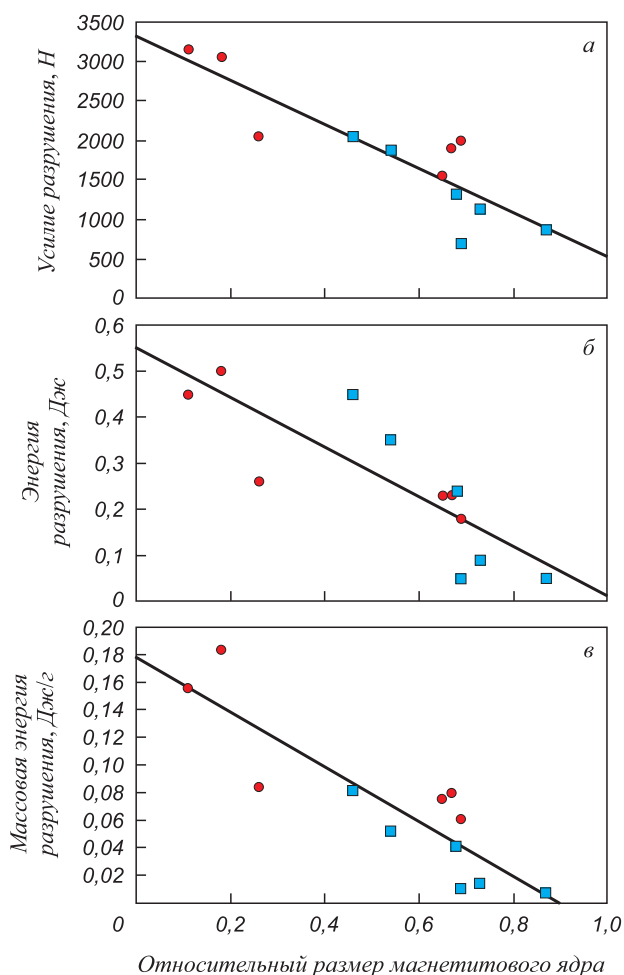


Рис. 3. Зависимость усилия разрушения (а), энергии разрушения (б) и массовой энергии разрушения (в) от относительного размера магнетитового ядра окатыша фракции 10 – 12 (●) и 14 – 16 мм (■)

Fig. 3. Dependence of destruction force (а), destructive energy (б) and mass destructive energy (в) on the relative size of magnetite core of 10 – 12 (●) and 14 – 16 mm (■) pellet fractions

$$Y_i = A_i + B_i D^*, \quad (4)$$

где Y_i – значения F , A , D^* при $i = 1, 2, 3$ соответственно; A_i , B_i – коэффициенты линейной регрессии.

Из уравнений регрессии следует, что максимальный уровень предельных характеристик окатышей, достигаемый при полном окислении магнетита по исполь-

зованной технологии (соответствует случаю $D^* = 0$), может быть следующим: $F = 3327,4$ Н; $A_f = 0,5453$ Дж; $A_m = 0,1786$ Дж/г. Таким образом окатыши, состоящие целиком из гематита, будут отвечать требованиям, предъявляемым к доменным неофлюсованным окатышам, идущим на экспорт [23]. Значения достоверности линейной аппроксимации, приведенные в табл. 3, показывают, что при прогнозировании качества окатышей по прочности на сжатие наиболее достоверным является силовой критерий (F). Однако энергетические характеристики – энергия разрушения (A_f) и массовая энергия разрушения (A_m) также успешно могут быть использованы для этих целей.

Выводы

Проанализированы поверхности разрушения железорудных окатышей при испытании на сжатие и известные в научной литературе данные по исследованию напряженного состояния. Показано, что основным видом разрушения является возникновение и развитие трещин плоскости, проходящих через центр магнетитового ядра, где действуют максимальные радиальные растягивающие напряжения, или в непосредственной близости от него. В отдельных случаях траектория одной из трещин отклоняется и огибает магнетитовое ядро. Очевидно, это связано с наличием второй области концентрации растягивающих напряжений на границе магнетитового ядра и гематитовой оболочки, сформировавшихся при охлаждении окатышей вследствие различия их механических и теплофизических свойств.

Установлено, что с уменьшением относительно-го диаметра магнетитового ядра с 0,8 до 0,2 и менее прочность окатыша на сжатие возрастает до значений, требуемых ISO 4700. Поэтому в процессе обжига необходимо стремиться к получению однородной гематитовой структуры окатышей. Проведенный анализ показал, что при этом могут быть достигнуты максимальные значения характеристик прочности на сжатие: максимальное разрушающее усилие 3300 Н, энергия разрушения 0,55 Дж, массовая энергия разрушения 0,18 Дж/г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Шумаков Н.С., Дмитриев А.Н., Гараева О.Г. Сырые материалы и топливо для доменной плавки. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. 392 с.
2. Eklund N., Dahlstedt A. The choice of pellets in a mixed blast furnace burden and how it effects process conditions // Proceedings of the 14th Conf. on Hungarian Pig Iron and Steel Making. Hungary, Balatonszeplak, 2002. P. 1–14.
3. Никитченко Т.В., Тимофеева А.С., Кожухов А.А. Влияние модифицирующих добавок на формирование железорудных окатышей // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 4. С. 67–72.

1. Shumakov N.S., Dmitriev A.N., Garaeva O.G. *Raw Materials and Fuels for Blast Furnace Smelting*. Yekaterinburg: UB RAS, 2007, 392 p. (In Russ.).
2. Eklund N., Dahlstedt A. The choice of pellets in a mixed blast furnace burden and how it effects process conditions. *Proceedings of the 14th Conf. on Hungarian Pig Iron and Steel Making*. Hungary, Balatonszeplak, 2002, pp. 1–14.
3. Nikitchenko T.V., Timofeeva A.S., Kozhukhov A.A. Effect of modifying additives on the formation of iron ore pellets. *Chernaya metallurgiya. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018, no. 4, pp. 67–72. (In Russ.).

4. Gao Q.-J., Shen F.-M., Wei G., Jiang X., Zheng H.-Y. Effects of MgO containing additive on low-temperature metallurgical properties of oxidized pellet // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013. Vol. 20. No. 7. P. 25–28. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60121-1](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60121-1)
5. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Nishida M., Larsson S., Jonsén P. Fracture probability modelling of impact-loaded iron ore pellets // *International Journal of Impact Engineering*. 2017. Vol. 102. P. 180–186. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.12.014>
6. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Jonsén P. Multi-particle finite element modelling of the compression of iron ore pellets with statistically distributed geometric and material data // *Powder Technology*. 2013. Vol. 239. P. 231–238. <http://dx.doi.org/10.1016/j.powtec.2013.02.005>
7. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Jonsén P. Characterization modeling and validation of a two-point loaded iron ore pellet // *Powder Technology*. 2013. Vol. 235. P. 126–135. <http://dx.doi.org/10.1016/j.powtec.2012.10.003>
8. Tavares L.M., Cavalcanti P.P., de Carvalho R.M., da Silveira M.W., Bianchi M., Otaviano M. Fracture probability and fragment size distribution of fired Iron ore pellets by impact // *Powder Technology*. 2018. Vol. 336. P. 546–554. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.06.036>
9. Юрьев Б.П., Гольцев В.А. Исследование процесса окисления магнетита // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2016. Т. 59. № 10. С. 735–739. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-10-735-739>
10. Горбачев В.А., Абзалов В.М., Юрьев Б.П. Кристаллохимическое превращение магнетита в гематит в железорудных окатышах // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2007. № 4. С. 27–30.
11. Yur'ev B.P., Dudko V.A. Optimization of the iron-ore pellet annealing process on conveyor machines considering the layer's physicochemical process run // *Steel in Translation*. 2020. Vol. 50. No. 9. P. 611–617. <http://doi.org/10.3103/S0967091220090119>
12. Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Плотников С.В. Влияние щелочей на механизм упрочнения окатышей из концентратов руд железистых кварцитов // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2011. № 11. С. 15–19.
13. Dwarapudi S., Devi T.U., Mohan R.S., Ranjan M. Influence of pellet size on quality and microstructure of iron ore pellets // *ISIJ International*. 2008. Vol. 48. No. 6. P. 768–776. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.768>
14. Umadevi T., Kumar P., Lobo N.F., Prabhu M., Mahapatra P.C., Ranjan M. Influence of pellet basicity (CaO/SiO₂) on iron ore pellet properties and microstructure // *ISIJ International*. 2011. Vol. 51. No. 1. P. 14–20. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.14>
15. Физико-химические и теплотехнические основы производства железорудных окатышей / В.М. Абзалов, В.А. Горбачев, С.Н. Евстюгин, В.И. Клейн, Л.И. Леонтьев, Б.П. Юрьев. Екатеринбург: МИЦ, 2015. 335 с.
16. Gao Q.-J., Shen Y.-S., Jiang X., Zheng X.-Y., Shen F.-M., Liu C.-S. Effect of MgO on oxidation process of Fe₃O₄ in pellets // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2016. Vol. 23. No. 10. P. 1007–1011. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(16\)30151-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30151-0)
17. Меламуд С.Г., Юрьев Б.П. Методика расчета напряжений в обожженных железорудных окатышах при их охлаждении // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 12. P. 865–870. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-12-865-870>
18. ISO 4700. Iron ore pellets for blast furnace and direct reduction feed stocks. Determination of the Crushing Strength. Switzerland: International Organization for Standardization, 2015. 5 p.
19. Cavalcanti P.P., Tavares L.M. Statistical analysis of fracture characteristics of industrial iron ore pellets // *Powder Technology*. 2018. Vol. 325. P. 659–668. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.11.062>
20. Cavalcanti P.P., Tavares L.M. Static and dynamic compressive loading offered iron ore pellets // *Powder Technology*. 2019. Vol. 354. P. 281–288. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.06.006>
21. Лурье А.И. Теория упругости. М.: Наука, 1970. 939 с.
4. Gao Q.-J., Shen F.-M., Wei G., Jiang X., Zheng H.-Y. Effects of MgO containing additive on low-temperature metallurgical properties of oxidized pellet. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013, vol. 20, no. 7, pp. 25–28. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60121-1](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60121-1)
5. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Nishida M., Larsson S., Jonsén P. Fracture probability modelling of impact-loaded iron ore pellets. *International Journal of Impact Engineering*. 2017, vol. 102, pp. 180–186. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.12.014>
6. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Jonsén P. Multi-particle finite element modelling of the compression of iron ore pellets with statistically distributed geometric and material data. *Powder Technology*. 2013, vol. 239, pp. 231–238. <http://dx.doi.org/10.1016/j.powtec.2013.02.005>
7. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Jonsén P. Characterization modeling and validation of a two-point loaded iron ore pellet. *Powder Technology*. 2013, vol. 235, pp. 126–135. <http://dx.doi.org/10.1016/j.powtec.2012.10.003>
8. Tavares L.M., Cavalcanti P.P., de Carvalho R.M., da Silveira M.W., Bianchi M., Otaviano M. Fracture probability and fragment size distribution of fired Iron ore pellets by impact. *Powder Technology*. 2018, vol. 336, pp. 546–554. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.06.036>
9. Yur'ev B.P., Gol'tsev V.A. Study of the magnetite oxidation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 10, pp. 735–739. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-10-735-739>
10. Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yur'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007, no. 4, pp. 27–30. (In Russ.).
11. Yur'ev B.P., Dudko V.A. Optimization of the iron-ore pellet annealing process on conveyor machines considering the layer's physicochemical process run. *Steel in Translation*. 2020, vol. 50, no. 9, pp. 611–617. <http://doi.org/10.3103/S0967091220090119>
12. Malysheva T.Ya., Yusfin Yu.S., Plotnikov S.V. Alkalies influence on hardening mechanism of pellets made from quartzite concentrating ore. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 11, pp. 15–19. (In Russ.).
13. Dwarapudi S., Devi T.U., Mohan R.S., Ranjan M. Influence of pellet size on quality and microstructure of iron ore pellets. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 6, pp. 768–776. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.768>
14. Umadevi T., Kumar P., Lobo N.F., Prabhu M., Mahapatra P.C., Ranjan M. Influence of pellet basicity (CaO/SiO₂) on iron ore pellet properties and microstructure. *ISIJ International*. 2011, vol. 51, no. 1, pp. 14–20. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.14>
15. Abzalov V.M., Gorbachev V.A., Evstyugin S.N., Klein V.I., Leont'ev L.I., Yur'ev B.P. *Physical, Chemical and Thermal Fundamentals of Iron-Ore Pellet Production*. Yekaterinburg: MITs, 2015. 335 p. (In Russ.).
16. Gao Q.-J., Shen Y.-S., Jiang X., Zheng X.-Y., Shen F.-M., Liu C.-S. Effect of MgO on oxidation process of Fe₃O₄ in pellets. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2016, vol. 23, no. 10, pp. 1007–1011. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(16\)30151-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30151-0)
17. Melamud S.G., Yur'ev B.P. Calculation methods of tensions in burnt iron-ore pellets at their cooling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 12, pp. 865–870. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-12-865-870>
18. ISO 4700. *Iron ore pellets for blast furnace and direct reduction feed stocks. Determination of the Crushing Strength*. Switzerland: International Organization for Standardization, 2015. 5 p.
19. Cavalcanti P.P., Tavares L.M. Statistical analysis of fracture characteristics of industrial iron ore pellets. *Powder Technology*. 2018, vol. 325, pp. 659–668. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.11.062>
20. Cavalcanti P.P., Tavares L.M. Static and dynamic compressive loading offered iron ore pellets. *Powder Technology*. 2019, vol. 354, pp. 281–288. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.06.006>
21. Lur'e A.I. *Theory of Elasticity*. Moscow: Nauka, 1970. 939 p. (In Russ.).

22. Rolland S.A., Gethin D.T., Lewis R.W., Tweed J.H. Characterization of powders in low pressure region of yield surface // *Powder Metallurgy*. 2010. Vol. 53. No. 4. P. 340–351.
<http://doi.org/10.1179/003258910X12680382874526>
23. Исмагилов Р.И., Эфиндиев Н.Т., Пузаков П.В., Шарковский Д.О., Поколенко А.Ю., Стародумов А.В., Лавриненко А.А. Разработка технологий производства различных видов высококачественных окатышей // *Сталь*. 2020. № 3. С. 15–18.
22. Rolland S.A., Gethin D.T., Lewis R.W., Tweed J.H. Characterization of powders in low pressure region of yield surface. *Powder Metallurgy*. 2010, vol. 53, no. 4, pp. 340–351.
<http://doi.org/10.1179/003258910X12680382874526>
23. Ismagilov R.I., Efindiev N.T., Puzakov P.V., Sharkovskii D.O., Pokolenko A.Yu., Starodumov A.V., Lavrinenko A.A. Developing technologies for the production of different types of high-quality pellets. *Stal'*. 2020, no. 3, pp. 15–18. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

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

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

Валентина Григорьевна Смирнова, ведущий инженер лаборатории пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии УрО РАН
ORCID: 0000-0002-2285-2509
E-mail: metallography@mail.ru

Valentina G. Smirnova, Leading Engineer of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
ORCID: 0000-0002-2285-2509
E-mail: metallography@mail.ru

Елена Александровна Вязникова, младший научный сотрудник лаборатории пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии УрО РАН
ORCID: 0000-0003-2754-1846
E-mail: vjaznikova@mail.ru

Elena A. Vyaznikova, Junior Researcher of the Laboratory of Pyrometallurgy of Reduction Processes, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
ORCID: 0000-0003-2754-1846
E-mail: vjaznikova@mail.ru

Алексей Владимирович Долматов, к.х.н., ученый секретарь, старший научный сотрудник лаборатории металлургических расплавов, Институт металлургии УрО РАН
ORCID: 0000-0002-6632-9533
E-mail: dolmatov.imet@gmail.com

Aleksei V. Dolmatov, Cand. Sci. (Chem.), Scientific Secretary, Senior Researcher of the Laboratory of Metallurgical Melts, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
ORCID: 0000-0002-6632-9533
E-mail: dolmatov.imet@gmail.com

Галина Юрьевна Витькина, к.т.н., старший научный сотрудник, заведующая лабораторией пирометаллургии восстановительных процессов, Институт металлургии УрО РАН
ORCID: 0000-0002-1076-2709
E-mail: 20procents@mail.ru

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

ВКЛАД АВТОРОВ:

Дмитриев А.Н. – научное руководство, формирование основной концепции, цели и задачи исследования.

Смирнова В.Г. – написание текста рукописи, получение и анализ данных, обзор публикаций по теме статьи, получение данных для анализа.

Вязникова Е.А. – получение данных для анализа.

Долматов А.В. – получение данных для анализа.

Витькина Г.Ю. – визуализация результатов исследований, доработка текста.

Поступила в редакцию 02.07.2021

После доработки 19.08.2021

Принята к публикации 28.06.2021

Received 02.07.2021

Revised 19.08.2021

Accepted 28.06.2021



Original article

UDK 620.197.3

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-793-801



MEDIA CORROSIVENESS AND MATERIALS RESISTANCE AT PRESENCE OF AGGRESSIVE CARBON DIOXIDE

R. R. Kantyukov, D. N. Zapevalov, R. K. Vagapov

Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – “Gazprom VNIIGAZ” (Razvilka Village, Moscow Region 142717, Russian Federation)

Abstract. At the present stage of gas field development, the products of many mining facilities have increased content of corrosive CO_2 . The corrosive effect of CO_2 on steel equipment and pipelines is determined by the conditions of its use. CO_2 has a potentially wide range of usage at oil and gas facilities for solving technological problems (during production, transportation, storage, etc.). Simulation tests and analysis were carried out to assess the corrosion effect of CO_2 on typical steels (carbon, low-alloy and alloyed) used at field facilities. Gas production facilities demonstrate several corrosion formation zones: lower part of the pipe (when moisture accumulates) and top of the pipe (in case of moisture condensation). The authors have analyzed the main factors influencing the intensity of carbon dioxide corrosion processes at hydrocarbon production with CO_2 , its storage and use for various technological purposes. The main mechanism for development of carbon dioxide corrosion is presence/condensation of moisture, which triggers the corrosion process, including the formation of local defects (pits, etc.). X-ray diffraction was used for the analysis of corrosion products formed on the steel surface, which can have different protective characteristics depending on the phase state (amorphous or crystalline).

Keywords: oil and gas facilities, carbon dioxide, media corrosiveness, carbon dioxide corrosion, corrosion rate

For citation: Kantyukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Media corrosiveness and materials resistance at presence of aggressive carbon dioxide. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 793–801. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-793-801>

Оригинальная статья

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ АКТИВНОСТИ СРЕД И СТОЙКОСТИ ИСПОЛЪЗУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ПРИСУТСТВИЯ АГРЕССИВНОГО ДИОКСИДА УГЛЕРОДА

Р. Р. Кантюков, Д. Н. Запeвалов, Р. К. Вагaпов

Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ (Россия, 142717, Московская область, п. Развилка)

Аннотация. На современном этапе развития газовых месторождений в продукции многих объектов добычи газа присутствуют повышенные содержания коррозионно-агрессивного CO_2 . Коррозионное воздействие CO_2 на стальное оборудование и трубопроводы определяется условиями его использования. Диоксид углерода имеет потенциально широкий спектр использования на нефтегазовых объектах для решения технологических задач (при добыче, транспортировке, хранении и др.). Выполнены имитационные испытания и проведены исследования по оценке коррозионного влияния CO_2 на типичные стали (углеродистые, низколегированные и легированные), применяемые на промышленных объектах. Проанализированы основные факторы, влияющие на интенсивность процессов углекислотной коррозии в условиях добычи, хранения и использования углеводородов с CO_2 для различных технологических целей. Основным механизмом развития углекислотной коррозии является присутствие/конденсация влаги, которая запускает процесс коррозии, в том числе с образованием локальных дефектов (питтингов и др.).

Ключевые слова: нефтегазовые объекты, диоксид углерода, коррозионная агрессивность среды, углекислотная коррозия, скорость коррозии

Для цитирования: Кантюков Р.Р., Запeвалов Д.Н., Вагaпов Р.К. Исследование коррозионной активности сред и стойкости используемых материалов в условиях присутствия агрессивного диоксида углерода // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 793–801. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-793-801>

In recent years, the problem of carbon dioxide corrosion (CDC) in gas fields has become relevant. In the Russian Federation in recent years at a number of gas facilities, problems of corrosive nature have arisen due to the increased content of carbon dioxide in the produced pro-

ducts [1]. Taking into account corrosion risks (including due to the CDC) plays an important role in the processes of ensuring the reliable and safe operation of enterprises for hydrocarbons extraction [2–3]. To control the technical condition of gas production and underground storage

facilities, a set of measures is used, including diagnostic surveys and corrosion monitoring [4].

Carbon dioxide (CO_2) can be in several states of aggregation: gas, liquid and supercritical (SCS). The so-called “triple point” connects all three states of CO_2 ($P_{\text{cr.}} = 7.38 \text{ MPa}$ and $T_{\text{cr.}} = 31.1 \text{ }^\circ\text{C}$), depending on change on which the type of aggregate state is determined.

At gas production facilities, the partial pressure is relatively low, and CO_2 is in gaseous aggregate state. It should be noted that CO_2 is not only a component in the composition of produced products, but can also be used at oil and gas facilities for technological tasks. In this case, the above-mentioned special properties of CO_2 can be effectively used, including in SCS. Among the most commonly used are the use of CO_2 to intensify oil or gas production at the later stages of field exploitation and as a buffer gas in underground gas storage (UGS) facilities [5]. It should be also mentioned about the injection of excess CO_2 into underground storage facilities in order to reduce its emissions into the environment [6 – 7]. For these purposes, both the infrastructure for pumping gas into underground reservoirs and pipelines for transporting it from the places of CO_2 separation to the disposal site are being arranged [8]. For such purposes, underground caverns are used after the end of the exploitation of oil or gas fields, geological cavities with aquifers [9 – 10].

In all of the above cases, aggressive CO_2 comes into contact with steel equipment and pipeline systems, which in the presence of an aqueous phase and other factors intensifying corrosion (temperature, etc.) can lead to the development of corrosion damage. In the first place, the most dangerous forms of local defects typical for CDC will develop. In this regard, the article discusses topical issues of assessing the corrosiveness of carbon dioxide media and the resistance of various steels in the conditions of CDC at oil and gas facilities.

RESEARCH METHODS

Corrosion tests under conditions of moisture condensation were carried out at normal ($20 - 25 \text{ }^\circ\text{C}$) temperature. Test methods for moisture condensation, sample processing, assessment of corrosion defects, and statistical data processing were carried out according to the previously described procedures [11]. After testing, the following was determined: general corrosion rate K_{gen} by the sample weight loss; rate of local corrosion in terms of the depth of corrosion damage (average $K_{\text{loc. aver}}$ – by averaging over all local defects, maximum $K_{\text{loc. max}}$ – by the deepest local damage).

Corrosion tests were carried out using the gravimetric method. Effect of the partial pressure of corrosive gases on corrosion rate of the samples was evaluated in an autoclave unit (static conditions), after oxygen was removed by blowing with an inert gas. The exposure time of gravimetric samples in an autoclave unit was 120 hours.

The phase composition of corrosion products was analyzed by X-ray diffraction, which is based on recording the dependence of the intensity of X-ray reflection by compounds crystal lattices on the value of diffraction angle, followed by the diffraction pattern interpretation. The survey was carried out on ARL X'TRA X-ray diffractometer. The identification of crystalline phases was carried out by comparing the array of reflections obtained from the test sample with the reference diffraction patterns of individual compounds contained in the international database of diffraction standards.

During the tests, carbon steel grades St20 and Kh65 were used.

RESULTS AND DISCUSSION

Let us consider the corrosiveness of the medium of gas production facilities in conditions of increased CO_2 content. The analysis shows that the most corrosive type of equipment at gas production facilities are downhole equipment and field pipelines. Under such conditions, corrosion can occur [12]:

- at the pipe bottom when moisture accumulates (bottom-of-line corrosion, BOL corrosion);
- at the pipe top in case of moisture condensation (top-of-line corrosion, TOL corrosion);
- in places where moisture accumulates (cracks, gaps, stagnant zones, elevation differences, etc.).

The main condition for corrosion process development is the presence of moisture when reactions of its interaction with steel in the solution volume (BOL) or in a thin film of moisture on steel (TOL) occur. TOL corrosion in contrast to the corrosive conditions of oil facilities is typical for gas fields. When leaving the well, water vapor in the gas phase condenses on the pipe inner surface due to the temperature difference between the wet gas flow and the environment, which leads to the appearance and TOL corrosion development. BOL corrosion will be typical in sections of the pipeline system when the water phase is in constant contact/movement with the inner surface of the pipeline steel [13 – 14].

Results of the autoclave tests (Table 1) show that with an increase in CO_2 partial pressure the corrosion rate of steel St20 mainly grows, as well as with an increase in temperature. It should be borne in mind that with an increase in temperature deposits can form including the form of corrosion products. The resulting solid sediments (iron carbonates, etc.) at $80 - 90 \text{ }^\circ\text{C}$ may have certain protective properties, because they form more tightly packed than at lower temperatures. Probably, it is precisely with this that the fact that at $80 - 90 \text{ }^\circ\text{C}$ is not observed a stronger increase, as in other types of corrosion, increase in the rate of CDC. This test simulates BOL corrosion conditions.

Our TOL tests in the presence of CO_2 showed that at a low (less than 0.1 mm/year) rate of general corrosion, carbon steel X65 (API 5L) undergoes severe lo-

Table 1

General corrosion rate (mm/year) of steel St20 according to the results of autoclave tests

Таблица 1. Скорость общей коррозии (мм/год) стали Ст20 по результатам автоклавных испытаний

Partial pressure CO ₂ , MPa	Temperature and mineralization of the aquatic environment, °C							
	30		60		80		90	
	3 % NaCl	0.5 % NaCl	3 % NaCl	0.5 % NaCl	3 % NaCl	0.5 % NaCl	3 % NaCl	0.5 % NaCl
0	0.073	0.065	0.063	0.065	0.120	0.093	0.108	0.108
1	0.221	0.203	0.241	0.240	0.522	0.338	0.490	0.476
4	0.201	0.196	0.365	0.331	0.590	0.539	0.553	0.556

cal corrosion (Table 2). Particularly high local corrosion (0.5 – 1.5 mm/year) is observed on samples from the weld zone, which is several times higher than that of the base metal. It is the welds that can be more susceptible to uneven types of corrosion damage. During heat treatment of the metal (welding), a change in the composition and properties of the material can occur, which can lead to the emergence of inhomogeneities (heterogeneity) between the pipe base metal and the weld and that can cause a corrosion process.

The tests carried out under the conditions of moisture condensation, characteristic of TOL corrosion, showed [11] that there is also a tendency to an increase in the rate of local corrosion with an increase in CO₂ partial pressure. The corrosion process in a condensed moisture film for the tested steels was characterized by localization of corrosion damage in the form of multiple pits on the surface of metal samples [12]. An increase in CO₂ pressure will increase the solubility of the gas in aqueous phase, causing an increase in the corrosion rate.

With an increase in the temperature of the test medium from 20 – 25 to 50 °C, an increase in both general and local corrosion in the vapor phase is observed. Such an increase in CO₂ corrosive effect is associated not so much with the

thermodynamic enhancement of coupled electrochemical corrosion processes, which can also take place, but, to a greater extent, is explained by an increase in the amount of moisture condensed on the steel surface. This is due to a large temperature gradient between the surface of steel samples, which are forcibly cooled (up to 15 °C) to create conditions for moisture condensation, and an increased temperature of the gaseous medium with CO₂ inside the test cell. It is known that for the development of CDC, including TOL corrosion, a sufficiently large amount of water is required in comparison with other types of corrosion, for example, with hydrogen sulfide corrosion [13 – 14]. The development of local corrosion in the vapor phase is associated with moisture condensation: with a lack of air humidity, the dew point will not be reached and the moisture film will not precipitate on the steel surface. According to the previously obtained data [15], at 33 % and 66 % air humidity, the moisture content was insufficient to localize corrosion in the presence of CO₂ during TOL corrosion. But as soon as the humidity increased and reached higher values, for example, 100 %, and the dew point was reached in the test cell, then the development of the local CDC began, the rate of which reached up to 1 – 2 mm/year. The presence of moisture is important for the development of CDC pro-

Table 2

Results of the tests on local corrosion rates calculated by the average (K_{loc}) and maximum ($K_{loc,max}$) depth of corrosion damage on steel X65 in CO₂ medium and moisture condensationТаблица 2. Результаты испытаний по определению локальных скоростей коррозии, рассчитанных по средней ($K_{лок}$) и максимальной ($K_{лок,макс}$) глубине коррозионных повреждений на стали X65 в среде CO₂ и конденсации влаги

Type of sample	Number of sample	Depth of corrosion damage, μm	Corrosion rate, mm/year		
			average	local (depth of corrosion damage)	
		Average/maximal	$K_{gen.}$	$K_{loc. aver.}$	$K_{loc. max}$
Base metal	1	24/27	0.0643	0.269	0.299
	2	22/35	0.0459	0.241	0.387
	3	19/24	0.0756	0.210	0.265
Weld	4	44/78	0.0889	0.489	0.863
	5	64/132	0.0885	0.703	1.460
	6	56/142	0.0668	0.622	1.571

cesses not only for gaseous, but also for other aggregate states of CO_2 . According to [16], for each of the aggregate states of CO_2 there is a critical value of water content for the beginning of corrosion localization: 80 % humidity – for gas; 60 % – for liquid and SCS. The authors carried out the tests on steel X65 at 25 – 35 °C and increased values of CO_2 pressure (4 – 8 MPa).

Analysis of the effect of various salts (in low concentration) showed that they insignificantly affect the corrosion rate in the vapor phase [17]. An increase in the rate of localized corrosion will be influenced by an increase in water content in the test chamber, which will remain approximately the same when the mineral composition changes and the medium mineralization remains unchanged. An increase in local corrosion is possible only if, as a result of the dissociation of salt in water, its acidification and/or the formation of acid gases occurs.

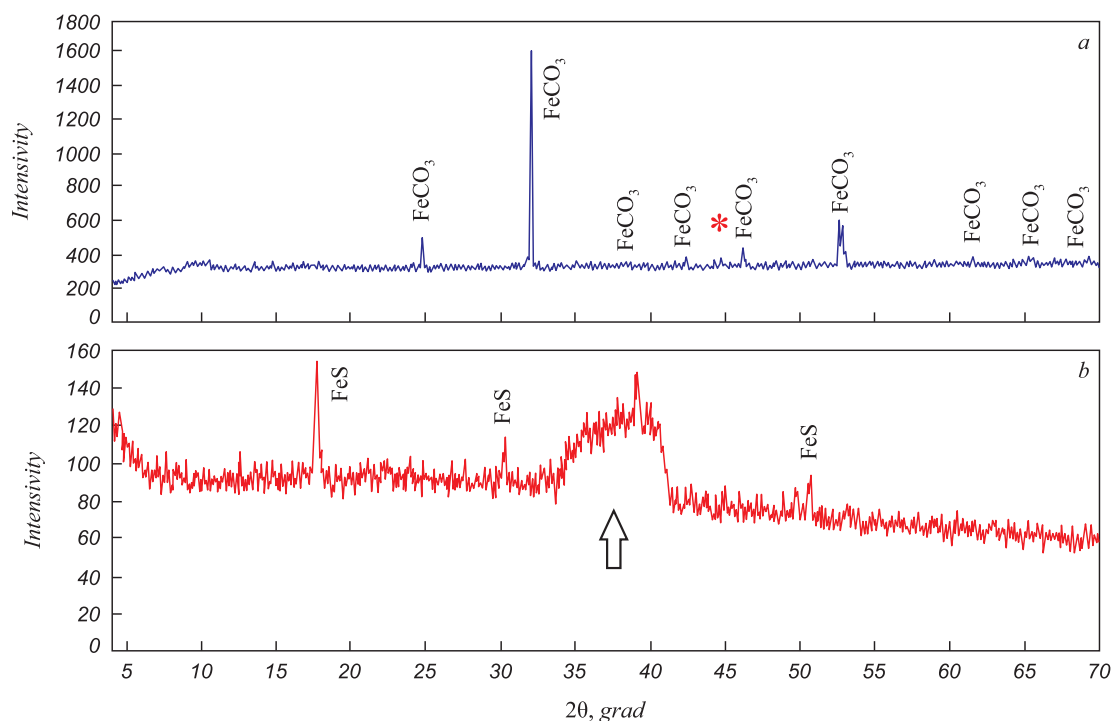
The test results confirm that gas facilities operated in conditions of CO_2 presence in the extracted products are subject to increased corrosion hazard in the water and vapor phases, especially to local corrosion typical for CDC.

Corrosion products formed on the metal surface play a certain role in the protection of steels from corrosion. Tests carried out in an aqueous medium (Figure a) to determine the phase composition of the film formed on steel after autoclave tests showed that siderite (FeCO_3) is formed predominantly during CDC, and mackinawite (FeS) can

form in the presence of hydrogen sulfide impurities, both independently and together with FeCO_3 .

In addition to the amount of CO_2 , CDC in the aqueous environment is influenced by its mineral composition. UGS facilities and CO_2 storage sites are often located in aquifers [18]. The authors of [19] provide data on the effect of saline water and its composition (up to 35,000 ppm Cl^- , 10,000 ppm Ca^{2+} and 10,000 ppm Mg^{2+}) on the corrosion resistance of steel X65 (0.11 % Cr) in the conditions of SCS corrosive gas formation. Simulation tests were carried out in an aqueous electrolyte saturated with CO_2 (60 °C, 10 MPa). The main initiator of corrosion localization was the presence of chloride anions in water which contribute to the formation of iron carbonate (in the form of deposits of corrosion products). The addition of Ca^{2+} and Mg^{2+} has a different effect on the properties of corrosion deposits, their morphology and coprecipitation together with iron carbonate on steel. The resulting local corrosion defects had a depth of 20 – 50 μm .

As in our tests (Figure a) at a CO_2 pressure of 0.8 MPa, in the study [20], siderite was obtained in a NaCl solution at 80 °C saturated with CO_2 (but at a higher pressure of 15 MPa). However, with the addition of other salts, for example, CaCO_3 , the layer of corrosion products turned out to be more porous and less resistant to chloride anions, which provoke the nucleation and development of pits, in contrast to the denser siderite layer.



Identified experimental diffraction pattern of corrosion products after autoclave tests on steel X65:
 $a - P_{\text{CO}_2} = 0.8 \text{ MPa}$, temperature 80 °C, 3 % NaCl; $b - P_{\text{H}_2\text{S}} = 0.15 \text{ MPa}$, temperature 60 °C, salinity of the water phase 1 g/l
 (arrow indicates an X-ray amorphous gallo, asterisk indicates X65 steel signal)

Идентифицированная экспериментальная дифрактограмма продуктов коррозии, полученных после автоклавных испытаний на стали X65:
 $a - P_{\text{CO}_2} = 0,8 \text{ МПа}$, температура 80 °C, 3 % NaCl; $b - P_{\text{H}_2\text{S}} = 0,15 \text{ МПа}$, температура 60 °C, минерализация водной фазы 1 г/л
 (стрелкой указано рентгеноаморфное галло, звездочкой – сигнал от стали X65)

Tests of carbon steel X65 at 25 – 60 °C and a pressure of 2.0 – 14.5 MPa showed [21] that the corrosion rate at first can reach up to 28 mm/year, then decreasing to 1 mm/year. The formation of corrosion products can inhibit the corrosion process over time, but their protective properties will depend on the temperature of the environment. At higher temperatures, denser and less porous films were formed, mainly consisting of siderite. The steel surface also plays a role: presence of cementite at the interface led to formation of loose films of corrosion products.

The temperature factor can also intensify the corrosion processes. Investigation of the effect of temperature (35 °C and 50 °C) at SCS (8 MPa CO₂) for steel X65 (0.11 % Cr) showed [22] that the development of local defects is observed: the rate of local corrosion can reach 0.3 – 0.9 mm/year (at 35 °C), increasing to 0.9 – 1.7 mm/year (at 50 °C). It is also noted that an increase in local corrosion occurs with an increase in the amount of water.

An important role in the corrosiveness of CO₂, both in the gas and in SCS, is played by the presence of impurities in it, such as SO₂, H₂S, etc.

TOL corrosion tests in a CO₂ environment with small additions of H₂S (50 ppm) on steel X65 showed (Table 3) that the local corrosion rate reaches 0.90 – 1.37 mm/year. On the samples, pits are observed, up to 50 – 100 µm in depth, which were formed during 30 days of the test. Dif-

ference in the rate of local corrosion, which was at CDC (Table 2), is leveled in the presence of H₂S. This is apparently due to the higher corrosivity of H₂S compared to CO₂.

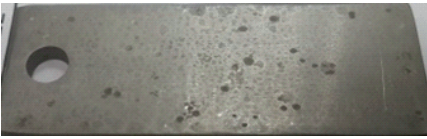
It is also noted in [23] that even small additions of H₂S (21 ppm) to the aqueous CO₂ medium lead to a change in the corrosion mechanism from carbon dioxide to hydrogen sulfide. In this case, composition of the corrosion products also changes: only mackinawite is formed on the steel (without traces of siderite). According to the authors, the formed FeS film on steel X65 is not capable of being a barrier to the penetration of corrosive components to the steel surface. This may be due to the small thickness of FeS layer which directly depends on H₂S content. According to the results of the autoclave tests in an aqueous H₂S-containing medium (Figure b), mackinawite crystals were also found on steel X65, but their content does not exceed 40 %. The diffractogram shows that there is an X-ray amorphous gallo: the content of amorphous compounds reaches 60 %. The morphology of mackinawite (density, absence/presence of pores), as well as its thickness, will affect the barrier properties of the formed corrosion products in relation to H₂S corrosion. Fully crystallized substances will form a more densely packed film of corrosion products.

In [24], results of the studies at a temperature of 35 °C and in SCS (8 MPa CO₂) for steels X65 (0.11 % Cr) and

Table 3

Corrosion rates, depth of defects and appearance of steel X65 samples after removal of corrosion products and testing in CO₂ medium with addition of 50 ppm H₂S

Таблица 3. Скорости коррозии, глубина дефектов и внешний вид образцов стали X65 после удаления продуктов коррозии и испытаний в среде CO₂ с добавлением 50 ppm H₂S

Type of sample	$K_{gen.},$ mm/year	$K_{loc. aver.},$ mm/year	$K_{loc. max},$ mm/year	Photo of sample after removal of corrosion products	Depth of corrosion damage, micron
Base metal	0.0208	0.978	1.371		114, 70, 106, 88, 80, 60, 70, 68, 48, 48, 54, 68, 64, 82, 78, 82, 100, 98, 82, 68, 76, 66, 46
	0.0200	0.926	1.264		66, 60, 66, 58, 60, 64, 76, 54, 98, 58, 58, 58, 66, 56, 66, 68, 62, 120, 82, 88, 64, 88, 60, 76, 92
Weld	0.0179	0.886	1.121		54, 56, 74, 68, 72, 100, 70, 36, 80, 54, 82, 78, 82, 44, 62, 80, 72, 64
	0.0156	1.056	1.317		86, 92, 62, 90, 60, 88, 70, 70, 86, 72, 90, 64, 70, 74, 64, 92, 76, 74, 96, 94, 130, 70, 80, 94, 72

13Cr (13 % Cr) are given. The addition of two other aggressive gases (SO_2 and O_2) to CO_2 in the presence of moisture leads to a synergistic effect in corrosion process development. The general corrosion rate for both steels is equally high: 0.95 mm/year for X65 steel, and 0.65 mm/year for 13Cr steel. Pitting corrosion is even higher for both steels (X65 and 13Cr), and ranges from 7 to 80 mm/year. The presence of impurities leads to the formation of other corrosion products: iron oxides and iron sulfate instead of iron carbonate. Dissolution of SO_2 in an aqueous film leads to the formation of extremely corrosive sulfuric acid, the destructive effect of which is enhanced by the presence of a strong oxidizing agent in the form of O_2 .

The presence of sulfur compounds (SO_2 , H_2S) even in small trace amounts, negatively affects the corrosive situation in CDC, enhancing its development.

The use of high-alloy steels (with a high chromium content for corrosion protection) is not always able to provide protection against CDC. Tests of carbon (X65) and alloyed (13Cr) steels showed that at a temperature of 80 °C and high CO_2 pressure (13.5 MPa) the local corrosion rate can reach 15.6 and 0.32 mm/year, respectively [25]. Another work [26] provides comparative test results for similar steels X65, C75 and X20Cr13 in an aqueous medium saturated with SCS CO_2 at elevated temperatures (50 – 130 °C) and CO_2 pressure (9.5 – 21.5 MPa). The general corrosion rate for carbon steels (C75 and X65) reached 3.5 – 15 mm/year, local defects were observed on the metal surface. In corrosion-resistant steel X20Cr13, the general corrosion rate reaches 0.3 – 0.8 mm/year (there were no local defects). According to [27], in the presence of impurity gases in CO_2 in SCS, chloride anions from the aqueous medium play an important role in formation and development of local defects on alloyed steel 13Cr, which locally destroy the film of corrosion products.

In such aggressive conditions, high-alloy steels can be used for the protection of steel equipment and pipelines which, however, in some particularly aggressive conditions also require the use of anti-corrosion protection means [28]. Carbon and low-alloy steels that are not resistant to CDC, as well as some alloyed ones, can be protected by corrosion inhibitors or coatings.

On carbon or low-alloy steels at 80 °C and 12 MPa CO_2 in the presence of inhibitors, the corrosion rate can decrease to 0.1 mm/year [29]. A decrease in corrosion tenfold compared to background values is observed. Although the initial background corrosion rate on low alloy steels is lower than on carbon steels, the inhibitor protects carbon steels

better than low-alloy steels. This is explained by the morphology of corrosion products: on low-alloy steels they are thicker and more porous, which can negatively affect the adsorption of corrosion inhibitor

Somewhat different results were shown by tests of a number of CDC inhibitors in an aqueous medium saturated with SCS CO_2 at elevated temperatures (50 – 130 °C) and CO_2 pressure (9.5 – 21.5 MPa) [26]. These conditions are more aggressive and, apparently, it is precisely with this that the use of inhibitors for carbon steels, although it leads to a significant decrease in corrosion rate, it does not fall below 1 mm/year: increased temperature conditions lead to a higher corrosive influence of environments on carbon steels (X65 and C75). Reagents more effectively inhibit CDC on alloyed X20Cr13 steel, reducing it below 0.1 mm/year.

Tests of carbon steel at 50 °C and 10 MPa showed [30] that in the vapor phase over 5 % NaCl the corrosion rate is 0.06 mm/year, and in the water phase – 0.62 mm/year. When SO_2 is added to this system, the corrosion rate increases by 5 – 14 times to 3.6 and 8.2 mm/year for the vapor and water phases, respectively. Tests of 3 inhibitors have confirmed that they are capable of protecting steel in such aggressive environments: the corrosion rate decreases to 0.13 – 0.18 mm/year, and for the most effective – to 0.07 – 0.09 mm/year.

Coatings can also be used for CDC protection. In [31], the possibility of using conversion coatings of a complex composition for the protection of pipelines transporting CO_2 , including under conditions of acidification of the aqueous phase, is discussed. It is important for coatings to be non-porous. The authors of [32] report the use of a metal microstructured Ni–Co coating with corrosion resistance for protection in CO_2 conditions.

CONCLUSIONS

Analysis of the research results shows that when CO_2 is used, both in gas and SCS, the main corrosion factors will be the possibility of moisture condensation and the dissolution of CO_2 in which will trigger the CDC mechanism. To investigate such corrosion cases, it is important to exhibit TOL corrosion tests. The presence of impurity gases will affect the acceleration of corrosion process. An important factor of the protective effect is phase composition and morphology of corrosion products. Corrosion inhibitors and coatings can be used to protect steel against corrosion in the presence of CO_2 (in various states of aggregation).

REFERENCES

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zapevalov D., Vagapov R. Possibilities and limitations of the organization of anticorrosion protection at gas production facilities. *E3S Web of Conferences*. 2021, vol. 225, article 03002. <http://doi.org/10.1051/e3sconf/202122503002>
2. Kantjukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Hazard assessment of internal carbon dioxide corrosion of field pipelines at gas and

1. Zapevalov D., Vagapov R. Possibilities and limitations of the organization of anticorrosion protection at gas production facilities // *E3S Web of Conferences*. 2021. Vol. 225. Article 03002. <http://doi.org/10.1051/e3sconf/202122503002>
2. Кантюков Р.Р., Запелалов Д.Н., Вагапов Р.К. Оценка опасности внутренней углекислотной коррозии промысловых трубопрово-

- gas condensate fields. *Bezopasnost' truda v promyshlennosti*. 2021, no. 2, pp. 56–62. (In Russ.).
3. Yaro A.S., Abdul-Khalik K.R., Khadom A.A. Effect of CO₂ corrosion behavior of mild steel in oilfield produced water. *Journal of Loss Prevention in the Process Industries*. 2015, vol. 38, pp. 24–38. <https://doi.org/10.1016/j.jlp.2015.08.003>
 4. Aslanyan A.M., Aslanyan I.Yu., Kantyukov R.R., etc. Implementation of advanced passive acoustics hardware and software complex for well integrity diagnostics. *Bezopasnost' truda v promyshlennosti*. 2020, no. 11, pp. 56–62. (In Russ.).
 5. Ryazantsev M.V., Lozin E.V. Carbon dioxide flooding: history of world and local investigations. *OIJ*. 2020, no. 7, pp. 100–103. (In Russ.). <https://doi.org/10.24887/0028-2448-2020-7-100-103>
 6. Il'inova A.A., Romasheva N.V., Stroikov G.A. Prospects and social effects of carbon dioxide sequestration and utilization projects. *Zapiski Gornogo Instituta*. 2020, vol. 244, pp. 493–502. (In Russ.).
 7. Khan S.A. The analysis of world projects on catching and burial place of carbonic gas. *Georesursy*. 2010, no. 4(36), pp. 55–62. (In Russ.).
 8. Onyebuchi V.E., Kolios A., Hanak D.P., etc. A systematic review of key challenges of CO₂ transport via pipelines. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. 2018, vol. 81, part 2, pp. 2563–2583. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2017.06.064>
 9. He M., Luis S., Rita S., Ana G., Euripedes V.Jr., Zhang N. Risk assessment of CO₂ injection processes and storage in carboniferous formations: A review. *Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering*. 2011, vol. 3, no. 1, pp. 39–56. <https://doi.org/10.3724/SP.J.1235.2011.00039>
 10. Choi Y.-S., Young D., Nešić S., Gray L.G.S. Wellbore integrity and corrosion of carbon steel in CO₂ geologic storage environments: A literature review. *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2013, vol. 16S, pp. S70–S77. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2012.12.028>
 11. Vagapov R.K., Ibatullin K.A., Zapevalov D.N. Corrosion processes on steel under conditions of moisture condensation and in the presence of carbon dioxide. *Chemical and Petroleum Engineering*. 2020, vol. 56, no. 7–8, pp. 673–680. <http://doi.org/10.1007/s10556-020-00825-5>
 12. Zapevalov D., Vagapov R. Aspects of protection against carbon dioxide corrosion of gas production facilities. *E3S Web of Conferences*. 2019, vol. 121, article 02013. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/201912102013>
 13. Singer M. Study of the localized nature of top of the line corrosion in sweet environment. *CORROSION*. 2017, vol. 73, no. 8, pp. 1030–1055. <https://doi.org/10.5006/2222>
 14. Vagapov R. Top-of-line corrosion in the presence of carbon dioxide for gas production facilities. *E3S Web of Conferences*. 2021, vol. 225, article 01002. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202122501002>
 15. Vagapov R.K., Zapevalov D.N., Ibatullin K.A. Study of corrosion of gas production infrastructure objects at presence of CO₂ by the methods of analytical control. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2020, no. 10, pp. 23–30. (In Russ.).
 16. Jiang X., Qu D., Song X., Liu X., Zhang Y. Critical water content for corrosion of X65 mild steel in gaseous, liquid and supercritical CO₂ stream. *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2019, vol. 85, pp. 11–22. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2019.03.020>
 17. Sim S., Cole I.S., Bocher F., Corrigan P., Gamage R.P., Ukwatage N., Birbilis N. Investigating the effect of salt and acid impurities in supercritical CO₂ as relevant to the corrosion of carbon capture and storage pipelines. *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2013, vol. 17, pp. 534–541. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2013.06.013>
 18. Kumar S., Foroozesh J., Edlmann K., Rezk M.G., Lim C.Y. A comprehensive review of value-added CO₂ sequestration in subsurface дов на газовых и газоконденсатных месторождениях // Безопасность труда в промышленности. 2021. № 2. С. 56–62.
 3. Yaro A.S., Abdul-Khalik K.R., Khadom A.A. Effect of CO₂ corrosion behavior of mild steel in oilfield produced water // Journal of Loss Prevention in the Process Industries. 2015. Vol. 38. P. 24–38. <https://doi.org/10.1016/j.jlp.2015.08.003>
 4. Асланян А.М., Асланян И.Ю., Кантиюков Р.Р. и др. Внедрение инновационного программно-аппаратного комплекса пассивной акустики для диагностики технического состояния скважин // Безопасность труда в промышленности. 2020. № 11. С. 56–62.
 5. Рязанцев М.В., Лозин Е.В. CO₂-воздействие: из истории мировых и отечественных исследований // Нефтяное хозяйство. 2020. № 7. С. 100–103. <https://doi.org/10.24887/0028-2448-2020-7-100-103>
 6. Ильинова А.А., Ромашева Н.В., Стройков Г.А. Перспективы и общественные эффекты проектов секвестрации и использования углекислого газа // Записки Горного института. 2020. Т. 244. С. 493–502.
 7. Хан С.А. Анализ мировых проектов по захоронению углекислого газа // Георесурсы. 2010. № 4 (36). С. 55–62.
 8. Onyebuchi V.E., Kolios A., Hanak D.P., etc. A systematic review of key challenges of CO₂ transport via pipelines // Renewable and Sustainable Energy Reviews. 2018. Vol. 81. Part 2. P. 2563–2583. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2017.06.064>
 9. He M., Luis S., Rita S., Ana G., Euripedes V.Jr., Zhang N. Risk assessment of CO₂ injection processes and storage in carboniferous formations: A review // Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering. 2011. Vol. 3. No. 1. P. 39–56. <https://doi.org/10.3724/SP.J.1235.2011.00039>
 10. Choi Y.-S., Young D., Srdjan Nešić, Gray L.G.S. Wellbore integrity and corrosion of carbon steel in CO₂ geologic storage environments: A literature review // International Journal of Greenhouse Gas Control. 2013. Vol. 16S. P. S70–S77. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2012.12.028>
 11. Vagapov R.K., Ibatullin K.A., Zapevalov D.N. Corrosion processes on steel under conditions of moisture condensation and in the presence of carbon dioxide // Chemical and Petroleum Engineering. 2020. Vol. 56. No. 7–8. P. 673–680. <http://doi.org/10.1007/s10556-020-00825-5>
 12. Zapevalov D., Vagapov R. Aspects of protection against carbon dioxide corrosion of gas production facilities // E3S Web of Conferences. 2019. Vol. 121. Article 02013. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/201912102013>
 13. Singer M. Study of the localized nature of top of the line corrosion in sweet environment // CORROSION. 2017. Vol. 73. No. 8. P. 1030–1055. <https://doi.org/10.5006/2222>
 14. Vagapov R. Top-of-line corrosion in the presence of carbon dioxide for gas production facilities // E3S Web of Conferences. 2021. Vol. 225. Article 01002. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202122501002>
 15. Вагапов Р.К., Запёвалов Д.Н., Ибатуллин К.А. Исследование коррозии объектов инфраструктуры газодобычи в присутствии CO₂ аналитическими методами контроля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2020. № 10. С. 23–30.
 16. Jiang X., Qu D., Song X., Liu X., Zhang Y. Critical water content for corrosion of X65 mild steel in gaseous, liquid and supercritical CO₂ stream // International Journal of Greenhouse Gas Control. 2019. Vol. 85. P. 11–22. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2019.03.020>
 17. Sim S., Cole I.S., Bocher F., Corrigan P., Gamage R.P., Ukwatage N., Birbilis N. Investigating the effect of salt and acid impurities in supercritical CO₂ as relevant to the corrosion of carbon capture and storage pipelines // International Journal of Greenhouse Gas Control. 2013. Vol. 17. P. 534–541. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2013.06.013>
 18. Kumar S., Foroozesh J., Edlmann K., Rezk M.G., Lim C.Y. A comprehensive review of value-added CO₂ sequestration in subsurface

- saline aquifers. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2020, vol. 81, article 103437.
<https://doi.org/10.1016/j.jngse.2020.103437>
19. Hua Y., Shamsa A., Barker R., Neville A. Protectiveness, morphology and composition of corrosion products formed on carbon steel in the presence of Cl^- , Ca^{2+} and Mg^{2+} in high pressure CO_2 environments. *Applied Surface Science*. 2018, vol. 455, pp. 667–682.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.05.140>
20. Tavares L.M., da Costa E.M., de Oliveira Andrade J.J., Hubler R., Huet B. Effect of calcium carbonate on low carbon steel corrosion behavior in saline CO_2 high pressure environments. *Applied Surface Science*. 2015, vol. 359, pp. 143–152.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.10.075>
21. Cabrini M., Lorenzi S., Pastore T., Radaelli M. Corrosion rate of high CO_2 pressure pipeline steel for carbon capture transport and storage. *La Metallurgia Italiana*. 2014, vol. 106, no. 6, pp. 21–27.
22. Hua Y., Barker R., Neville A. Effect of temperature on the critical water content for general and localised corrosion of X65 carbon steel in the transport of supercritical CO_2 . *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2014, vol. 31, pp. 48–60.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijggc.2014.09.026>
23. Silva S.C., Silva A.B., Ponciano Gomes J.A.C. Hydrogen embrittlement of API 5L X65 pipeline steel in CO_2 containing low H_2S concentration environment. *Engineering Failure Analysis*. 2021, vol. 120, article 105081. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.105081>
24. Hua Y., Jonnalagadda R., Zhang L., Neville A., Barker R. Assessment of general and localized corrosion behavior of X65 and 13Cr steels in water-saturated supercritical CO_2 environments with SO_2/O_2 . *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2017, vol. 64, pp. 126–136. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2017.07.012>
25. Zhang Y., Meng Y., Ju X., Jiang Z., Ma Z. Steel corrosion under supercritical carbon dioxide condition with Impurities. *Material Performance*. 2019, vol. 58, no. 12, pp. 40–43.
26. Zhang Y., Gao K. Inhibiting steel corrosion in aqueous supercritical CO_2 condition. *Material Performance*. 2011, vol. 50, no. 9, pp. 54–59.
27. Xiang Y., Song C., Li C., Yao E., Yanc W. Characterization of 13Cr steel corrosion in simulated EOR-CCUS environment with flue gas impurities. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. 2020, vol. 140, pp. 124–136. <https://doi.org/10.1016/j.psep.2020.04.051>
28. Cui G., Yang Z., Liu J., Li Z. A comprehensive review of metal corrosion in a supercritical CO_2 environment. *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2019, vol. 90, article 102814.
<https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2019.102814>
29. Choi Y.-S., Hassani S., Nam Vu.T., Nesic S., Abas A.Z., Nor A.M., Suhor M.F. Corrosion inhibition of pipeline steels under supercritical CO_2 environment. *NACE – Corrosion Conference Series*. 2017, vol. 4, pp. 2734–2745.
30. Chen L., Obeyesekere N., Wylde J. Lab performance testing on corrosion inhibitors under supercritical carbon dioxide conditions. *NACE – Corrosion Conference Series*. 2017, vol. 4, pp. 2774–2786.
31. Morks M.F., Corrigan P.A., Cole I.S. Mn–Mg based zinc phosphate and vanadate for corrosion inhibition of steel pipelines transport of CO_2 rich fluids. *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2012, vol. 7, pp. 218–224.
<https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2011.10.005>
32. Tanga R., Joshic G.R., Zhaoa H., Venkateswaran S.P., Withersa P.J., Xiao P. The influence of electrodeposited Ni–Co alloy coating microstructure on CO_2 corrosion resistance on X65 steel. *Corrosion Science*. 2020, vol. 167, article 108485.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108485>
- saline aquifers // *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2020. Vol. 81. Article 103437.
<https://doi.org/10.1016/j.jngse.2020.103437>
19. Hua Y., Shamsa A., Barker R., Neville A. Protectiveness, morphology and composition of corrosion products formed on carbon steel in the presence of Cl^- , Ca^{2+} and Mg^{2+} in high pressure CO_2 environments // *Applied Surface Science*. 2018. Vol. 455. P. 667–682.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.05.140>
20. Tavares L.M., da Costa E.M., de Oliveira Andrade J.J., Hubler R., Huet B. Effect of calcium carbonate on low carbon steel corrosion behavior in saline CO_2 high pressure environments // *Applied Surface Science*. 2015. Vol. 359. P. 143–152.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.10.075>
21. Cabrini M., Lorenzi S., Pastore T., Radaelli M. Corrosion rate of high CO_2 pressure pipeline steel for carbon capture transport and storage // *La Metallurgia Italiana*. 2014. Vol. 106. No. 6. P. 21–27.
22. Hua Y., Barker R., Neville A. Effect of temperature on the critical water content for general and localised corrosion of X65 carbon steel in the transport of supercritical CO_2 // *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2014. Vol. 31. P. 48–60.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijggc.2014.09.026>
23. Silva S.C., Silva A.B., Ponciano Gomes J.A.C. Hydrogen embrittlement of API 5L X65 pipeline steel in CO_2 containing low H_2S concentration environment // *Engineering Failure Analysis*. 2021. Vol. 120. Article 105081. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.105081>
24. Hua Y., Jonnalagadda R., Zhang L., Neville A., Barker R. Assessment of general and localized corrosion behavior of X65 and 13Cr steels in water-saturated supercritical CO_2 environments with SO_2/O_2 // *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2017. Vol. 64. P. 126–136. <https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2017.07.012>
25. Zhang Y., Meng Y., Ju X., Jiang Z., Ma Z. Steel corrosion under supercritical carbon dioxide condition with Impurities // *Material Performance*. 2019. Vol. 58. No. 12. P. 40–43.
26. Zhang Y., Gao K. Inhibiting steel corrosion in aqueous supercritical CO_2 condition // *Material Performance*. 2011. Vol. 50. No. 9. P. 54–59.
27. Xiang Y., Song C., Li C., Yao E., Yanc W. Characterization of 13Cr steel corrosion in simulated EOR-CCUS environment with flue gas impurities // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. 2020. Vol. 140. P. 124–136. <https://doi.org/10.1016/j.psep.2020.04.051>
28. Cui G., Yang Z., Liu J., Li Z. A comprehensive review of metal corrosion in a supercritical CO_2 environment // *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2019. Vol. 90. Article 102814.
<https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2019.102814>
29. Choi Y.-S., Hassani S., Nam Vu.T., Nesic S., Abas A.Z., Nor A.M., Suhor M.F. Corrosion inhibition of pipeline steels under supercritical CO_2 environment // *NACE – Corrosion Conference Series*. 2017. Vol. 4. P. 2734–2745.
30. Chen L., Obeyesekere N., Wylde J. Lab performance testing on corrosion inhibitors under supercritical carbon dioxide conditions // *NACE – Corrosion Conference Series*. 2017. Vol. 4. P. 2773–2786.
31. Morks M.F., Corrigan P.A., Cole I.S. Mn–Mg based zinc phosphate and vanadate for corrosion inhibition of steel pipelines transport of CO_2 rich fluids // *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2012. Vol. 7. P. 218–224.
<https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2011.10.005>
32. Tanga R., Joshic G.R., Zhaoa H., Venkateswaran S.P., Withersa P.J., Xiao P. The influence of electrodeposited Ni–Co alloy coating microstructure on CO_2 corrosion resistance on X65 steel // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 167. Article 108485.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108485>

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Rafael' R. Kantyukov, Cand. Sci. (Eng.), Deputy General Director for Research, Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – “Gazprom VNIIGAZ”

ORCID: 0000-0003-3339-4774

E-mail: vniigaz@vniigaz.gazprom.ru

Dmitrii N. Zapevalov, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Corporate Scientific and Technical Center for Corrosion Monitoring and Protection, Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – “Gazprom VNIIGAZ”

ORCID: 0000-0002-2867-1995

E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru

Ruslan K. Vagapov, Cand. Sci. (Chem.), Head of the Laboratory of Atmospheric and Internal Corrosion Protection, Scientific-Research Institute of Natural Gases and Gas Technologies – “Gazprom VNIIGAZ”

ORCID: 0000-0002-8467-4103

E-mail: R_Vagapov@vniigaz.gazprom.ru

Рафаэль Рафкатович Кантюков, к.т.н., заместитель генерального директора по науке, Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ

ORCID: 0000-0003-3339-4774

E-mail: vniigaz@vniigaz.gazprom.ru

Дмитрий Николаевич Запевалов, к.т.н., начальник Корпоративного научно-технического центра коррозионного мониторинга и защиты от коррозии, Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ

ORCID: 0000-0002-2867-1995

E-mail: D_Zapevalov@vniigaz.gazprom.ru

Руслан Кизитович Вагапов, к.х.н., начальник лаборатории защиты от атмосферной и внутренней коррозии, Научно-исследовательский институт природных газов и газовых технологий – Газпром ВНИИГАЗ

ORCID: 0000-0002-8467-4103

E-mail: R_Vagapov@vniigaz.gazprom.ru

CONTRIBUTIONS OF THE AUTHORS:

R.R. Kantyukov – formation of the article concept, goals and objectives of the study, correction of conclusions.

D.N. Zapevalov – scientific guidance, revision and correction of the text, formation of conclusions.

R.K. Vagapov – analysis of research results, text formation, search and analysis of literature data, text formatting and design.

Received 16.04.2021

Revised 18.09.2021

Accepted 29.10.2021

Поступила в редакцию 16.04.2021

После доработки 18.09.2021

Принята к публикации 29.10.2021



Оригинальная статья

УДК 621.771.26

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-802-814



РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ КОМПЛЕКСНОГО ПАРАМЕТРА ОПТИМИЗАЦИИ

А. А. Уманский, А. Б. Юрьев

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

Аннотация. Разработана методика совершенствования режимов прокатки рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации. В качестве объектов применения методики выбраны технология прокатки рельсовых профилей в черновых клетях рельсобалочных станов и технология прокатки шаровых заготовок и мелющих шаров из отбраковки непрерывно литых заготовок рельсовых сталей. Обобщенным параметром оптимизации выступает обобщенная функция желательности Харрингтона, которая зависит от частных показателей желательности по критериям энергоэффективности, качества проката, материалосбережения и производительности стана. Доля влияния перечисленных частных критериев оптимизации на обобщенную функцию желательности учитывается путем использования коэффициентов весомости. Обоснование значений коэффициентов проводится исходя из результатов сравнительного анализа резервов по снижению затрат или потерь в стоимостном выражении. Разработан алгоритм применения данной методики. В рамках первого блока проводятся анализ и обобщение имеющихся исходных данных и дополнительные исследования. Эти исследования направлены на получение обоснованных аналитических зависимостей частных критериев оптимизации и измеряемых параметров прокатки. Второй блок – обоснование конкретного направления совершенствования режимов прокатки, выбор которого проводится на основании проверки соблюдения граничных условий. Третий блок включает в себя разработку параметров нового режима прокатки и оценку его применимости и эффективности. Четвертый блок предполагает опытно-промышленное опробование нового режима прокатки в условиях действующего прокатного стана и, при необходимости, корректировку методики определения прогнозных значений измеряемых показателей. С использованием разработанной методики проведено совершенствование режимов прокатки железнодорожных и остряковых рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК», изменен режим прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсов на стане поперечно-винтовой прокатки ОАО «ГМЗ». Наблюдается значительное повышение качества и технико-экономических показателей, что свидетельствует об эффективности разработанной методики.

Ключевые слова: методика, параметр оптимизации, критерии оптимизации, режимы прокатки, рельсовые стали, универсальный рельсобалочный стан, железнодорожные рельсы, дефект, мелющие шары

Для цитирования: Уманский А.А., Юрьев А.Б. Разработка методики совершенствования технологии прокатки рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 802–814.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-802-814>

Original article

IMPROVING THE TECHNOLOGY OF ROLLING RAIL STEELS BY A COMPREHENSIVE OPTIMIZATION PARAMETER

A. A. Umanskii, A. B. Yur'ev

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

Abstract. The authors have developed a technique for improving the rolling modes of rail steels based on a complex optimization parameter. The technology of rolling rail profiles in the roughing stands of rail-and-structural steel mills and the technology of rolling ball blanks and grinding balls from the rejection of continuously cast blanks of rail steels are selected as the methodology objects. The generalized optimization parameter is the generalized Harrington desirability function, which depends on the partial desirability indicators according to the criteria of energy efficiency, quality of rolled products, material conservation and mill productivity. The share of influence of the listed partial optimization criteria on the generalized desirability function is taken into account by using weighting coefficients. Justification of the coefficient values is based on the results of a comparative analysis of reserves for reducing costs or losses in value terms. An algorithm for applying the technique has been developed. The analysis and generalization of the available initial data and additional research were carried out as a part of the first block. These studies are aimed at obtaining justified analytical

dependencies of particular optimization criteria and measured rolling parameters. The second block is justification of the specific direction of rolling modes, the choice of which is carried out on the basis of checking the compliance of boundary conditions. The third block includes development of the parameters of the new rolling mode and assessment of its applicability and effectiveness. The fourth block involves pilot testing of a new rolling mode in the conditions of an existing rolling mill and if it is necessary, adjusting the methodology for determining the forecast values of the measured indicators. With the use of the developed methodology, the modes of rolling of railway and sharp rails in the roughing stands of universal rail-and-structural steel mill of JSC "EVRAZ ZSMK" were improved, and the mode of rolling grinding balls from the rejection of rail blanks at the cross-screw rolling mill of JSC "GMZ" was changed. There is a significant improvement in the quality, technical and economic indicators, which indicates the effectiveness of the developed methodology.

Keywords: methodology, optimization parameter, optimization criteria, rolling modes, rail steels, universal rail rolling mill, railway rails, defect, rolling balls

For citation: Umanskii A.A., Yur'ev A.B. Improving the technology of rolling rail steels by a comprehensive optimization parameter. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 802–814. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-802-814>

ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие в России существенно изменились условия эксплуатации железнодорожных рельсов. Значительное повышение грузонапряженности железнодорожных путей закономерно обусловило повышение требований к эксплуатационной стойкости рельсов, что, в свою очередь, привело к необходимости изменения технологических режимов их получения и проведения коренной реконструкции отечественных рельсовых производств. В рамках указанной реконструкции запущены в эксплуатацию современные универсальные рельсобалочные станы в АО «ЕВРАЗ Западно-сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») и ПАО «Мечел» [1, 2], проведена модернизация сталеплавильных производств предприятий [3, 4]. В результате освоено массовое производство дифференцированно термоупрочненных рельсов, которые обладают повышенными качественными и эксплуатационными характеристиками [5 – 7].

Несмотря на достигнутые успехи, в том числе значительное улучшение механических свойств и эксплуатационных характеристик железнодорожных рельсов, в настоящее время имеет место целый ряд технических и технологических проблем, связанных как с эксплуатацией, так и с производством рельсовой продукции. В частности, отмечаются высокий уровень преждевременного и аварийного выхода из строя рельсов в пути, повышенный уровень отбраковки рельсов на предприятиях-производителях из-за наличия недопустимых внутренних и поверхностных дефектов, высокий износ прокатных валков и большой расход электроэнергии на прокат, недостаточная производительность рельсобалочных станов и повышенный уровень отбраковки исходных непрерывно литых заготовок для производства рельсов.

Большое количество публикаций зарубежных авторов по тематике производства рельсов в условиях универсальных рельсобалочных станов посвящено, в том числе, изучению процессов течения металла [8 – 11], формирования геометрических параметров рельсов [12], усилий прокатки [13, 14], температурно-скоростных условий деформации [15, 16] и скольжения

металла [17]. Однако возможности применения результатов этих исследований для совершенствования режимов прокатки значительно ограничены: они не содержат описания закономерностей влияния измеряемых параметров прокатки на качество получаемых рельсов и технико-экономические показатели их производства. Также следует отметить, что значительная доля таких публикаций [18 – 20] носит выраженный обзорный характер.

Следует отметить, что проблема повышенной отбраковки рельсовых заготовок привела к необходимости поиска возможного снижения потерь металла путем их переработки в нерельсовые виды проката. Развитию этого направления также способствовал тот факт, что значительная доля отбракованных заготовок не имеет выраженных дефектов (причиной отбраковки является несоответствие требованиям внутризаводских нормативов, являющихся более жесткими по отношению к требованиям ГОСТ). В частности, в ОАО «Гурьевский металлургический завод» (ОАО «ГМЗ») освоено массовое производство мелющих катаных шаров из отбраковки заготовок стали К76Ф, поставляемых ПАО «Мечел». При этом из указанной отбраковки не производят шары групп повышенной твердости с регламентированными требованиями по ударной стойкости, что обусловлено специфическими особенностями химического состава и структуры рельсовых сталей [21 – 23]. Таким образом, фактическая область применения рельсовых сталей в настоящее время не ограничивается собственно рельсами, а включает в себя также производство катаных мелющих шаров.

В настоящее время актуальной научно-технической задачей является повышение качества и технико-экономических показателей производства продукции из рельсовых сталей.

ОБОСНОВАНИЕ ОБЪЕКТОВ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДИКИ

Схема прокатки рельсов на современных рельсобалочных станах включает в себя прокатку в реверсивных черновых клетях, где происходят основные обжатия, и прокатку в группе универсальных клетей, основной задачей которых является формирование профиля рель-

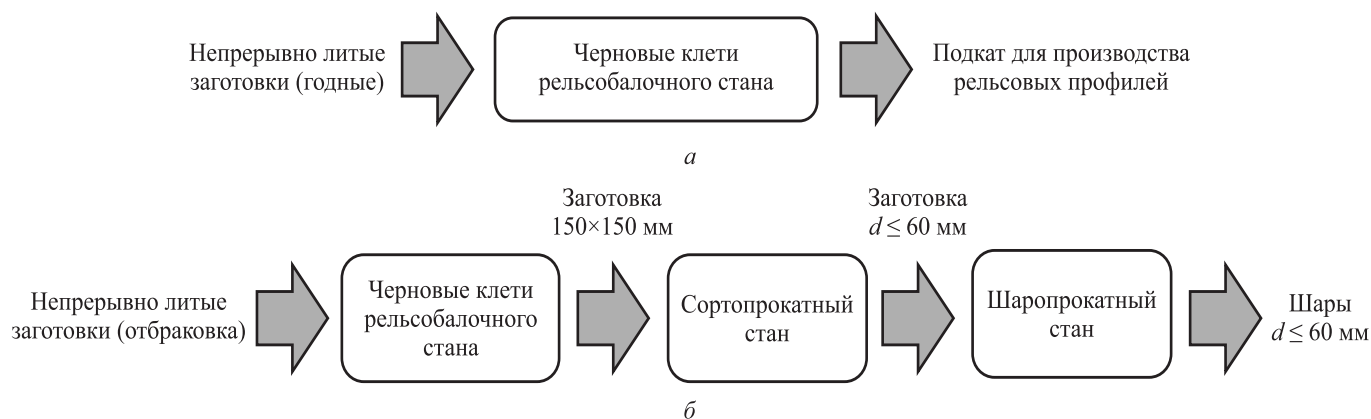


Рис. 1. Технологические схемы производства проката рельсовых профилей (а) и мелющих шаров (б) из рельсовых сталей

Fig. 1. Technological schemes for the production of rolled rail profiles (a) and grinding balls (b) from rail steels

сов. Наибольшее влияние на эффективность прокатки оказывают параметры деформации именно в черновых клетях, что и обусловило их выбор в качестве первого объекта применения методики (рис. 1, а).

В настоящее время на предприятиях-производителях рельсовой продукции имеет место значительная отбраковка непрерывно литых заготовок, из которых на ряде заводов (ОАО «ГМЗ») освоено производство мелющих шаров. Геометрические размеры непрерывно литых заготовок не позволяют изготавливать непосредственно из них шары на станах винтовой прокатки, поэтому технологическая схема включает в себя производство промежуточных заготовок. В качестве второго объекта применения рассматриваемой методики выбрана технологическая схема производства шаров из отбраковки рельсовых сталей (рис. 1, б).

ОБОСНОВАНИЕ ОБОБЩЕННОГО ПАРАМЕТРА ОПТИМИЗАЦИИ

Анализ существующих технических и технологических проблем при производстве рельсовой продукции позволил выделить следующие частные критерии оптимизации режимов прокатки рельсовых сталей: энергоэффективность; качество проката; материало-сбережение; производительность. В качестве обобщенного параметра оптимизации использована обобщенная функция желательности Харрингтона:

$$D = d_3^{m_3} d_k^{m_k} d_m^{m_m} d_n^{m_n},$$

где d_3 , d_k , d_m , d_n и m_3 , m_k , m_m , m_n – частные показатели желательности и коэффициенты весомости показателей по энергоэффективности, качеству, материало-сбережению и производительности; $m_3 + m_k + m_m + m_n = 1$.

В представленной методике выбор значений коэффициентов весомости частных показателей желательности проводится исходя из сравнительного анализа

резервов по снижению затрат или потерь в стоимостном выражении.

Частные показатели желательности экспоненциально зависят от безразмерных величин, которые, в свою очередь, связаны с натуральными показателями

$$d_i = \exp[-\exp(-y_i)] = \frac{1}{e^{1/e^{y_i}}},$$

где $y_i = a_0 + a_1 x_i$ – безразмерная величина; a_0 , a_1 – коэффициенты; x_i – натуральный показатель.

Необходимым условием использования обобщенной функции желательности на практике является закладываемое изначально соответствие стандартных оценок частных показателей желательности и натуральных значений анализируемых показателей (табл. 1).

Решение системы уравнений позволяет для значений x_i , соответствующих уровням желательности «хорошо» (верхняя граница интервала) и «удовлетворительно» (нижняя граница интервала), получить численные значения коэффициентов a_0 и a_1 и далее определить значения безразмерных функций y_i для конкретных значений x_i , характеризующих режимы прокатки:

$$\begin{cases} a_0 + a_1 x_{i(«хорошо»)} = \ln\left(\frac{1}{\ln\left(\frac{1}{0,8}\right)}\right) = 1,5; \\ a_0 + a_1 x_{i(«удовлетворительно»)} = \ln\left(\frac{1}{\ln\left(\frac{1}{0,37}\right)}\right) = 0,01. \end{cases}$$

ВЫБОР И ОБОСНОВАНИЕ НАТУРАЛЬНЫХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИХ ЧАСТНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ОПТИМИЗАЦИИ

В качестве параметра, определяющего энергоэффективность режимов прокатки, использован удельный расход электроэнергии по клетям:

Общий вид шкалы желательности

Table 1. General view of the desirability scale

d_i	Оценка желательности	Натуральные значения анализируемых параметров			
		x_3	x_k	x_m	x_n
0,80 – 1,00	наивысший уровень («отлично»)	...	...	...	...
0,63 – 0,80	допустимый уровень, выше существующего («хорошо»)	...	...	...	...
0,37 – 0,63	допустимый уровень, соответствующий существующему («удовлетворительно»)	...	...	...	...
0,20 – 0,37	недопустимый уровень («неудовлетворительно»)	...	...	..	..
0 – 0,20	максимально нежелательный уровень («очень плохо»)	...	...	...	...

$$A_{эл} = \frac{A_{д\sigma}}{\eta_{ст} \eta_{дв} m},$$

где $A_{д\sigma} = (p_{ср})_{ср} V n \left(\ln \frac{1}{\eta} \right)_{ср}$ – суммарная работа деформации, кДж; $p_{ср}$ – контактное давление металла на валки, МПа; V – объем заготовки, м³; n – количество проходов; $\frac{1}{\eta}$ – коэффициент обжатия; $\eta_{ст}$, $\eta_{дв}$ – к.п.д. стана и электродвигателя; m – масса заготовки, т.

Наибольшую сложность представляет определение среднего контактного давления, поскольку параметр пропорционален сопротивлению пластической деформации (величины, аналитические методики определения которой обладают рядом существенных недостатков, не позволяющих получать адекватные реальным условиям прокатки результаты).

Предлагается подход, согласно которому сопротивление деформации при конкретном сочетании термомеханических параметров деформации (температура, скорость и степень деформации) определяется не конкретным числом, а диапазоном значений – интервалом равной вероятности (ИРВ). Этот интервал представляет собой разность между максимально и минимально возможными значениями данного показателя, получаемыми при наиболее условно «неблагоприятном» и «благоприятном» химическом составе стали. Указанный подход концептуально предложен в работе [24] и впервые практически реализован в рамках предлагаемой методики совершенствования режимов прокатки.

Определение максимального и минимального значений ИРВ сопротивления пластической деформации проводится по следующему алгоритму. На первом этапе на основании экспериментальных исследований получают уравнение регрессии, устанавливающее взаимосвязь между параметрами деформации и сопротивлением деформации для стали рассматриваемого химического состава, соответствующему среднему со-

держанию основных химических элементов в фактическом интервале их варьирования:

$$\sigma_{s(ср)} = f(t; u; \varepsilon),$$

где t , u , ε – температура, скорость и степень деформации.

На следующем этапе для различных сочетаний термомеханических параметров деформации определяется относительное отклонение верхней и нижней границ ИРВ сопротивления деформации от значений, соответствующих «среднему» химическому составу стали:

$$\Delta_{в(i)} = \frac{\sigma_{s(в)_i} - \sigma_{s(ср)_i}}{\sigma_{s(ср)_i}};$$

$$\Delta_{н(i)} = \frac{\sigma_{s(ср)_i} - \sigma_{s(н)_i}}{\sigma_{s(ср)_i}},$$

где $\sigma_{s(в)_i}$, $\sigma_{s(н)_i}$ и $\sigma_{s(ср)_i}$ – сопротивление деформации, соответствующее верхней, нижней границам ИРВ и «среднему» химическому составу стали.

На третьем этапе рассчитываются максимально и минимально возможные значения сопротивления деформации при заданном сочетании термомеханических параметров:

$$\sigma_{s(max)} = \sigma_{s(ср)} (1 + \Delta_{в(ср)});$$

$$\sigma_{s(min)} = \sigma_{s(ср)} (1 - \Delta_{н(ср)}),$$

где $\Delta_{в(ср)}$ и $\Delta_{н(ср)}$ – средние арифметические значения относительных отклонений верхней и нижней границ ИРВ для стали конкретной марки.

Следует отметить, что максимально возможное сопротивление деформации является лимитирующим с точки зрения допустимой нагрузки на основное и вспомогательное оборудование прокатного стана, а минимальное значение и отклонение от среднего значения интервала характеризуют степень загрузки двигателей приводов прокатных клетей.

Параметром, характеризующим качество готового проката, является отбраковка готовой продукции, которая представляет собой функцию вероятностей образования новых дефектов и выкатываемости уже имеющихся на исходных заготовках дефектов:

$$B_d = f(p_{\text{обр}}; p_{\text{вык}}).$$

При этом вероятность образования дефектов связана с влиянием параметров прокатного передела, а вероятность полной выкатываемости дефектов (до размеров, допустимых согласно требований нормативной документации) – с влиянием параметров сталеплавильного передела, поскольку она зависит от размеров дефектов на исходных заготовках.

Показателем, характеризующим вероятность образования дефектов при прокатке, является степень использования запаса пластичности (СИЗП):

$$\psi = \frac{\Lambda}{\Lambda_p} = \frac{\Lambda}{\int_0^{t_p} H d\tau},$$

где Λ – накопленная степень деформации сдвига; Λ_p – предельная степень деформации сдвига до разрушения; H – интенсивность скоростей деформации сдвига; t_p – время разрушения.

Поскольку СИЗП распределяется неравномерно по сечению прокатываемого профиля в процессе деформации и с учетом того факта, что прокатка проводится за несколько проходов, для анализа используется среднее максимальное значение СИЗП по проходам:

$$\psi_{\text{max(пр)}} = \frac{\sum_{i=1}^n \psi_{\text{max}(i)}}{n},$$

где $\psi_{\text{max}(i)}$ – максимальные значения СИЗП по проходам; n – количество проходов.

В качестве параметра, характеризующего вероятность выкатываемости дефектов, переходящих на прокат с исходных заготовок, предложено использовать коэффициенты выкатываемости дефектов по глубине и ширине (для поверхностных дефектов) и по сечению (для внутренних дефектов):

$$K_h = \frac{h_0}{h_1}; K_b = \frac{b_0}{b_1}; K_s = \frac{S_0}{S_1},$$

где h_0 и h_1 – глубина поверхностного дефекта до и после деформации; b_0 и b_1 – ширина поверхностного дефекта до и после деформации; S_0 и S_1 – площадь поперечного сечения внутреннего дефекта до и после деформации.

С точки зрения влияния на отбраковку готового проката значимым является значение суммарного коэффициента выкатываемости:

$$K_{h(\Sigma)} = \prod_{i=1}^n K_{h(i)};$$

$$K_{b(\Sigma)} = \prod_{i=1}^n K_{b(i)};$$

$$K_{s(\Sigma)} = \prod_{i=1}^n K_{s(i)},$$

где $K_{h(i)}$, $K_{b(i)}$, $K_{s(i)}$ – коэффициенты выкатываемости дефектов по проходам; n – количество проходов.

Прогнозные суммарные коэффициенты выкатываемости дефектов необходимо определять с учетом доли дефектов, отнесенных к определенной группе (объединение дефектов в группы проводится в зависимости от их пространственной ориентации и расположения):

$$K_{h(\Sigma)\text{общ}} = \prod_{i=1}^n K_{h(\Sigma)i} D_i;$$

$$K_{b(\Sigma)\text{общ}} = \prod_{i=1}^n K_{b(\Sigma)i} D_i;$$

$$K_{s(\Sigma)\text{общ}} = \prod_{i=1}^n K_{s(\Sigma)i} D_i,$$

где D_i – доля дефектов, отнесенных к конкретной группе, в их общем количестве.

Таким образом, уровень отбраковки готового металлопроката является функцией среднего максимального значения СИЗП и коэффициента суммарной выкатываемости дефектов по проходам:

$$B_{D_{\text{п}}} = f(\psi_{\text{max(пр)}}; K_{h(\Sigma)}; K_{b(\Sigma)});$$

$$B_{D_{\text{в}}} = f(\psi_{\text{max(пр)}}; K_{s(\Sigma)}),$$

где $B_{D_{\text{п}}}$ и $B_{D_{\text{в}}}$ – отбраковка готового проката по дефектам поверхности и внутренним дефектам.

При расчете прогнозных значений отбраковки проката для нового режима прокатки учитывается изменение параметров с учетом доли их влияния:

$$B_{D_{\text{п(изм)}}} = \frac{B_{D_{\text{п(баз)}}}}{\frac{\psi_{\text{max(пр)}}_{\text{баз}}}{\psi_{\text{max(пр)}}_{\text{изм}}} \cdot \frac{D_{\text{п(п)}}}{D_{\text{п(в)}}} + \frac{\frac{K_{h(\Sigma)_{\text{изм}}}}{K_{h(\Sigma)_{\text{баз}}}} + \frac{K_{b(\Sigma)_{\text{изм}}}}{K_{b(\Sigma)_{\text{баз}}}}}{2D_{\text{с(п)}}}};$$

$$B_{D_{\text{в(изм)}}} = \frac{B_{D_{\text{в(баз)}}}}{\frac{\psi_{\text{max(пр)}}_{\text{баз}}}{\psi_{\text{max(пр)}}_{\text{изм}}} \cdot \frac{D_{\text{п(в)}}}{D_{\text{с(в)}}} + \frac{K_{s(\Sigma)_{\text{изм}}}}{K_{s(\Sigma)_{\text{баз}}}}},$$

где $B_{D_{\text{п(баз)}}}$ и $B_{D_{\text{в(баз)}}}$ – уровень отбраковки готового проката по дефектам поверхности и внутренним дефектам при использовании базового режима прокатки; $B_{D_{\text{п(изм)}}}$ и $B_{D_{\text{в(изм)}}}$ – уровень отбраковки готового проката

по дефектам поверхности и внутренним дефектам при использовании измененного режима прокатки; $D_{n(n)}$ и $D_{c(n)}$ – доля поверхностных дефектов прокатного и сталеплавильного происхождения; $D_{n(b)}$ и $D_{c(b)}$ – доля внутренних дефектов прокатного и сталеплавильного происхождения.

Определение степени влияния технологических параметров прокатного передела на вероятность образования дефектов методами математической статистики является практически нереализуемым (в силу крайне незначительного интервала их изменения в рамках одного режима прокатки), поэтому целесообразным является определение доли влияния на отбраковку готового проката параметров сталеплавильного передела, а влияние параметров прокатного передела в этом случае составит оставшуюся долю:

$$D_n = 1 - D_c = 1 - k_{cov(c)},$$

где $k_{cov(c)}$ – совокупный коэффициент детерминации влияния параметров сталеплавильного передела на отбраковку готового проката.

Следует отметить, что необходимым условием получения адекватных данных о доле влияния параметров различных переделов на отбраковку проката являются дополнительные металлографические исследования характерных дефектов.

Для приведения показателя, характеризующего калибровку валков, к измеряемому виду предложено использовать коэффициент подобия формы подката и калибра:

$$K_{пф} = \frac{S_0/\Pi_0}{S_1/\Pi_1},$$

где S_0 , S_1 и Π_0 , Π_1 – площадь и периметр поперечного сечения раската до и после прокатки в калибре.

Наиболее благоприятная схема напряженного состояния металла формируется при $K_{пф} = 1$.

Таким образом, аналитические зависимости, используемые в дальнейшем для получения прогнозных значений СИЗП и выкатываемости дефектов при изменении режима прокатки, имеют вид:

$$\psi_{max} = f(t, u, \lambda, K_{пф}),$$

$$K_{(h; b; S)} = f(\lambda, K_{пф}).$$

В качестве параметра, характеризующего материалосбережение, выбран удельный расход прокатных валков, который является функцией средних значений усилия прокатки по проходам; коэффициента подобия формы подката и калибра прокатных валков; машинного времени прокатки:

$$A_b = f(P_{cp}[\sigma_s; t; u; \epsilon]; K_{пф(ср)}; T_{пр}),$$

где $T_{пр}$ – машинное время прокатки; P_{cp} – среднее усилие прокатки по проходам.

Количественная взаимосвязь между характеристиками деформируемой стали, параметрами ее деформации и удельным расходом прокатных валков устанавливается на основании данных для различных клетей анализируемого стана, получаемых при использовании базового режима прокатки. Полученные аналитические зависимости удельного расхода валков от параметров прокатки экстраполируются на вновь разрабатываемые режимы прокатки.

Для оценки влияния режимов прокатки на производительность стана применяется «тактовый подход». В рамках этого подхода проводится расчет тактов работы отдельных, независимых участков, затем из полученных тактов выбирается максимальный, который выступает в роли такта работы всего прокатного стана:

$$T_{ст} T_{max} \{T_1; T_2; \dots; T_n\},$$

где $T_{ст}$ – такт работы прокатного стана, с; T_1 , T_2 , T_n – такт работы участков прокатного стана, с.

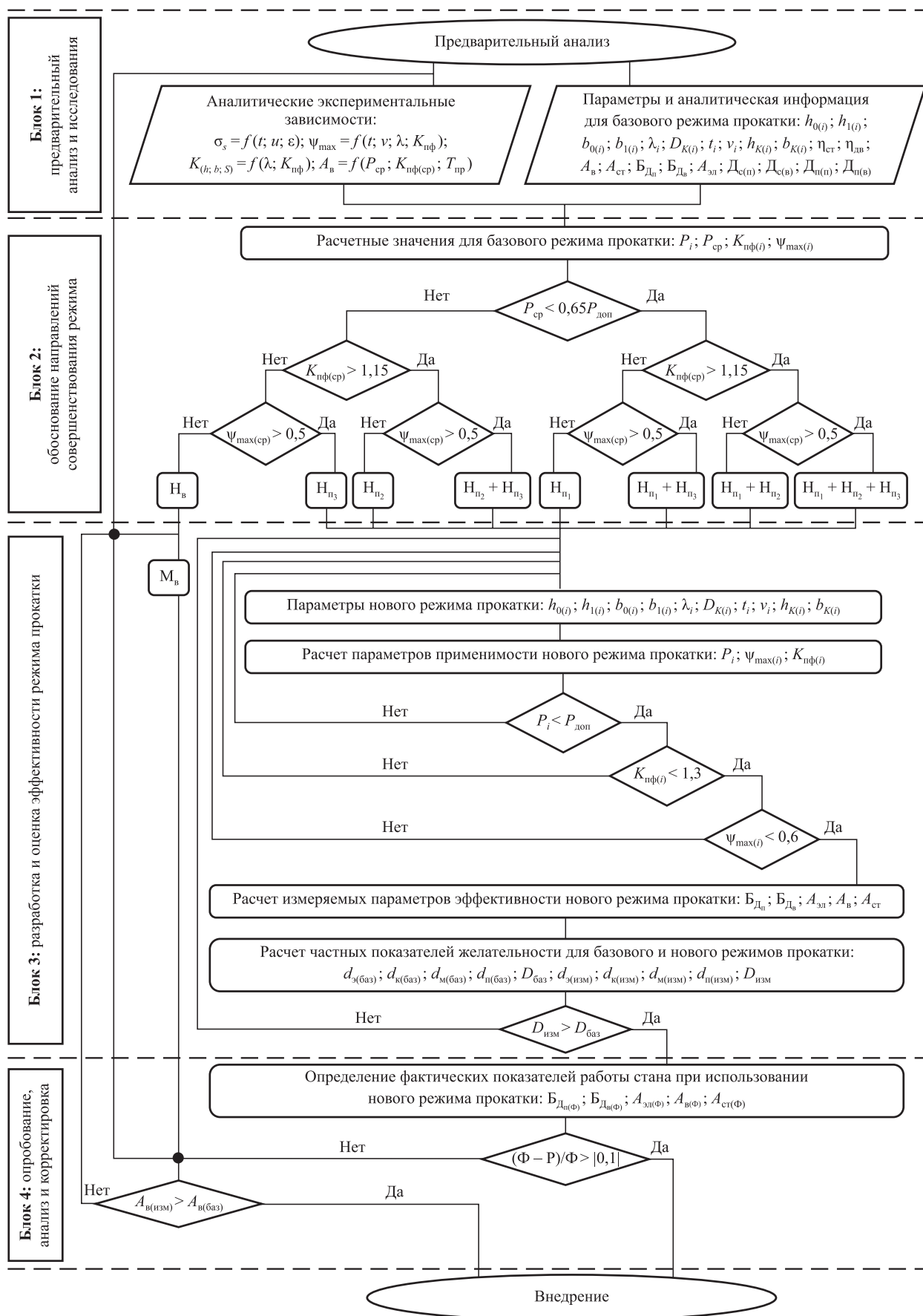
РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА ПРИМЕНЕНИЯ

МЕТОДИКИ

Алгоритм применения методики включает четыре блока (рис. 2) (где $H_{п1}$, $H_{п2}$, $H_{п3}$ – направления по совершенствованию режима прокатки путем интенсификации режима обжатий, изменения калибровки и температурно-скоростных параметров; H_b , M_b – направление и конкретные мероприятия по снижению расхода валков; Φ , P – значения фактических и расчетных показателей при использовании нового режима прокатки).

Первый блок – получение исходных данных, которые в зависимости от метода их получения можно разбить на две группы: не требующие проведения дополнительных исследований (информация о параметрах базового режима прокатки и фактических показателях работы прокатного стана при его использовании) и полученные на основании дополнительных исследований аналитические зависимости (уравнения регрессии), устанавливающие взаимосвязь между параметрами оптимизации и измеряемыми температурно-скоростными и геометрическими параметрами прокатки.

Второй блок – обоснование конкретного направления (направлений) совершенствования режимов прокатки. С использованием ранее полученных данных для базового режима прокатки проводятся расчеты показателей, характеризующих возможность интенсификации режима прокатки, целесообразность корректировки используемой калибровки валков и используемых температурно-скоростных параметров прокатки. Для выбора



конкретного направления совершенствования режима прокатки обоснованы граничные условия. Поскольку влияние режима прокатки на удельный расход прокатных валков учитывается с использованием среднего по проходам усилия прокатки, а также коэффициента подобия формы калибра и исходного подката, то изменение расхода прокатных валков в случае интенсификации режимов прокатки и (или) совершенствования калибровки валков, температурно-скоростных условий прокатки будет происходить автоматически. В случае несоблюдения всех перечисленных граничных условий проводится анализ и обоснование выбора дополнительного метода (методов) снижения расхода прокатных валков. При этом приоритет отдается методам, не требующим значительных изменений технологии и повышения затрат.

Третий блок включает в себя разработку параметров нового режима прокатки и оценку его применимости и эффективности по сравнению с базовым режимом. Применимость нового режима прокатки оценивается

исходя из допустимой нагрузки на основное оборудование стана, а эффективность – по результатам определения обобщенной функции желательности Харрингтона. Согласно принятому подходу обобщенная функция желательности определяется с учетом коэффициентов весоности частных критериев оптимизации, поэтому в рамках данного блока проводится выбор значений данных коэффициентов. В случае невыполнения условий применимости и эффективности нового режима прокатки проводится корректировка его параметров с повторной проверкой соответствия вышеприведенным условиям.

Четвертый блок включает в себя опытно-промышленное опробование нового режима прокатки в условиях действующего прокатного стана, сравнение фактических показателей работы стана при его использовании с расчетными данными и, при необходимости, корректировку методики определения прогнозных значений измеряемых показателей путем ввода дополнительных поправочных коэффициентов.

Таблица 2

Режимы прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Table 2. Modes of railway rails rolling in roughing stands of the universal rail-and-structural steel mill of JSC “EVRAZ ZSMK”

Номер черновой клетки	Базовый режим				Новый режим		
	номер прохода	<i>H</i> , мм	<i>B</i> , мм	Δh , мм	<i>H</i> , мм	<i>B</i> , мм	Δh , мм
1	0	300,0	360,0	—	300,0	360,0	—
	1	кантовка на 90°			260,0	375,0	40,0
		305,0	310,0	55,0			
	2	257,0	320,0	48,0	кантовка на 90°		
					317,0	270,0	58,0
	3	кантовка на 90°			266,0	280,0	51,0
		260,0	267,0	60,0			
	4	215,0	277,0	45,0	кантовка на 90°		
					291,0	276,0	61,0
	5	кантовка на 90°			кантовка на 90°		
		257,0	220,0	20,0	222,0	229,0	54,0
	6	232,0	225,0	25,0	кантовка на 90°		
					207,0	240,0	22,0
	7	кантовка на 90°			195,5	230,0	44,5
		210,0	246,0	15,0			
2	1	кантовка на 90°			кантовка на 90°		
		200,5	250,0	45,5	80,0	220,5	110,0
	2	194,5	250,0	6,0	53,0	229,5	27,0
	3	80,0	215,3	90,0	42,0	238,5	11,0
	4	55,0	222,9	25,0	—	—	—
	5	43,0	234,0	12,0	—	—	—

ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ МЕТОДИКИ

С использованием разработанной методики проведено совершенствование режимов прокатки железнодорожных и остряковых рельсов в условиях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК», а также режимов прокатки мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей в условиях сортопрокатного стана ОАО «ГМЗ». В качестве теоретической базы применяемой методики использованы результаты исследований сопротивления пластической деформации и пластичности рельсовых сталей [25 – 28], процессов образования и выкатываемости дефектов на начальной стадии прокатки рельсов [29, 30].

Отличительные особенности новых режимов прокатки рельсовых профилей (табл. 2, 3, рис. 3, 4): снижение количества проходов во второй черновой клети

(с 5 до 3 и с 7 до 5 для железнодорожных и остряковых рельсов соответственно); изменение формы «рельсовых калибров», позволяющее повысить степень подобию формы исходного подката и указанных калибров.

Эффективность разработанных режимов прокатки рельсовых профилей подтверждена результатами опытно-промышленного опробования и внедрения (табл. 4).

Опытно-промышленное опробование усовершенствованного режима производства мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовых сталей, предполагающего увеличение максимально допустимой температуры начала прокатки с 980 до 1030 °С, показало улучшение основных показателей качества производимых шаров относительно существующего режима их прокатки (табл. 5).

Ожидаемая экономическая эффективность от внедрения нового режима прокатки шаров составляет 22,5 млн руб/год. Эффективность разработанной мето-

Т а б л и ц а 3

Режимы прокатки остряковых рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Table 3. Modes of sharp rails rolling in roughing stands of the universal rail-and-structural steel mill of JSC “EVRAZ ZSMK”

Номер черновой клетки	Базовый режим				Новый режим		
	номер прохода	<i>H</i> , мм	<i>B</i> , мм	Δh , мм	<i>H</i> , мм	<i>B</i> , мм	Δh , мм
1	0	300,0	365,0	–	300,0	365,0	–
	1	кантовка на 90°			кантовка на 90°		
		300,0	308,0	65,0	300,0	308,0	65,0
	2	255,0	318,0	45,0	240,0	318,0	60,0
	3	кантовка на 90°			кантовка на 90°		
		260,0	265,0	58,0	260,0	250,0	58,0
	4	210,0	275,0	50,0	210,0	260,0	50,0
	5	кантовка на 90°			кантовка на 90°		
		225,0	216,0	50,0	195,0	220,0	65,0
	6	198,0	221,0	27,0	кантовка		
					180,0	205,0	40,0
7	кантовка на 90°			кантовка на 90°			
	180,0	206,0	41,0	192,0	194,0	13,0	
2	1	кантовка на 90°			кантовка на 90°		
		198,0	194,0	8,0	159,0	206,0	35,0
	2	кантовка на 90°			143,0	215,0	16,0
		165,0	210,0	29,0			
	3	148,0	215,0	17,0	кантовка на 90°		
					100,2	156,0	59,4
	4	кантовка на 90°			96,5	161,5	3,7
		103,0	158,0	51,0			
	5	103,0	158,0	0	94,5	163,5	2,0
	6	94,5	164,0	8,5	–	–	–
	7	92,5	165,0	2,0	–	–	–

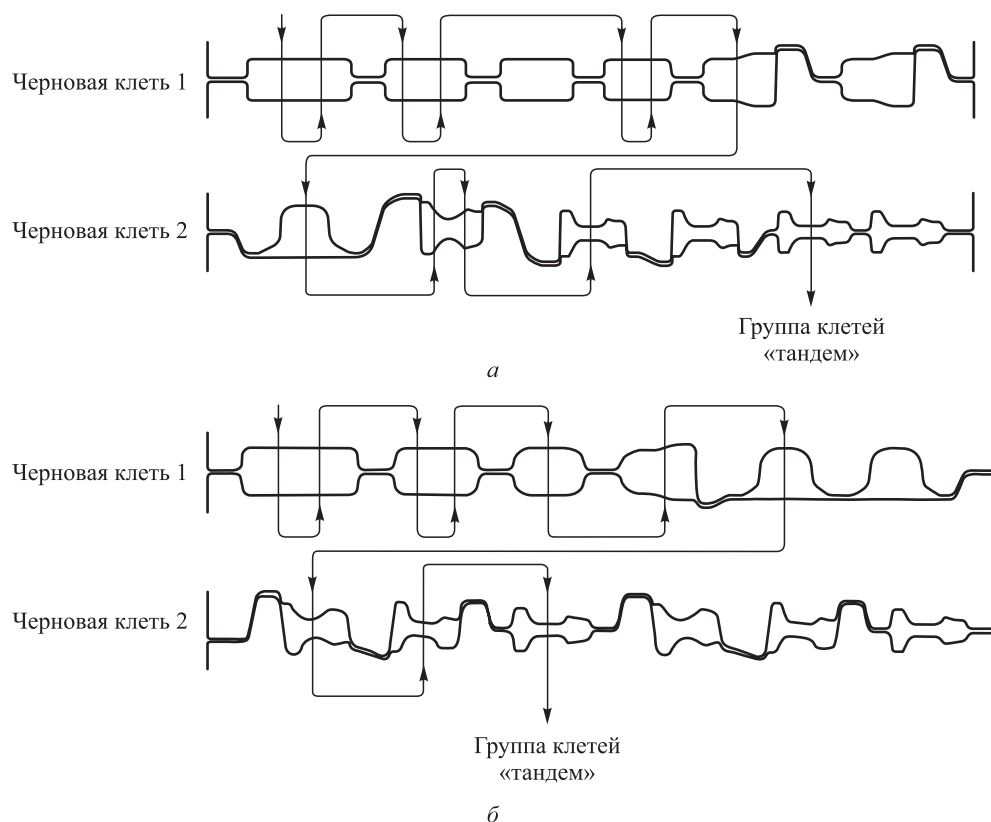


Рис. 3. Схема прокатки железнодорожных рельсов в черновых клетях по базовому (а) и разработанному (б) режимам

Fig. 3. Scheme of rolling railway rails in roughing stands according to the basic (a) and developed (b) modes

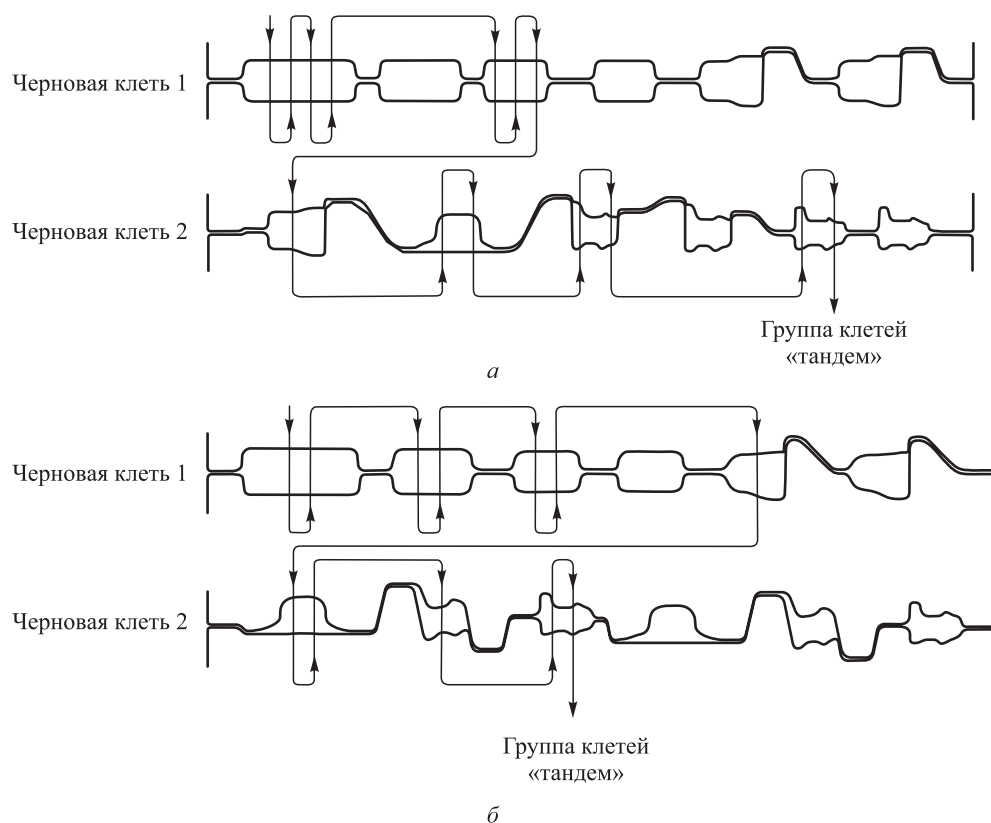


Рис. 4. Схема прокатки остроговых рельсов в черновых клетях по базовому (а) и разработанному (б) режимам

Fig. 4. Scheme of rolling of sharp rails in roughing stands according to the basic (a) and developed (b) modes

Т а б л и ц а 4

**Анализ эффективности режимов прокатки рельсов
на универсальном рельсобалочном стане АО «ЕВРАЗ ЗСМК»**

*Table 4. Analysis of the effectiveness of rails rolling modes
on the universal rail-and-structural steel mill of JSC “EVRAZ ZSMK”*

Показатель	Изменение показателя относительно базового режима прокатки	
	железнодорожные рельсы	остряковые рельсы
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	–0,51	–0,49
Отбраковка рельсов, %	–0,78	–0,50
Удельный расход прокатных валков, кг/т	–0,51	–0,49
Производительность стана, т/ч	+40,20	+39,80
Экономический эффект, млн руб/год	121,051	29,700*

* Ожидаемый эффект по результатам опытно-промышленного опробования.

Т а б л и ц а 5

**Влияние температурного режима прокатки мелющих шаров
из рельсовой стали в условиях ОАО «ГМЗ» на показатели их качества**

*Table 5. Influence of the temperature mode of rolling grinding balls
made of rail steel in the conditions of JSC “GMZ” on their quality indicators*

Режим прокатки	Показатель			
	Доля шаров, выдержавших испытания на ударостойкость, %	Доля шаров с внутренними трещинами	Средний балл зерна после термообработки	Поверхностная твердость после термообработки, HRC
Базовый	86	12	5,8	56
Новый	100	0	5,2	56

дики совершенствования режимов прокатки рельсовых сталей подтверждена на практике.

Выводы

Разработаны основы и алгоритм применения на практике методики совершенствования режимов производства проката из рельсовых сталей на основе комплексного параметра оптимизации, включающего в себя частные критерии оптимизации по энергоэффективности, материалосбережению, качеству готового проката и производительности стана. С использованием указанной методики усовершенствованы режимы про-

катки железнодорожных и остряковых рельсов в черновых клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ Западно-сибирский металлургический комбинат» и режим прокатки мелющих шаров из отбраковки заготовок рельсовой стали на стане поперечно-винтовой прокатки ОАО «Гурьевский металлургический завод». Опытно-промышленное опробование и внедрение новых режимов прокатки перечисленных видов продукции из рельсовых сталей показало значительное повышение качества и технико-экономических показателей производства при их использовании, что свидетельствует об эффективности разработанной методики.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Полевой Е.В., Волков К.В., Головатенко А.В., Атконова О.П., Юнусов А.М. Совершенствование технологии производства рельсов на ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 4. С. 26–28.
2. Шабуров Д.В., Попов А.Е., Загуменнов О.В. Освоение технологии производства рельсов на универсальном рельсобалочном стане // Сталь. 2016. № 7. С. 44–45.
3. Волков К.В., Кузнецов Е.П., Бойков Д.В., Сапаев Н.М., Захарова Т.П. Освоение производства рельсовой стали на модернизированной МНЛЗ № 1 ЭСПЦ ОАО ЕВРАЗ ЗСМК // Черная

1. Polevoi E.V., Volkov K.V., Golovatenko A.V., Atkonova O.P., Yunusov A.M. Improvement of rail production technology at JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Combine. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2013, no. 4, pp. 26–28. (In Russ.).
2. Shaburov D.V., Popov A.E., Zagumennov O.V. Rail production on a universal mill. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 7, pp. 503–504. <https://doi.org/10.3103/S0967091216070111>
3. Volkov K.V., Kuznetsov E.P., Boikov D.V., Sapaev N.M., Zakharova T.P. Mastering the production of rail steel at the modernized CCM No. 1 in the EAF shop of JSC EVRAZ ZSMK. *Chernaya*

- металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2014. № 6 (1374). С. 25–30.
4. Протопопов Е.В., Числавлев В.В., Темлянцев М.В., Головатенко А.В. Повышение эффективности рафинирования рельсовой стали в промежуточных ковшах МНЛЗ на основе рациональной организации гидродинамических процессов // Известия вузов. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 5. С. 298–304.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-298-304>
5. Браунштейн Е.Р., Перетятко В.Н. Выработка поверхностных дефектов при прокатке рельсов // Известия вузов. Черная металлургия. 1997. № 8. С. 32–35.
6. Шарапов И.А., Дорофеев В.В., Бердышев В.А., Громов В.Е. Рациональная система калибров для прокатки рельсов в черновых пропусках // Сталь. 1997. № 6. С. 61–62.
7. Перетятко В.Н., Литвин С.Г., Пятайкин Е.М. Влияние разрезки на положение центральной пористости в рельсах Р65 // Известия вузов. Черная металлургия. 2003. № 4. С. 36–38.
8. Guo Y., Xie Z., Wang Y., Tao G., Yang Q. Study on optimization model of rolling parameters of high speed rail by universal mill // Zhongguo Jixie Gongcheng / China Mechanical Engineering. 2010. Vol. 21. No. 10. P. 1200–1202.
9. Guo Y.-J., Xie Z.-J., Wang Y.-Z., Tao G.-M. Multiplex analytical method for metal three-dimensional flow of heavy rail rolling by universal mill // Chongqing Daxue Xuebao/Journal of Chongqing University. 2010. Vol. 33. No. 1. P. 31–35.
10. Dong Y.-G., Zhang W.-Z., Song J.-F. Theoretical and experimental research on spread of base of rail in universal rolling // Zhongnan Daxue Xuebao (Ziran Kexue Ban)/Journal of Central South University (Science and Technology). 2011. Vol. 42. No. 9. P. 2676–2680.
11. Dong Y., Zhang W., Song J. Theoretical and experimental research on the elongation law of the rail in rail rolling by a universal mill // Journal of Mechanical Engineering. 2010. Vol. 46. No. 6. P. 87–92.
12. Chen L., Bi K. Study on simulation experiment with universal pass rolling deformation for heavy rail // Advanced Materials Research. 2012. Vol. 430–432. P. 525–529.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.430-432.525>
13. Ma J.-H., Zhang W.-Z. Numerical simulation and experimental study on corrugated waist rail with universal rolling // Advanced Materials Research. 2010. Vol. 83–86. P. 222–229.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.222>
14. Dong Y.-g., Zhang W.-z., Song J.-f. Theoretical and experimental research on rolling force for rail hot rolling by universal mill // Journal of Iron and Steel Research International. 2010. Vol. 17. No. 1. P. 27–32. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60040-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60040-4)
15. Liu Y., Wang Y., Zhu H., Chen L. Effects of continuous rolling speed change rates on geometric dimension between two racks when rolling rail by universal pass // Advanced Materials Research. 2012. Vol. 538–541. P. 2941–2944.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.538-541.2941>
16. Dong Y., Zhang W., Song J. Novel analytical model of mean temperature and experimental research on the rail universal rolling // Chinese Journal of Mechanical Engineering. 2009. Vol. 22. No. 3. P. 376–383. <http://dx.doi.org/10.3901/CJME.2009.03.376>
17. Dong Y.-g., Zhang W.-z., Song J.-f. The theoretical and experimental research on the forward slip coefficient in rail universal rolling // ISIJ International. 2009. Vol. 49. No. 3. P. 385–394.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.385>
18. Svejkovsky U., Nerzak T. Top quality rail production using compact universal stands and RailCool technology // MPT Metallurgical Plant and Technology International. 2006. Vol. 29. No. 2. P. 74–80.
19. Svejkovsky U., Ellis G., Perala R.E. State of the art of rail rolling // ISTech – Iron and Steel Technology Conference Proceedings. 2004. Vol. 2. P. 161–168.
20. Pfeiler H., Köck N., Schröder J., Maestrutti L. The new rail mill of voestalpine Schienen at Donawitz // MPT Metallurgical Plant and Technology International. 2003. Vol. 26. No. 6. P. 40–44.
21. Баранов Н.А., Тулупов О.Н. Производство мелющих шаров из рельсовой стали // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2017. Т. 1. С. 96–99.
- metallurgiya. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information. 2014, no. 6 (1374), pp. 25–30. (In Russ.).
4. Protopopov E.V., Chislavlev V.V., Temlyantsev M.V., Golovatenko A.V. Increasing efficiency of rail steel refining in CCM tundish based on rational organization of hydrodynamic processes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 5, pp. 298–304. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-298-304>
5. Braunshtein E.R., Peretyat'ko V.N. Development of surface defects during rail rolling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1997, no. 8, pp. 32–35. (In Russ.)
6. Sharapov I.A., Dorofeev V.V., Berdyshev V.A., Gromov V.E. Rational gauge system for rolling rails in rough passes. *Stal'*. 1997, no. 6, pp. 61–62. (In Russ.).
7. Peretyat'ko V.N., Litvin S.G., Pyataikin E.M. Effect of cutting on the position of central porosity in rails R65. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2003, no. 4, pp. 36–38. (In Russ.).
8. Guo Y., Xie Z., Wang Y., Tao G., Yang Q. Study on optimization model of rolling parameters of high speed rail by universal mill. *Zhongguo Jixie Gongcheng / China Mechanical Engineering*. 2010, vol. 21, no. 10, pp. 1200–1202.
9. Guo Y.-J., Xie Z.-J., Wang Y.-Z., Tao G.-M. Multiplex analytical method for metal three-dimensional flow of heavy rail rolling by universal mill. *Chongqing Daxue Xuebao/Journal of Chongqing University*. 2010, vol. 33, no. 1, pp. 31–35.
10. Dong Y.-G., Zhang W.-Z., Song J.-F. Theoretical and experimental research on spread of base of rail in universal rolling. *Zhongnan Daxue Xuebao (Ziran Kexue Ban)/Journal of Central South University (Science and Technology)*. 2011, vol. 42, no. 9, pp. 2676–2680.
11. Dong Y., Zhang W., Song J. Theoretical and experimental research on the elongation law of the rail in rail rolling by a universal mill. *Journal of Mechanical Engineering*. 2010, vol. 46, no. 6, pp. 87–92.
12. Chen L., Bi K. Study on simulation experiment with universal pass rolling deformation for heavy rail. *Advanced Materials Research*. 2012, vol. 430–432, pp. 525–529.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.430-432.525>
13. Ma J.-H., Zhang W.-Z. Numerical simulation and experimental study on corrugated waist rail with universal rolling. *Advanced Materials Research*. 2010, vol. 83–86, pp. 222–229.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.222>
14. Dong Y.-g., Zhang W.-z., Song J.-f. Theoretical and experimental research on rolling force for rail hot rolling by universal mill. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2010, vol. 17, no. 1, pp. 27–32. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60040-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60040-4)
15. Liu Y., Wang Y., Zhu H., Chen L. Effects of continuous rolling speed change rates on geometric dimension between two racks when rolling rail by universal pass. *Advanced Materials Research*. 2012, vol. 538–541, pp. 2941–2944.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.538-541.2941>
16. Dong Y., Zhang W., Song J. Novel analytical model of mean temperature and experimental research on the rail universal rolling. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2009, vol. 22, no. 3, pp. 376–383. <http://dx.doi.org/10.3901/CJME.2009.03.376>
17. Dong Y.-g., Zhang W.-z., Song J.-f. The theoretical and experimental research on the forward slip coefficient in rail universal rolling. *ISIJ International*. 2009, vol. 49, no. 3, pp. 385–394.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.385>
18. Svejkovsky U., Nerzak T. Top quality rail production using compact universal stands and RailCool technology. *MPT Metallurgical Plant and Technology International*. 2006, vol. 29, no. 2, pp. 74–80.
19. Svejkovsky U., Ellis G., Perala R.E. State of the art of rail rolling. *ISTech – Iron and Steel Technology Conference Proceedings*. 2004, vol. 2, pp. 161–168.
20. Pfeiler H., Köck N., Schröder J., Maestrutti L. The new rail mill of voestalpine Schienen at Donawitz. *MPT Metallurgical Plant and Technology International*. 2003, vol. 26, no. 6, pp. 40–44.
21. Baranov N.A., Tulupov O.N. Production of grinding balls made of rail steel. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya*. 2017, vol. 1, pp. 96–99. (In Russ.).

22. Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Cyganek Z., Andrietti S., Barbelet M. An innovative method for producing balls from scrap rail heads // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 97. No. 1-4. P. 893–901. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2007-9>
23. Tomczak J., Pater Z., Bulzak T. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018. Vol. 63. No. 1. P. 5–12. <https://doi.org/10.24425/118901>
24. Бровман М.Я. Определение сопротивления деформации при прокатке // *Сталь*. 2015. № 6. С. 40–44.
25. Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С., Дорофеев В.В., Осколкова Т.Н. Исследования пластичности и сопротивления деформации легированных рельсовых сталей в температурном интервале прокатки // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 6. С. 452–460. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-6-452-460>
26. Уманский А.А., Головатенко А.В., Темлянцева М.В., Дорофеев В.В. Экспериментальные исследования пластичности и сопротивления деформации хромистых рельсовых сталей // *Черные металлы*. 2019. № 6. С. 24–28.
27. Уманский А.А., Дорофеев В.В., Думова Л.В. Разработка теоретических основ энергоэффективного производства железнодорожных рельсов с повышенными эксплуатационными свойствами // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 5. С. 318–326. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-318-326>
28. Уманский А.А., Темлянцева М.В., Симачев А.С., Думова Л.В. Исследование влияния микроструктуры непрерывнолитых заготовок рельсовой стали К76Ф на сопротивление пластической деформации // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2020. № 2. С. 32–37.
29. Уманский А.А., Юрьев А.Б., Дорофеев В.В., Думова Л.В. Исследования напряженно-деформированного состояния металла на начальной стадии прокатки железнодорожных рельсов // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 8. С. 550–560. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-550-560>
30. Уманский А.А., Юрьев А.Б., Думова Л.В. Исследования закономерностей течения металла и трансформации дефектов при прокатке в черновых клетях универсального рельсобалочного стана // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 10. С. 712–720. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-712-720>
22. Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Cyganek Z., Andrietti S., Barbelet M. An innovative method for producing balls from scrap rail heads. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018, vol. 97, no. 1-4, pp. 893–901. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2007-9>
23. Tomczak J., Pater Z., Bulzak T. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018, vol. 63, no. 1, pp. 5–12. <https://doi.org/10.24425/118901>
24. Broyman M.Ya. Determination of deformation resistance during rolling. *Stal'*. 2015, no. 6, pp. 40–44. (In Russ.).
25. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Simachev A.S., Dorofeev V.V., Oskolkova T.N. Plasticity and deformation resistance of the alloyed rail steels in rolling temperature interval. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 6, pp. 452–460. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-6-452-460>
26. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V., Dorofeev V.V. Experimental studies of plasticity and deformation resistance of chromium rail steels. *Chernye metalli*. 2019, no. 6, pp. 24–28. (In Russ.).
27. Umanskii A.A., Dorofeev V.V., Dumova L.V. Theoretical foundations for energy-efficient production of railway rails with improved performance properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 5, pp. 318–326. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-318-326>
28. Umanskii A.A., Temlyantsev M.V., Simachev A.S., Dumova L.V. Influence of microstructure of continuously cast billets of K76F rail steel on resistance to plastic deformation. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2020, no. 2, pp. 32–37. (In Russ.).
29. Umanskii A.A., Yur'ev A.B., Dorofeev V.V., Dumova L.V. Stress-strain state of metal at the initial stage of railway rails rolling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp. 550–560. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-550-560>
30. Umanskii A.A., Yur'ev A.B., Dumova L.V. Regularities of metal flow and defects transformation during rolling in roughing stands of a universal rail and structural mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 10, pp. 712–720. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-712-720>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Александр Александрович Уманский, к.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: umanskii@bk.ru

Алексей Борисович Юрьев, д.т.н., ректор, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: rector@sibsiu.ru

Aleksandr A. Umanskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: umanskii@bk.ru

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Rector, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: rector@sibsiu.ru

Поступила в редакцию 16.02.2021

После доработки 16.03.2021

Принята к публикации 17.03.2021

Received 16.02.2021

Revised 16.03.2021

Accepted 17.03.2021



Оригинальная статья

УДК 536.212:621.785

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-815-824



МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ УПРОЧНЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЯ ТЕПЛОВЫМ ИМПУЛЬСОМ

М. В. Темлянцева¹, О. Л. Базайкина², Е. Н. Темлянцева¹,
В. Я. Целлермаер¹

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

² Владимирский юридический институт ФСИН России (Россия, 600020, Владимир, ул. Большая Нижегородская, 67Е)

Аннотация. Статья содержит частное решение линейного варианта задачи динамической термоупругости в приложении к моделированию условий поверхностного упрочнения металлических изделий энергетическим импульсом. Уравнение движения среды рассматривается совместно с моделью температурного импульса, опробованной ранее на совместимость с частными случаями уравнений параболической и гиперболической теплопроводности. Представлена задача о нагружении плоской грани короткого кругового цилиндра (диска) температурным импульсом. Импульс является следствием принятой структуры объемной плотности мощности теплового потока, временной множитель которой имеет форму одной волны функции Хевисайда. Для построения тензора термических напряжений авторы использовали классический термоупругий потенциал перемещений и метод его разделения на произведение функций независимых переменных. Получены дифференциальные уравнения для функций-множителей, найдены их общие решения. Для компонент тензора термических напряжений поставлены естественные граничные условия. Полученные решения имеют форму отрезков функциональных рядов (функции Бесселя по радиальной координате и экспоненциальной функции по осевой координате). Рассмотрен численный пример нагружения диска из стали марки 40ХН, механические свойства которой чувствительны к температурной обработке. При расчетах авторы использовали пакет компьютерной математики Maple. Приближенные решения учитывают первые 24 члена функциональных рядов. Расчеты примера позволяют объяснить наличие пиков напряжений и интенсивности напряжений как следствие взаимно обратных процессов роста температурных напряжений и уменьшения коэффициентов упругости с ростом температуры. Численный пример предостерегает от опоры только на оценки решений задач термоупругости без учета пластических и вязких свойств материала.

Ключевые слова: круглый цилиндр, поверхностное упрочнение, термические напряжения, термоупругий потенциал перемещений, температурный импульс, граничные условия, сталь марки 40ХН, закалка, отпуск

Благодарность: Авторы работы выражают признательность д.т.н. В.И. Базайкину за участие в обсуждении представляемых результатов.

Для цитирования: Темлянцева М.В., Базайкина О.Л., Темлянцева Е.Н., Целлермаер В.Я. Моделирование термических напряжений при упрочнении поверхности изделия тепловым импульсом // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 815–824.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-815-824>

Original article

MODELING OF THERMAL STRESSES DURING HARDENING THE PRODUCT SURFACE BY THERMAL PULSE

M. V. Temlyantseva¹, O. L. Bazaikina², E. N. Temlyantseva¹,
V. Ya. Tsellermaer¹

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

² Vladimir Law Institute of the FPS of Russia (67E Bolshaya Nizhegorodskaya Str., Vladimir 600020, Russian Federation)

Abstract. A particular solution of a linear variant of the dynamic thermal elasticity problem is considered in application to modeling the conditions of surface hardening of metal products by an energy pulse. The authors determined the equation of medium motion with the model of temperature pulse tested earlier for compatibility with special cases of the equations of parabolic and hyperbolic thermal conductivity. The problem of loading a flat plane of a short circular cylinder (disk) with a temperature pulse is presented. Pulse is a consequence of adopted structure of the volumetric power density of the heat flux, the time multiplier of which has the form of a single wave of the Heaviside function. Classical thermoelastic displacement potential and the method of its division into the product of independent variables functions were used to construct the thermal stress tensor. Differential equations for multiplier functions and their general solutions were found. Natural boundary conditions were set for the components of thermal stress

tensor, and their tasks were solved. The obtained solutions are in the form of segments of functional series (the Bessel function in radial coordinate and the exponential function in axial coordinate). The article considers a numerical example of loading a disk made of 40KhN steel which has the mechanical properties sensitive to temperature treatment. Maple computer mathematics package was used in the calculations. Approximate solutions take into account the first 24 terms of the functional series. Estimation of the example makes it possible to explain the presence of stress peaks and stress intensity as a consequence of mutually inverse processes of temperature stress growth and reduction of elasticity coefficients with temperature rise. The numerical example warns against relying only on estimates of solutions to thermoelasticity problems without taking into account the plastic and viscous properties of the material.

Keywords: round cylinder, surface hardening, thermal stresses, thermoelastic displacement potential, temperature pulse, boundary conditions, 40KhN steel, quenching, tempering

Acknowledgements: The authors express their gratitude to V.I. Bazaykin, Dr. Sci. (Eng.) for participating in a useful discussion of the presented results.

For citation: Temlyantsev M.V., Bazaikina O.L., Temlyantseva E.N., Tsellermaer V.Ya. Modeling of thermal stresses during hardening the product surface by thermal pulse. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 815–824. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-815-824>

ВВЕДЕНИЕ

Одной из ресурсосберегающих технологий обработки металлов является метод поверхностного упрочнения металлического изделия. Широко используются методы электровзрывной [1], плазменной [2, 3] и лазерной [4, 5] обработок поверхностей изделий энергетическими импульсами. Как правило, основной интерес исследователей сосредоточен на динамике температурного поля, ее влиянии на фазовый состав упрочняемого слоя и механизмы упрочнения поверхностного слоя.

Переменное температурное поле в импульсе неизбежно порождает в поверхностном слое значительные термические напряжения, разрушающие структуру поверхностного слоя. Оценка упругих термических напряжений зависит от постановки и формы решения обобщенной задачи для уравнений термоупругости, которая ставится для системы двух уравнений (движения элементов среды и распространения в ней тепла).

Классическое параболическое уравнение теплопроводности приводит к адекватным решениям для большинства тех инженерных задач, в которых время термического воздействия не меньше одной микросекунды. Однако эффекты действия ионных, плазменных, электромагнитных излучений с меньшей длительностью не описываются в рамках этой модели, так как элементы среды не успевают релаксировать действие этих излучений. Пример учета времени релаксации при изучении изменений в материалах при лазерном воздействии представлен в работе [6].

В работе [7] приведен обобщенный закон Фурье, который отличается от классического введением параметра τ_q (время релаксации средой градиента температурного поля), имеющего смысл времени запаздывания формирования вектора плотности потока тепла относительно отрицательного вектора градиента температуры. В результате уравнение теплопроводности становится гиперболическим, а среда приобретает новую характеристику (конечную скорость распространения тепловой волны) [8]. Как следует из теоретической оценки в работе [9], $\tau_q < 1$ мкс.

В работе [10] разработана модель уравнения теплопроводности с двумя параметрами запаздывания (τ_q и τ_T , где τ_T – время запаздывания формирования градиента температуры). Оценки величин τ_q и τ_T следующие: $0 < \tau_q < \tau_T$, для металлов $\tau_T \approx (1 \div 10)\tau_q$. Особенности действий параметров τ_q и τ_T проявляются при обработке поверхностей металлов короткими лазерными импульсами (наносекундной длительности) [11].

Новые подходы к моделированию [12, 13] включают описание оптических свойств материалов, быстро меняющихся в процессе облучения, нелинейного распространения ультракоротких импульсов излучения в поглощающих средах, передачи энергии от электронной к атомарной подсистеме, формирования и распространения волн напряжений и деформаций в материале под их влиянием.

Электровзрывное или плазменное воздействия на поверхность до температуры оплавления поверхностного слоя длится не менее десятка микросекунд, что вполне описывается теплопереносом согласно параболическому уравнению теплопроводности. Ранее в работе [14] на численном примере показана зависимость динамики температурного поля от структуры уравнения теплопроводности.

В настоящей работе термические напряжения, инициируемые тепловым эквивалентом энергетического импульса, оцениваются решением задачи для уравнения движения термоупругой среды цилиндра конечной длины. Уравнение содержит градиент температуры теплового импульса. Использована одна из моделей теплового импульса, полученная ранее [15, 16].

УРАВНЕНИЯ ЗАДАЧИ

Рассматривается уравнение движения термоупругой изотропной среды [17]:

$$\mu \Delta u + (\lambda + \mu) \text{grad}(\text{div} u) - \gamma \text{grad} T = \chi \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}, \quad (1)$$

где $u(x, t) = x^t - x$ – вектор смещения материальной точки x , занимающей в начальный момент времени t_0 поло-

жение $x = x(t_0)$, в положение $x^t = x(t)$, занимаемое точкой в момент времени $t > t_0$; $T = T(x, t)$ – температура материальной точки x среды в момент $t \geq t_0$; $\gamma = (2\mu + 3\lambda)\beta$; λ и μ – постоянные Ламе; β – коэффициент линейного теплового расширения; $\chi = \chi(x, t)$ – плотность материала в малой окрестности точки x среды в момент $t \geq t_0$.

В случае осевой симметрии компоненты тензора упругих линейных деформаций выражаются через координаты $u_r \equiv u$ и $u_z \equiv w$ вектора смещения u : $e_{rr} = \frac{\partial u}{\partial r}$;

$$e_{\phi\phi} = \frac{u}{r}; e_{zz} = \frac{\partial w}{\partial z}; e_{rz} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial r} \right), \text{ объемное расширение } e = \frac{\partial u}{\partial r} + \frac{u}{r} + \frac{\partial w}{\partial z}. \text{ Векторное уравнение движения (1)}$$

эквивалентно системе скалярных уравнений движения для двух ненулевых компонент вектора перемещения:

$$\begin{cases} \Delta u - \frac{u}{r^2} + \frac{\lambda + \mu}{\mu} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{u}{r} + \frac{\partial w}{\partial z} \right) - \\ - \frac{3\lambda + 2\mu}{\mu} \beta \frac{\partial T}{\partial r} = \frac{\chi}{\mu} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}; \\ \Delta w + \frac{\lambda + \mu}{\mu} \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{u}{r} + \frac{\partial w}{\partial z} \right) - \\ - \frac{3\lambda + 2\mu}{\mu} \beta \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{\chi}{\mu} \frac{\partial^2 w}{\partial t^2}. \end{cases} \quad (2)$$

Обозначим $F(r, \phi, z)$ термоупругий потенциал перемещений. Тогда перемещения и деформации представляются [18] в виде

$$u = \frac{\partial F}{\partial r}; w = \frac{\partial F}{\partial z}; e = \frac{\partial u}{\partial r} + \frac{u}{r} + \frac{\partial w}{\partial z} = \frac{\partial^2 F}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial F}{\partial r} + \frac{\partial^2 F}{\partial z^2} = \Delta F,$$

а система (2) переписывается следующим образом:

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial r} \Delta F + \frac{\lambda + \mu}{\mu} \frac{\partial}{\partial r} \Delta F - \frac{3\lambda + 2\mu}{\mu} \beta \frac{\partial T}{\partial r} = \\ = \frac{\rho}{\mu} \frac{\partial}{\partial t^2} \left(\frac{\partial F}{\partial r} \right) = \frac{\chi}{\mu} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{\partial F}{\partial t^2} \right); \\ \frac{\partial}{\partial z} \Delta F + \frac{\lambda + \mu}{\mu} \frac{\partial}{\partial z} \Delta F - \frac{3\lambda + 2\mu}{\mu} \beta \frac{\partial T}{\partial z} = \\ = \frac{\rho}{\mu} \frac{\partial}{\partial t^2} \left(\frac{\partial F}{\partial z} \right) = \frac{\chi}{\mu} \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial F}{\partial t^2} \right). \end{cases}$$

Интегрируя первое уравнение по переменной r , а второе – по переменной z , приходим к одному и тому же неоднородному дифференциальному уравнению (в частных производных) второго порядка для функции $F(r, \phi, z)$:

$$\Delta F(r, z, t) - \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} \beta T(r, z, t) = \frac{\chi}{\lambda + 2\mu} \frac{\partial^2 F(r, z, t)}{\partial t^2}. \quad (3)$$

Применим к потенциалу $F(r, z, t)$ процедуру разделения переменных $F(r, z, t) = U_r(r) U_z(z) W(t)$.

Зададим тепловой импульс $T(r, z, t)$, независимый от координаты r , со структурой $T = T_0 W(t) U_z(z)$ (здесь $W(t)$ – развертка во времени температурного импульса единичной высоты, имеющая форму равнобедренного треугольника с длиной основания c вдоль оси времени t [16]):

$$W(t) = \frac{2t}{c} - \frac{2}{c} (2t - c) H \left(t - \frac{c}{2} \right) + \frac{2(t - c)}{c} H(t - c),$$

где $H(t)$ – функция Хевисайда; T_0 – максимум температуры в симметричном треугольном импульсе температурного нагружения, достигаемый в момент времени $\tau = \frac{c}{2}$ с; функция $W(t)$ кусочно-линейная в промежутке

$\left(0, \frac{c}{2} \right) \cup \left(\frac{c}{2}, c \right)$ времени c действия импульса, в этом

промежутке $\frac{d^2 W}{dt^2} = 0$.

С учетом принятых структур функций $F(r, z, t)$ и $T(r, z, t)$ уравнение (3) распадается на два независимых по аргументам дифференциальных уравнения, связанные общей пока неопределенной постоянной v :

$$\begin{cases} U_r'' + \frac{1}{r} U_r' + v U_r = -\frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} \beta T_0; \\ U_z'' - v U_z = 0. \end{cases} \quad (4)$$

В выражениях (4) значения λ, μ, β не зависят от переменных r и z , поэтому при каждом значении температуры t их можно рассматривать как постоянные величины. Для системы уравнений (4) параметр $k = \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} \beta T_0$ является безразмерным.

Решением первого уравнения системы (4) является функция

$$U_r(r) = C_1 J(0, \sqrt{v}r) + C_2 Y(0, \sqrt{v}r) - \frac{k}{v},$$

решением второго уравнения служит функция

$$U_z(z) = Q_1 e^{\sqrt{v}z} + Q_2 e^{-\sqrt{v}z},$$

где C_1, C_2, Q_1, Q_2 – произвольные постоянные; $J(0, \sqrt{v}r)$ – функция Бесселя первого рода нулевого порядка; $Y(0, \sqrt{v}z)$ – функция Бесселя второго рода [19] нулевого порядка; v – параметр функций).

Простейший вариант термического потенциала перемещения может быть представлен в виде

$$F(r, z, t) = U_r(r)U_z(z)W(t) = \left[C_1 J\left(0, \sqrt{v}r\right) - \frac{k}{v} \right] Q_2 e^{-\sqrt{v}z} \times \left[\frac{2t}{c} - \frac{2}{c} (2t - c) H\left(t - \frac{2}{c}\right) + \frac{2(t - c)}{c} H(t - c) \right].$$

ДЕФОРМАЦИИ И НАПРЯЖЕНИЯ ОБЩЕГО ВИДА

Найденные через потенциал перемещений компоненты тензора линейных деформаций общего вида имеют следующие выражения:

$$e_{rr} = \frac{\partial^2 U_r}{\partial r^2} U_z W = C v \left[\frac{J(1, \sqrt{v}r)}{\sqrt{v}r} - J(0, \sqrt{v}r) \right] e^{-\sqrt{v}z} W;$$

$$e_{\varphi\varphi} = \frac{1}{r} \frac{\partial U_r}{\partial r} U_z W = -C \sqrt{v} \frac{J(1, \sqrt{v}r)}{r} e^{-\sqrt{v}z} W;$$

$$e_{zz} = U_r \frac{\partial^2 U_z}{\partial z^2} W = \left(C v J(0, \sqrt{v}r) e^{-\sqrt{v}z} - Q_2 k e^{-\sqrt{v}z} \right) W;$$

$$e_{rz} = \frac{\partial U_r}{\partial r} \frac{\partial U_z}{\partial z} W = C v J(1, \sqrt{v}r) e^{-\sqrt{v}z} W;$$

$$e = \left[\left(\frac{\partial^2 U_r}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial U_r}{\partial r} \right) U_z + U_r \frac{\partial^2 U_z}{\partial z^2} \right] W = -Q_2 k e^{-\sqrt{v}z} W,$$

где $C = C_1 Q_2$.

Уравнения связи [16] между упругими напряжениями и деформациями в цилиндрических координатах в случае осевой симметрии имеют вид:

$$\sigma_{rr} = 2G \left(e_{rr} + \frac{\sigma}{1 - 2\sigma} e \right);$$

$$\sigma_{\varphi\varphi} = 2G \left(e_{\varphi\varphi} + \frac{\sigma}{1 - 2\sigma} e \right);$$

$$\sigma_{zz} = 2G \left(e_{zz} + \frac{\sigma}{1 - 2\sigma} e \right);$$

$$\sigma_{rz} = 2G e_{rz},$$

где G – модуль сдвига; σ – коэффициент Пуассона материала цилиндра.

Введем обозначение $\frac{\sigma}{1 - 2\sigma} = \eta$, выражения компонент тензора напряжений примут вид:

$$\sigma_{rr} = 2G(e_{rr} + \eta e);$$

$$\sigma_{\varphi\varphi} = 2G(e_{\varphi\varphi} + \eta e);$$

$$\sigma_{zz} = 2G(e_{zz} + \eta e);$$

$$\sigma_{rz} = 2G e_{rz}.$$

Получили напряжения, выраженные через две произвольные постоянные C , Q_2 , и пока неопределенный параметр v функций Бесселя:

$$\sigma_{rr} = 2G \left[C v \left(\frac{J(1, \sqrt{v}r)}{\sqrt{v}r} - J(0, \sqrt{v}r) \right) - Q_2 k \eta \right] e^{-\sqrt{v}z} W(t);$$

$$\sigma_{\varphi\varphi} = -2G \left[C \sqrt{v} \frac{J(1, \sqrt{v}r)}{r} + Q_2 k \eta \right] e^{-\sqrt{v}z} W(t);$$

$$\sigma_{zz} = 2G \left(C v J(0, \sqrt{v}r) - (\eta + 1) Q_2 k \right) e^{-\sqrt{v}z} W(t);$$

$$\sigma_{rz} = 2G C v J(1, \sqrt{v}r) e^{-\sqrt{v}z} W(t).$$

ВЫБОР ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ ДЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ ОБЩЕГО ВИДА

Граничное условие для напряжений σ_{rr} . При $r = R$ и любых $t \geq 0$, $z \geq 0$ для всех значений v_i справедливо $\sigma_{rr} = 0$. Получаем семейства коэффициентов $c_i = C(v_i)$, $d q_i = Q_2(v_i)$, привязанных к значениям v_i параметра v (где d – некоторая постоянная, подлежащая определению). Обозначая $p_i = c_i v_i$, приходим к возможности подбора таких значений коэффициентов p_i , q_i и d , при которых удовлетворяется граничное условие

$$\sigma_{rr} = 2G \left\{ \sum_{i=1}^{\infty} \left[p_i \left(\frac{J(1, \sqrt{v_i}r)}{\sqrt{v_i}r} - J(0, \sqrt{v_i}r) \right) e^{-\sqrt{v_i}z} \right] - d k \eta \sum_{i=1}^{\infty} q_i e^{-\sqrt{v_i}z} \right\} W(t).$$

Пусть $\frac{\sigma_{rr}}{2G} = \bar{\sigma}_{rr}$ – доля напряжения σ_{rr} в значении $2G$ в сечении $z = 0$ цилиндра в момент $t = c/2$ и q_i – члены числовой последовательности

$$\left\{ \frac{1}{2}, \frac{1}{4}, \frac{1}{8}, \frac{1}{16}, \dots, \left(\frac{1}{2} \right)^i, \dots \right\},$$

для которых $\sum_{i=1}^{\infty} q_i = 1$. Тогда выражение $\bar{\sigma}_{rr}$ в сечении $z = 0$ в момент $t = c/2$ примет вид

$$\bar{\sigma}_{rr} = \sum_{i=1}^{\infty} \left[p_i \left(\frac{J(1, \sqrt{v_i}r)}{\sqrt{v_i}r} - J(0, \sqrt{v_i}r) \right) \right] - d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta.$$

Помня, что максимальное значение относительного напряжения $\bar{\sigma}_{rr} = 1$, получаем разложение постоянной

величины $1 + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta$ в ряд Дини-Бесселя по базису $\left\{ J\left(1, \sqrt{v_i} r\right) \frac{1}{\sqrt{v_i} r} - J\left(0, \sqrt{v_i} r\right) \right\}_{i=1}^{\infty}$ функций Бесселя [19]:

$$1 + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta = \sum_{i=1}^{\infty} p_i \left(\frac{J\left(1, \sqrt{v_i} r\right)}{\sqrt{v_i} r} - J\left(0, \sqrt{v_i} r\right) \right). \quad (5)$$

Требования к напряжениям σ_{rr} – нулевые значения на поверхности $r = R$ цилиндра. Это возможно при выполнении равенства $J(1, \xi) = J(0, \xi) \xi$ (где $\xi = \sqrt{v} R$). Имеется счетное множество положительных корней $\xi_i = \sqrt{v_i} R$ этого равенства. Коэффициенты p_i ряда Дини-Бесселя находятся по формуле:

$$p_i = \frac{2 \left(1 + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta \right)}{R^2 \left[J^2(0, \xi_i) + J^2(1, \xi_i) \right]} \times \int_0^R \left[J\left(1, \sqrt{v_i} r\right) \frac{1}{\sqrt{v_i} r} - r J\left(0, \sqrt{v_i} r\right) \right] dr.$$

Погрешность приближенного представления напряжения σ_{rr} зависит от длины n отрезка ряда Дини-Бесселя:

$$\sigma_{rr} = 2G(T) \left\{ \sum_{i=1}^n p_i \left(\frac{J\left(1, \sqrt{v_i} r\right)}{\sqrt{v_i} r} - J\left(0, \sqrt{v_i} r\right) \right) e^{-\sqrt{v_i} z} - d \eta k q_i e^{-\sqrt{v_i} z} \right\} \left(\frac{2t}{c} - \frac{2}{c} (2t - c) H\left(t - \frac{c}{2}\right) + \frac{2(t - c)}{c} H(t - c) \right),$$

$$k = \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T(t) \beta(T).$$

Требование для окружных напряжений $\sigma_{\varphi\varphi}$ – их равенство радиальным напряжениям σ_{rr} на оси цилиндра ($r = 0$). Сравним напряжения $\sigma_{\varphi\varphi}(v)$ с напряжениями $\sigma_{rr}(v)$ при каждом значении v при $r \rightarrow 0$. Так как

$$\lim_{\sqrt{vr} \rightarrow 0} \left(\frac{J\left(1, \sqrt{vr}\right)}{\sqrt{vr}} \right) = \frac{1}{2},$$

$$\lim_{\sqrt{vr} \rightarrow 0} \left(J\left(1, \sqrt{vr}\right) \frac{1}{\sqrt{vr}} - J\left(0, \sqrt{vr}\right) \right) = \frac{1}{2} - 1 = -\frac{1}{2},$$

то исходное условие равенства выполняется:

$$\sigma(v)_{rr}|_{r=0} = \sigma(v)_{\varphi\varphi}|_{r=0} = \left(-\frac{1}{2} - Q k \eta \right) e^{-\sqrt{v} z} W(t).$$

Введя такую же долю напряжения $\sigma_{\varphi\varphi}$ в $2G$ в сечении $z = 0$ цилиндра в момент $t = c$ и те же коэффициенты q_i, d , что и выше, получим напряжение $\bar{\sigma}_{\varphi\varphi}$ в сечении $z = 0$ цилиндра в момент $t = c$:

$$\bar{\sigma}_{\varphi\varphi} = - \left[\left(\sum_{i=1}^{\infty} p_i \frac{J\left(1, \sqrt{v_i} r\right)}{\sqrt{v_i} r} \right) + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta \right].$$

Так как максимальное значение модуля напряжений $\bar{\sigma}_{rr} = 1$, то запись

$$\sum_{i=1}^{\infty} p_i \left(\frac{J\left(1, \sqrt{v_i} r\right)}{\sqrt{v_i} r} \right) = - \left(1 + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta \right)$$

является разложением равенства постоянной

$$\left[- \left(1 + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta \right) \right]$$

в ряд Фурье-Бесселя разложения по ортогональному базису

$$\left\{ \frac{1}{\sqrt{v_i} r} J\left(1, \sqrt{v_i} r\right) \right\}_{i=1}^{\infty},$$

составленному из функций Бесселя. Значения v_i параметра v находятся по корням уравнений $J(1, \xi) = 0,2$ и $J(1, \xi) = 0,1$ (где $\xi = \sqrt{v} R$). Коэффициенты p_i находятся по следующей формуле:

$$p_i = \frac{-2 \left(1 + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0) \eta \right)}{R \xi_i J^2(2, \xi_i)} \int_0^R J\left(1, \sqrt{v_i} r\right) dr.$$

В результате получаем выражение окружных напряжений

$$\sigma_{\varphi\varphi} = -2G(T) \left[\sum_{i=1}^{\infty} p_i \left(\frac{J\left(1, \sqrt{v_i} r\right)}{\sqrt{v_i} r} \right) e^{-\sqrt{v_i} z} + d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T(t) \beta(T) \eta \sum_{i=1}^{\infty} q_i e^{-\sqrt{v_i} z} \right] W(t).$$

Выбор граничных условий для напряжений σ_{zz} . Для каждого значения v_i выражение $\sigma_{zz}(v_i)$ имеет вид:

$$\sigma_{zz}(v_i) = 2G \left(c_i v_i J\left(0, \sqrt{v_i} r\right) - (\eta + 1) d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T(t) \beta(T) q_i \right) e^{-\sqrt{v_i} z} W(t).$$

Общее выражение для осевых напряжений записывается следующим образом:

$$\sigma_{zz} = \left[2G(t) \sum_{i=1}^{\infty} \left(p_i J(0, \sqrt{v_i} r) e^{-\sqrt{v_i} z} - (\eta+1) k q_i e^{-\sqrt{v_i} z} \right) \right] W(t);$$

$$k = \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T(t) \beta(T).$$

При $z = 0$, $t = c/2$ запись относительного напряжения $\bar{\sigma}_{zz}$ в сечении $z = 0$

$$\bar{\sigma}_{zz} = \sum_{i=1}^{\infty} \left(p_i J(0, \sqrt{v_i} r) \right) - (\eta+1) d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0)$$

является разложением постоянной

$$\bar{\sigma}_{zz} + (\eta+1) d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T_0)$$

в ряд Фурье-Бесселя: $\sum_{i=1}^{\infty} p_i J(0, \sqrt{v_i} r)$. Множество всех

значений v_i находится из условий при $t = c/2$ и $z = 0$, $r = R$ значение $J(0, \sqrt{v_i} r) = 0,05$; обозначая $\xi_i = \sqrt{v_i} R$, ищем корни уравнения $J(0, \xi_i) = 0,05$. Коэффициенты p_i находятся по формуле

$$p_i = \frac{2 \left(1 + (\eta+1) d \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T(t) \beta(T) \right)}{R^2 J^2(1, \xi_i)} \int_0^R r J(0, \sqrt{v_i} r) dr.$$

Требование к напряжениям σ_{rz} – равенство их нулю на поверхности $r = R$ цилиндра. Сумма касательных напряжений находится по всем значениям v_i параметра v , определяемым по корням $\xi_i = \sqrt{v_i} R$ уравнения $J(1, \xi_i) = 0$. Найдены первые n положительных корней уравнения $J(1, \xi_i) = 0$, $\xi_i = \sqrt{v_i} R$.

Пусть $\frac{\sigma_{rz}}{2G} = \bar{\sigma}_{rz}$ – доля суммарного напряжения σ_{rz} в $2G$ в сечении $z = 0$ цилиндра в момент $t = c/2$. Наивысшее значение $\bar{\sigma}_{rz}$ формально равно единице.

Тогда в выражении $\bar{\sigma}_{rz} = \left(\sum_{i=1}^{\infty} c_i v_i J(1, \sqrt{v_i} r) e^{-\sqrt{v_i} z} \right) W(t)$ содержится разложение единицы в ряд Фурье-Бесселя: $1 = \sum_{i=1}^{\infty} p_i J(1, \sqrt{v_i} r)$, где коэффициенты $p_i = c_i v_i$ находят-

ся по формуле $p_i = \frac{2}{R^2 J^2(2, \xi_i)} \int_0^R r J(1, \sqrt{v_i} r) dr$. Следовательно, касательные напряжения, действующие во всем теле цилиндра в течение времени действия импульса, можно представить

$$\sigma_{rz} = 2G(T) \left(\sum_{i=1}^{\infty} p_i J(1, \sqrt{v_i} r) e^{-\sqrt{v_i} z} \right) W(t).$$

ЧИСЛЕННЫЙ ПРИМЕР

Тепловой импульс длительностью 20 мс в форме равнобедренного треугольника с температурой $T = 1673$ К в вершине $t = 10$ мс прикладывается к плоской грани диска из улучшаемой легированной конструкционной стали марки 40ХН с радиусом $R = 0,012$ м и высотой $H = 0,010$ м. Согласно данным работы [20], оптимальный вариант обработки изделия из стали марки 40ХН (закалка в воду с температуры $T = 820$ °С, отпуск в масло с $T = 550$ °С) обеспечивает следующие характеристики изделия: $\chi = 7,81 \cdot 10^3$ кг/м³; $\sigma = 0,32$. При температурах 293 и 1153 К соответствующие значения модуля Юнга E и модуля сдвига G составляют $E_{293} = 204$ ГПа, $E_{1153} = 75$ ГПа и $G_{293} = 77,3$ ГПа, $G_{1153} = 28,4$ ГПа.

Напомним, что тепловой импульс модели $T(t)$, явившийся следствием принятой структуры объемной плотности мощности теплового потока $q(t, z) = \frac{a}{\lambda} q_0 f_1(t) f_2(z)$,

зависящей от времени в форме, заданной одной волной $f_1(t)$ функции Хевисайда, имеет вид:

$$T(t) = T_0 \left(\frac{2t}{c} - \frac{2}{c} (2t - c) H \left(t - \frac{2}{c} \right) + \frac{2(t - c)}{c} H(t - c) \right), \quad (6)$$

где $T_0 = 1673$ К – максимальная температура в импульсе (достигается в момент $t = c/2$).

Линейная аппроксимация зависимости линейного коэффициента температурного расширения $\beta(T)$ от температуры в интервале 300 – 1700 К для стали марки 40ХН, построенная по различным данным, равна:

$$\beta(T) = 11,12 \cdot 10^{-6} + 0,002847 \cdot 10^{-6} T(t), \quad 1/K;$$

$$\beta(T_0) = 15,98 \cdot 10^{-6}. \quad (7)$$

По двум точкам $G_{293} = 77,3$ ГПа и $G_{1153} = 28,4$ ГПа была аппроксимирована линейная зависимость модуля G от температуры T : $G(T) = 93,96 - 0,057T$, ГПа. С учетом уравнения (6) были получены развертки во времени зависимостей $G(t)$ и $\beta(t)$.

При вычислении множителя $\frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu}$ коэффициента $k = \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} T_0 \beta(T)$ было учтено подобие числителя и знаменателя в множителе и подобие параметров Ламе λ , μ по температурной зависимости. Поэтому выбраны значения $\mu = G$ и $\lambda = 2\mu \frac{\sigma}{1 - \sigma}$ при усредненной температуре 873 К: $\mu = 49,8$ ГПа; $\lambda = 88,5$ ГПа; в результате $\frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + 2\mu} = 1,941$.

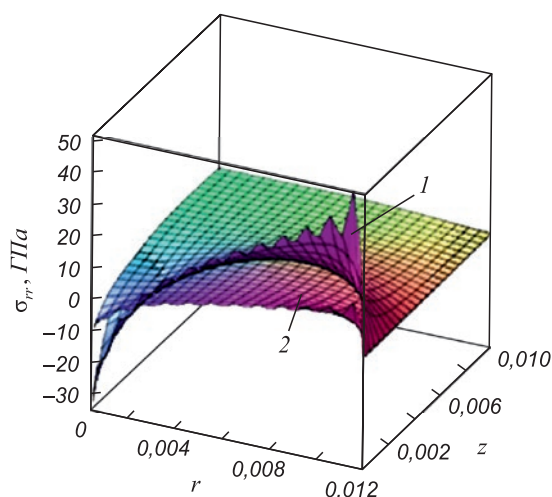
Исходя из физических представлений о возможных знаках термических напряжений, принято значение неопределенной постоянной $d = -1$. Компоненты σ_{rr} , $\sigma_{\phi\phi}$,

σ_{zz} , σ_{rz} тензора напряжений в виде функциональных рядов оценивали их отрезками из первых 24 членов ряда. Для вычислительных действий и построения графиков был использован пакет компьютерной математики Maple [21].

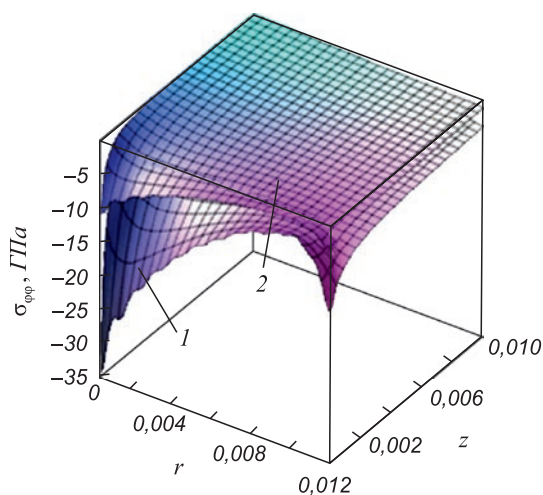
На рис. 1, 2 представлены графики зависимости компонент тензора термических напряжений в теле диска от пространственных координат r и z точки тела для двух моментов времени на переднем фронте теплового импульса.

Суммарной мерой уровня компонент тензора термоупругих напряжений является его инвариант (интенсивность напряжений):

$$\sigma_i = 2G(t) \frac{1}{\sqrt{2}} \times \left(\sqrt{(\sigma_r - \sigma_\phi)^2 + (\sigma_\phi - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2 + 6\sigma_{rz}^2} \right) W(t).$$



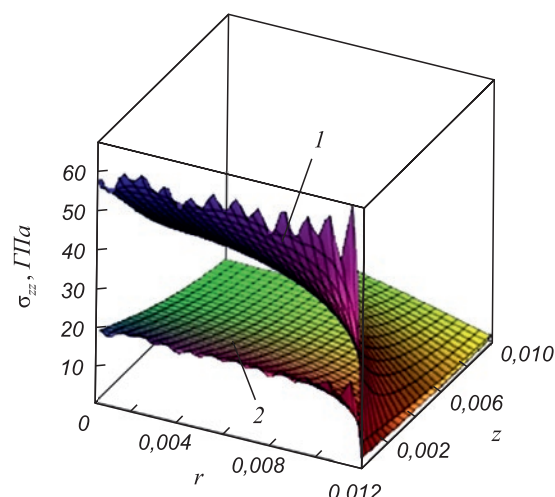
a



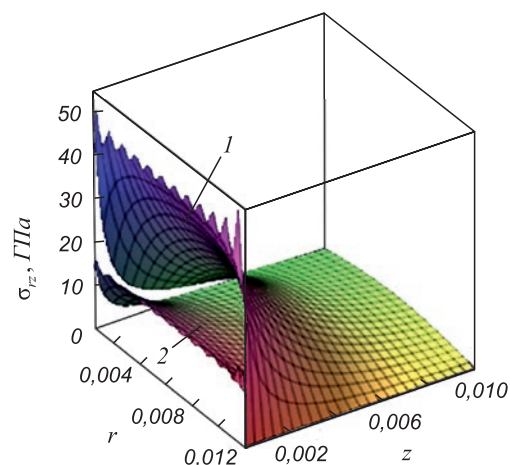
b

Рис. 1. Графики нормальных напряжений σ_{rr} (a) и $\sigma_{\phi\phi}$ (б): 1 и 2 – момент времени 5 и 9 мс

Fig. 1. Graphs of normal voltages σ_{rr} (a) and $\sigma_{\phi\phi}$ (б): 1 and 2 – time point 5 and 9 ms



a



b

Рис. 2. Графики нормальных σ_{zz} (a) и касательных $\sigma_{\phi\phi}$ (б) напряжений: 1 и 2 – момент времени 5 и 9 мс

Fig. 2. Graphs of normal σ_{zz} (a) and tangent $\sigma_{\phi\phi}$ (б) stresses: 1 and 2 – time point 5 and 9 ms

Если полагать, что материал диска абсолютно упругий, то при рассматриваемой симметричной линейной форме температурного импульса и линейной аппроксимации зависимости $G(T)$ возникает симметрия графика интенсивности напряжений. Эта симметрия отражает конкуренцию двух процессов, протекающих одновременно на переднем фронте роста температуры: возрастают температурные напряжения и понижаются значения упругих коэффициентов E , G , λ , μ . Возникает картина околонулевых температурных напряжений как в начале переднего фронта, так и в его вершине. При прохождении заднего фронта теплового импульса ситуация повторяется, но в обратном порядке (рис. 3, a).

Ясно, что оценка $\sigma_i = 90$ ГПа при $t = 5$ мс не отражает реального поведения изделия из стали марки 40ХН, при таких тепловых деформациях материал изделия переходит в состояние пластического течения. В теории обработки металлов давлением известна формула опре-

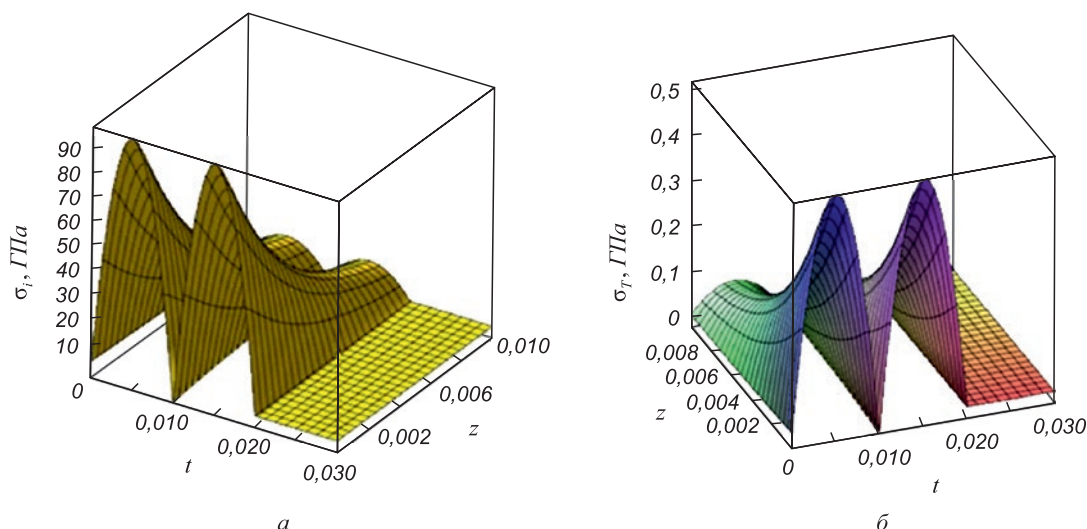


Рис. 3. Графики интенсивности упругих напряжений σ_i (а) и предела текучести σ_T (б) материала диска в зависимости от координат t, z при $r = 0,006$ м

Fig. 3. Graphs of the intensity of elastic stresses σ_i (a) and yield stress σ_T (b) of the disk material depending on coordinates t, z , $r = 0,006$ m

деления предела текучести в испытаниях на объемное напряженное состояние с осевой симметрией:

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\phi)^2 + (\sigma_\phi - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2 + 6\sigma_{rz}^2} = \sigma_T.$$

На рис. 3, б представлена поверхность с интенсивностью σ_T , являющаяся верхней границей для допустимой зоны упругой деформации.

Таким образом, найдено частное решение линейного варианта задачи динамической термоупругости в приложении к моделированию поверхностного упрочнения металлических изделий энергетическим импульсом. Использование гиперболического уравнения теплопроводности в обобщенной задаче термоупругости преждевременно без ясного понимания механизма диссипации энергии в тепловой волне. Уравнение дви-

жения среды содержит модель температурного импульса, опробованную ранее на совместимость с частными случаями параболической и гиперболической теплопроводности. Для построения тензора термических напряжений использован классический термоупругий потенциал перемещений.

Выводы

Решение задачи позволило объяснить наличие пиков напряжений и интенсивности напряжений как следствие взаимно обратных процессов роста температурных напряжений и уменьшения коэффициентов упругости с ростом температуры. Численный пример предостерегает от опоры только на оценки решений задач термоупругости без учета пластических и вязких свойств материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Башченко Л.П., Ефименко И.Т., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Иванов К.В., Ионина А.В., Громов В.Е. Особенности модифицирования поверхностных слоев титана при электровзрывном науглероживании // Физика и химия обработки материалов. 2012. № 2. С. 65–69.
2. Heo K.-H., Munirathnam N.R., Lim J.-W., Le M.-T., Choi G.-S. Effect of oxygen and yttrium doping on the electrical resistivity and hardness of titanium metal obtained by electron beam melting // Materials Chemistry and Physics. 2008. Vol. 112. No. 3. P. 923–927. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2008.07.013>
3. Якушин В.Л., Аунг Тхуреин Хейн, Джумаев П.С., Исаенкова М.Г., Калинин Б.А., Леонтьева-Смирнова М.В., Наumenko И.А., Перлович Ю.А., Польский В.И. Модифицирование структурно-фазового состояния феррито-мартенситных сталей воздействием потоками импульсной газовой плазмы // Перспективные материалы. 2013. № 5. С. 5–14.
4. Saha A., Basu S., Kumar R. Effects of acoustic-streaming-induced flow in evaporating nanofluid droplets // Journal Fluid Mechanics. 2012. Vol. 692. P. 207–219. <https://doi.org/10.1017/jfm.2011.505>
1. Bashchenko L.P., Efimenko I.T., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Ivanov K.V., Ionina A.V., Gromov V.E. Features of modification of titanium surface layers during electroexplosive carburization. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2012, no. 2, pp. 65–69. (In Russ.).
2. Heo K.-H., Munirathnam N.R., Lim J.-W., Le M.-T., Choi G.-S. Effect of oxygen and yttrium doping on the electrical resistivity and hardness of titanium metal obtained by electron beam melting. *Materials Chemistry and Physics*. 2008, vol. 112, no. 3, pp. 923–927. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2008.07.013>
3. Yakushin V.L., Aung Tkhurein Khein, Dzhumaev P.S., Isaenkov M.G., Kalin B.A., Leont'eva-Smirnova M.V., Naumenko I.A., Perlovich Yu.A., Pol'skii V.I. Modification of structural-phase state of ferrite-martensitic steels by action of pulsed gas plasma flows. *Perspektivnye materialy*. 2013, no. 5, pp. 5–14. (In Russ.).
4. Saha A., Basu S., Kumar R. Effects of acoustic-streaming-induced flow in evaporating nanofluid droplets. *Journal Fluid Mechanics*. 2012, vol. 692, pp. 207–219. <https://doi.org/10.1017/jfm.2011.505>

5. Судьенков Ю.И., Сарнацкий В.М., Смирнов И.В. Ориентационный магнитный фазовый переход, индуцированный при ударном нагружении сплава Fe–Cr–Co // Физика твердого тела. 2017. Т. 59. № 2. С. 279–283. <https://doi.org/10.21883/FTT.2017.02.44048.113>
6. Dai W., Wang H., Jordan P.M., Mickens R.E. A mathematical model for skin burn injury induced by radiation heating // International Journal Heat Mass Transfer. 2008. Vol. 51. No. 23–24. P. 5497–5510. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2008.01.006>
7. Cattaneo C. Sur une forme de l'équation de la chaleur éliminant le paradoxe d'une propagation instantée // Comptes Rendus Académie Science. 1958. Vol. 247. No. 4. P. 431–433.
8. Lord H., Shulman Y. A generalized dynamical theory of thermoelasticity // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1967. Vol. 15. No. 5. P. 299–309. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(67\)90024-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(67)90024-5)
9. Ordonez-Miranda J., Alvarado-Gil J.J. Thermal wave oscillations and thermal relaxation time determination in a hyperbolic heat transport model // International Journal of Thermal Sciences. 2009. Vol. 48. No. 11. P. 2053–2062. <https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2009.03.008>
10. Tzou D.Y. Macro-To Micro-Scale Heat Transfer: The Lagging Behavior. 2nd Edition. West Sussex, UK: John Wiley & Sons Ltd, 2015. 576 p.
11. Quintanilla R. Type II thermoelasticity. A new aspect // Journal of Thermal Stresses. 2009. Vol. 32. No. 3. P. 290–307. <https://doi.org/10.1080/01495730802637159>
12. Bulgakova N.M., Zhukov V.P., Sonina S.V., Meshcheryakov Y.P. Modification of transparent materials with ultrashort laser pulses: What is energetically and mechanically meaningful? // Journal Applied Physics. 2015. Vol. 118. No. 23. Article 233108. <https://doi.org/10.1063/1.4937896>
13. Zhukov V.P., Rubenchik A.M., Fedoruk M.P., Bulgakova N.M. Interaction of doughnut-shaped laser pulses with glasses // Journal of the Optical Society of America. 2017. Vol. 34. No. 2. P. 463–471. <https://doi.org/10.1364/JOSAB.34.000463>
14. Базайкин В.И., Базайкина О.Л., Осколкова Т.Н., Темлянец М.В. Математическое моделирование тепловых процессов при обработке поверхности металлоизделий высококонцентрированными потоками энергии // Известия вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 5. С. 398–409. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-398-409>
15. Базайкин В.И., Базайкина О.Л., Темлянец М.В., Бабушкина О.С. Модель нагружения торца цилиндрического образца тепловым источником кратковременного действия с распределенной плотностью // Черные металлы. 2019. № 6 (1050). С. 57–63.
16. Базайкина О.Л. Модели теплового импульса, упрочняющего поверхность металлического изделия. В кн.: V Международная научно-практическая конференция «Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах», 14 апреля 2021 г. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2021. С. 87–93.
17. Трехмерные задачи математической теории упругости и термоупругости / В.Д. Купрадзе, Т.Г. Гегелия, М.О. Башелейшвили, Т.В. Бурчуладзе. М.: Наука, 1976. 664 с.
18. Мелан Э., Паркус Г. Термоупругие напряжения, вызываемые стационарными температурными полями. М.: Госиздат. физ.-мат. Литературы, 1958. 167 с.
19. Кошляков Н.С., Глинер Э.Б., Смирнов М.М. Уравнения в частных производных математической физики. М.: Высшая школа, 1970. 712 с.
20. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. М.: Изд-во Металлургия, 1981. 648 с.
21. Maple 10. User Manual. Toronto: Maplesoft, a division of Waterloo Maple Inc., 2005. 398 p.
5. Sud'enkov Yu.I., Sarnatskii V.M., Smirnov I.V. Orientation magnetic phase transition induced by shock loading of the Fe–Cr–Co alloy. *Physics of the Solid State*. 2017, vol. 59, no. 2, pp. 287–291. <https://doi.org/10.1134/S1063783417020287>
6. Dai W., Wang H., Jordan P.M., Mickens R.E. A mathematical model for skin burn injury induced by radiation heating. *International Journal Heat Mass Transfer*. 2008, vol. 51, no. 23–24, pp. 5497–5510. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2008.01.006>
7. Cattaneo C. Sur une forme de l'équation de la chaleur éliminant le paradoxe d'une propagation instantée. *Comptes Rendus Académie Science*. 1958, vol. 247, no. 4, pp. 431–433. (In Fr.).
8. Lord H., Shulman Y. A generalized dynamical theory of thermoelasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1967, vol. 15, no. 5, pp. 299–309. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(67\)90024-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(67)90024-5)
9. Ordonez-Miranda J., Alvarado-Gil J.J. Thermal wave oscillations and thermal relaxation time determination in a hyperbolic heat transport model. *International Journal of Thermal Sciences*. 2009, vol. 48, no. 11, pp. 2053–2062. <https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2009.03.008>
10. Tzou D.Y. *Macro-To Micro-Scale Heat Transfer: The Lagging Behavior*. 2nd Edition. West Sussex, UK: John Wiley & Sons Ltd, 2015, 576 p.
11. Quintanilla R. Type II thermoelasticity. A new aspect. *Journal of Thermal Stresses*. 2009, vol. 32, no. 3, pp. 290–307. <https://doi.org/10.1080/01495730802637159>
12. Bulgakova N.M., Zhukov V.P., Sonina S.V., Meshcheryakov Y.P. Modification of transparent materials with ultrashort laser pulses: What is energetically and mechanically meaningful? *Journal Applied Physics*. 2015, vol. 118, no. 23, article 233108. <https://doi.org/10.1063/1.4937896>
13. Zhukov V.P., Rubenchik A.M., Fedoruk M.P., Bulgakova N.M. Interaction of doughnut-shaped laser pulses with glasses. *Journal of the Optical Society of America*. 2017, vol. 34, no. 2, pp. 463–471. <https://doi.org/10.1364/JOSAB.34.000463>
14. Bazaikin V.I., Bazaikina O.L., Oskolkova T.N., Temlyantsev M.V. Mathematical modeling of thermal processes at surface treatment of metal products with highly concentrated energy flows. *Izvestia. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 5, pp. 398–409. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-398-409>
15. Bazaikin V.I., Bazaikina O.L., Temlyantsev M.V., Babushkina O.S. The loading model of the cylindrical sample's end face with a short-term distributed density heat source. *Chernye metally*. 2019, no. 6, pp. 57–63. (In Russ.).
16. Bazaikina O.L. Models of thermal pulse strengthening the surface of metal product. In: *Proceedings of the V Int. Sci. and Pract. Conf. "Modeling and High-Tech Information Technologies in Technical and Socio-Economic Systems"*, 14 April 2021. Novokuznetsk: ITs SibSIU, 2021, pp. 87–93. (In Russ.).
17. Kupradze V.D., Gegeliya T.G., Basheleishvili M.O., Burchuladze T.V. *Three-Dimensional Problems of the Mathematical Theory of Elasticity and Thermoelasticity*. Moscow: Nauka, 1976, 664 p. (In Russ.).
18. Melan E., Parkus H. *Wärmespannungen infolge Stationärer Temperaturfelder*. Wein, Springer Verl., 1953. (Russ. ed.: Melan E., Parkus H. *Termouprugie napryazheniya, vyzvaemye statsionarnymi temperaturnymi polyami*. Moscow: Gosizdat. FML, 1958, 167 p.). (In Germ.).
19. Koshlyakov N.S., Gliner E.B., Smirnov M.M. *Partial Differential Equations of Mathematical Physics*. Moscow: Vysshaya shkola, 1970, 712 p. (In Russ.).
20. Tylkin M.A. *Guide of Thermist of the Repair Service*. Moscow: Izdvo Metallurgiya, 1981, 648 p. (In Russ.).
21. *Maple 10. User Manual*. Toronto: Maplesoft, a division of Waterloo Maple Inc., 2005, 398 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Михаил Викторович Темлянец, д.т.н., профессор, проректор по учебной и воспитательной работе, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

Ольга Леонидовна Базайкина, к.т.н., доцент кафедры специальной техники и информационных технологий, Владимирский юридический институт ФСИН России
ORCID: 0000-0002-8612-9168
E-mail: bazayolga@yandex.ru

Елена Николаевна Темлянцева, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: elena.temlyantseva@yandex.ru

Владимир Яковлевич Целлермаер, д.т.н., профессор кафедры теплогазоводоснабжения, водоотведения и вентиляции, Сибирский государственный индустриальный университет

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Educational and Tutorial Work, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

Ol'ga L. Bazaikina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Special Equipment and Information Technologies, Vladimir Law Institute of the Federal Penitentiary Service of Russia
ORCID: 0000-0002-8612-9168
E-mail: bazayolga@yandex.ru

Elena N. Temlyantseva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University
E-mail: elena.temlyantseva@yandex.ru

Vladimir Ya. Tsellernaer, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Heat – Gas – Water Supply, Water Disposal and Ventilation, Siberian State Industrial University

ВКЛАД АВТОРОВ:

Темлянец М.Н. – научное руководство, разработка концепции научного исследования, написание выводов статьи.

Базайкина О.Л. – проведение исследования, формирование основных концепций, анализ полученных результатов, написание численного примера.

Темлянцева Е.Н. – анализ выбора граничных условий для напряжений общего вида, содействие в написании статьи.

Целлермаер В.Я. – доработка текста статьи, корректировка выводов.

Поступила в редакцию 06.09.2021

После доработки 07.10.2021

Принята к публикации 08.10.2021

Received 06.09.2021

Revised 07.10.2021

Accepted 08.10.2021



Оригинальная статья

УДК 669

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-825-831



ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА

И. А. Рыбенко, Е. В. Протопопов

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

Аннотация. Одним из перспективных направлений в металлургии является использование железосодержащих отходов, таких как шламы конвертерного производства, железосодержащие концентраты, прокатная окалина, отходы обогащения железных руд и другие. Разработка новых ресурсосберегающих технологий с использованием таких отходов требует предварительных исследований и накопления информации в области теории восстановления железа. В работе рассматриваются процессы восстановления железа из оксидов при различных условиях. Используется метод термодинамического моделирования, основанный на поиске максимума энтропии. Инструментом термодинамического моделирования является программный комплекс «Терра», созданный в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана. Комплекс «Терра» предназначен для расчета термодинамических свойств и состава фаз равновесного состояния произвольных систем с химическими и фазовыми превращениями. С использованием этого программного комплекса проведены исследования процессов восстановления железа различными восстановителями (углеродом, марганцем и кремнием) в модельных термодинамических системах, определены оптимальные условия по температуре и расходам восстановителей. В работе представлены результаты исследования процессов в системе металл – шлак, находящейся в равновесии. Проведен анализ равновесного состояния системы металл – шлак в диапазоне температур 1773 – 1973 К при различном количестве шлака. Определены границы областей протекания окислительно-восстановительных процессов и выполнена оценка влияния компонентов металла на условия восстановления оксидов железа из шлака в металл. Получены зависимости равновесного состава системы от температуры при различных соотношениях металла и шлака и определены оптимальные условия восстановления железа.

Ключевые слова: термодинамическое моделирование, инструментальная система, восстановление железа, система металл – шлак, термодинамическое равновесие

Для цитирования: Рыбенко И.А., Протопопов Е.В. Термодинамическое моделирование процессов восстановления железа // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 825–831. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-825-831>

Original article

THERMODYNAMIC MODELING OF IRON RECOVERY PROCESSES

I. A. Rybenko, E. V. Protopopov

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

Abstract. One of the promising directions in metallurgy is the use of iron-containing waste, such as converter production sludge, iron-containing concentrates, rolling scale, iron ore processing waste and others. Development of new resource-saving technologies using such waste requires preliminary research and accumulation of information in the field of iron recovery. The paper considers the processes of iron recovery from oxides under various conditions. The authors used the method of thermodynamic modeling based on the search for the entropy maximum. The thermodynamic modeling tool was TERRA software package created at the Bauman Moscow State Technical University. TERRA complex is designed to calculate the thermodynamic properties and composition of the phases of equilibrium state of arbitrary systems with chemical and phase transformations. Using this software package, studies of the processes of iron recovery by various reducing agents (carbon, manganese, and silicon) in model thermodynamic systems were carried out, and optimal conditions for temperature and consumption of reducing agents were determined. The paper presents the results of a study of processes in the metal-slag system in equilibrium. The analysis of the metal-slag system equilibrium state was carried out for the temperature range of 1773 – 1973 K with different amounts of slag. Boundaries of the areas of redox processes were determined and the influence of metal components on conditions for iron oxides recovery from slag to metal was evaluated. The dependences of the system equilibrium composition on temperature at different ratios of metal and slag were obtained, as well as the optimal conditions for iron recovery.

Keywords: thermodynamic modeling, instrumental system, iron recovery, metal – slag system, thermodynamic equilibrium

For citation: Rybenko I.A., Protopopov E.V. Thermodynamic modeling of iron recovery processes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 825–831. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-825-831>

ВВЕДЕНИЕ

Одним из перспективных направлений развития современного металлургического производства является использование железосодержащих отходов [1 – 3]. В качестве таких материалов можно использовать шламы конвертерного производства, железосодержащие концентраты, прокатную окалину, отходы обогащения железных руд и т.д. [4 – 7]. В силу конъюнктурных соображений имеющаяся зарубежная техническая информация [8 – 10] по промышленной эксплуатации новых вариантов восстановительных технологий носит общий и зачастую рекламный характер. Попытки использовать опубликованные в печати рекомендации иностранных фирм не дают стабильных и удовлетворительных результатов и требуют проверки в конкретных условиях. Разработка новых технологий, в которых используются при производстве стали окисные материалы, всегда требует предварительных исследований и накопления информации в области теории восстановления железа из окисных систем различными восстановителями [11 – 14]. Поскольку практические и экспериментальные исследования, как правило, являются достаточно дорогостоящими, а зачастую и неосуществимыми, то большое значение приобретает вычислительный эксперимент, который позволяет анализировать состояние систем, протекающие физико-химические процессы и делать выводы о поведении изучаемых объектов на основании модельных представлений.

В настоящей работе представлены результаты исследования процесса восстановления железа из оксидов при различных условиях. Использован метод термодинамического моделирования, основанный на поиске экстремума термодинамического потенциала, а именно максимума энтропии [15 – 17].

МЕТОД И ИНСТРУМЕНТ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Метод термодинамического моделирования предоставляет уникальную возможность обобщенного описания любого высокотемпературного состояния с помощью фундаментальных законов термодинамики, независимо от условий и способов достижения равновесия, при минимальной информации о самой системе. Термодинамическая система в данном случае рассматривается как совокупность отдельных подсистем: фаз и индивидуальных конденсированных веществ. В результате для сложной системы (рабочего тела) формулируется задача нахождения равновесного состава компонентов для заданных термодинамических условий, при которых термодинамический критерий, а именно, энтропия системы, представленная функцией параметров состояния, принимает экстремальное значение. Такая формулировка приводит к сложной оптимизационной

задаче, для решения которой используются соответствующие методы и программные средства [15, 16]. Метод максимума энтропии позволяет оценить состав системы в условиях равновесия независимо от способов его достижения и выяснить принципиальную возможность получения тех или иных веществ, выделение которых является основным при решении задачи оценки предельного конечного состояния.

В качестве инструмента при выполнении вычислительных экспериментов с использованием методов термодинамического моделирования выбран программный комплекс «Терра», созданный в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана. Этот программный комплекс предназначен для расчета термодинамических характеристик и состава фаз равновесного состояния произвольных систем с химическими и фазовыми превращениями [17].

С использованием системы «Терра» был проведен ряд исследований по восстановлению металлов в модельных термодинамических системах. Результаты показали хорошую сходимость и согласованность с литературными данными [18 – 20]. В связи с этим использование данной программы является правомерным и допустимым.

В программе осуществляется моделирование предельно равновесных состояний с использованием модели идеального газа. Конденсированные фазы могут быть описаны в приближении несмешивающихся однокомпонентных фаз, идеальных или регулярных растворов. Для задания состава и свойств растворов предусмотрена дополнительная опция. Пока не назначен список веществ ожидаемых конденсированных растворов и не определены парциальные избыточные энтальпии их компонентов, в программной системе все индивидуальные вещества в конденсированном состоянии полагаются однокомпонентными несмешивающимися фазами. Для более сложных моделей конденсированных растворов (строгорегулярные, квазирегулярные, субрегулярные и другие модели) в качестве избыточной энтальпии могут назначаться выражения, зависящие от мольной доли компонента в растворе и температуры [17].

Таким образом, равновесное состояние любой закрытой и изолированной термодинамической системы однозначно определяется значениями двух параметров состояния. В качестве таких характеристик достаточно рассматривать любые две из следующих шести термодинамических параметров: давление, температура, удельный объем, энтропия, полная энтальпия, полная внутренняя энергия.

В программе предусмотрены два варианта моделирования неравновесного состояния:

- непосредственное задание (фиксация) концентраций ряда веществ;
- задание содержания «инертной» (нераагирующей) части веществ в конденсированном состоянии.

В программе существует возможность многовариантных расчетов как в диапазоне концентраций исходных веществ, так и в диапазоне термодинамических параметров, определяющих равновесие, а также возможность записи результатов расчета в файл формата MS Excel с расширением «xls», что облегчает последующую специальную обработку данных и позволяет строить графики. Концентрации компонентов рассчитываются в любой удобной для пользователя размерности.

Элементарная система формируется путем задания числа молей составляющих ее компонентов, при этом в случае необходимости формируются составы конденсированных растворов. В дальнейшем при двух выбранных термодинамических параметрах реализуются многовариантные расчеты равновесных составов в зависимости от этих параметров и расходов исходных материалов. Набор веществ, которые могут образоваться при заданном элементном составе системы, определяли в результате численного моделирования для выбранного диапазона температур и различных термодинамических состояний. Из полного перечня возможных веществ выбирали только те вещества, концентрации которых превышали значение 10^{-4} моль/кг смеси. Проведенные в модельных термодинамических системах исследования по восстановлению металлов показали хорошую сходимость и согласованность с литературными данными [18 – 20].

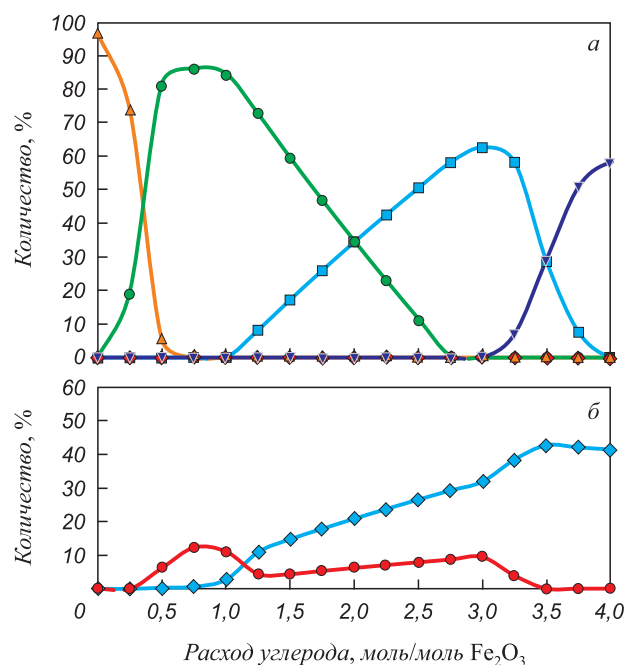


Рис. 1. Зависимости равновесного состава системы $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--C}$ от расхода углерода при температуре 1873 К:
а: $\blacklozenge$ – C; $\blacksquare$ – Fe; $\bullet$ – FeO; $\blacktriangle$ – Fe_3O_4 ; $\blacktriangledown$ – Fe_3C ;
б: $\blacklozenge$ – CO; $\bullet$ – CO_2

Fig. 1. Dependences of equilibrium composition of $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--C}$ system on carbon flow at 1873 K:
а: $\blacklozenge$ – C; $\blacksquare$ – Fe; $\bullet$ – FeO; $\blacktriangle$ – Fe_3O_4 ; $\blacktriangledown$ – Fe_3C ;
б: $\blacklozenge$ – CO; $\bullet$ – CO_2

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА НА МОДЕЛЬНЫХ СИСТЕМАХ

Исследование процесса восстановления железа углеродом проводили на модельной системе $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--C}$. Заданное количество оксида железа составляло 1 моль. Расход углерода варьировали от 0 до 4 молей, от недостатка до избытка количества, необходимого по стехиометрии. Результаты расчетов равновесного состава системы при температуре 1873 К представлены на рис. 1, на котором можно выделить несколько областей. Первая область соответствует изменению расхода углерода от 0 до 0,75 молей: происходит снижение концентрации Fe_3O_4 с одновременным увеличением концентрации FeO в системе; газовая фаза полностью представлена оксидом CO_2 , максимальная концентрация которого в системе соответствует расходу углерода 0,75 молей и составляет 10 %. Далее при увеличении расхода углерода происходит восстановление FeO и в системе начинает возрастать количество восстановленного железа, максимальная концентрация которого соответствует расходу углерода 3 моля.

При избыточном содержании углерода в смеси количество чистого железа уменьшается и в системе начинает накапливаться карбид Fe_3C . В газовой фазе происходит одновременный рост концентраций CO и CO_2 . При расходе углерода 3 моля начинает снижаться содержание CO_2 до его полного исчезновения при расходе углерода 3,5 моля.

Результаты исследования взаимодействия оксида железа с марганцем показали, что марганец полностью восстанавливает железо из оксида во всем диапазоне температур, при которых протекают металлургические процессы.

На рис. 2 представлены результаты расчета равновесных составов в системе $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--Mn}$ в диапазоне

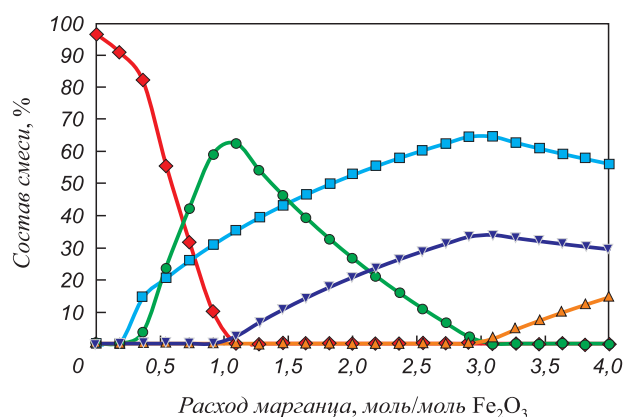


Рис. 2. Зависимости равновесного состава системы $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--Mn}$ от расхода марганца при температуре 1873 К:
 $\blacklozenge$ – Fe_3O_4 ; $\blacksquare$ – MnO; $\bullet$ – FeO; $\blacktriangle$ – Mn; $\blacktriangledown$ – Fe

Fig. 2. Dependences of equilibrium composition of $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{--Mn}$ system on manganese consumption at 1873 K:
 $\blacklozenge$ – Fe_3O_4 ; $\blacksquare$ – MnO; $\bullet$ – FeO; $\blacktriangle$ – Mn; $\blacktriangledown$ – Fe

расхода марганца от 0 до 4 молей при температуре 1873 К.

Количество марганца 1 моль соответствует максимальной концентрации FeO в системе, которая начинает снижаться при увеличении расхода марганца. При количестве 3 моля марганца оксид FeO полностью исчезает. Такой расход соответствует максимальному содержанию железа в системе 65 % и оксида марганца 35 %. Дальнейшее увеличение количества марганца приводит к его накоплению в смеси и разбавлению остальных компонентов.

Результаты исследования взаимодействия оксида железа с кремнием показали, что железо полностью восстанавливается при расходе кремния 1,5 моля во всем диапазоне температур (рис. 3).

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОКИСЛИТЕЛЬНО-ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ПРОЦЕССОВ В СИСТЕМЕ МЕТАЛЛ – ШЛАК

В работе проведены исследования окислительно-восстановительных процессов, протекающих в системе металл–шлак, которые находятся в равновесии. Металл содержит 4,0 % C; 0,7 % Mn; 0,7 % Si; 0,3 % P. Химический состав шлака: 10,0 % MnO; 0,3 % P₂O₅; 20,0 % SiO₂; 50,0 % CaO; 17,0 % FeO.

Были проведены расчеты для 100 кг металла в диапазоне температур 1773 – 1973 К при расходах шлака 8, 10, 12, 14 и 16 кг. На рис. 4, 5 приведены зависимости равновесных содержаний составляющих в металле от температуры при различных расходах шлака. С увеличением температуры происходит снижение концентрации углерода в металле (рис. 4, а), причем при более высоких расходах шлака снижение концентрации углерода начинается при более низких температурах. Так,

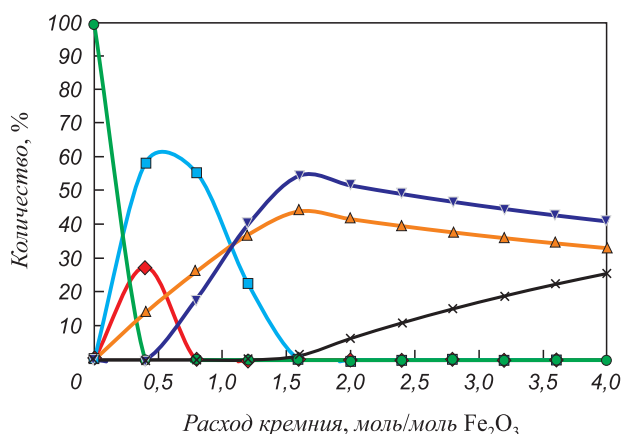


Рис. 3. Зависимости равновесного состава системы Fe₂O₃–Si от расхода кремния при температуре 1873 К:

◆ – Fe₃O₄; ■ – FeO; ● – Fe₂O₃; ▲ – SiO₂; ▼ – Fe; × – Si

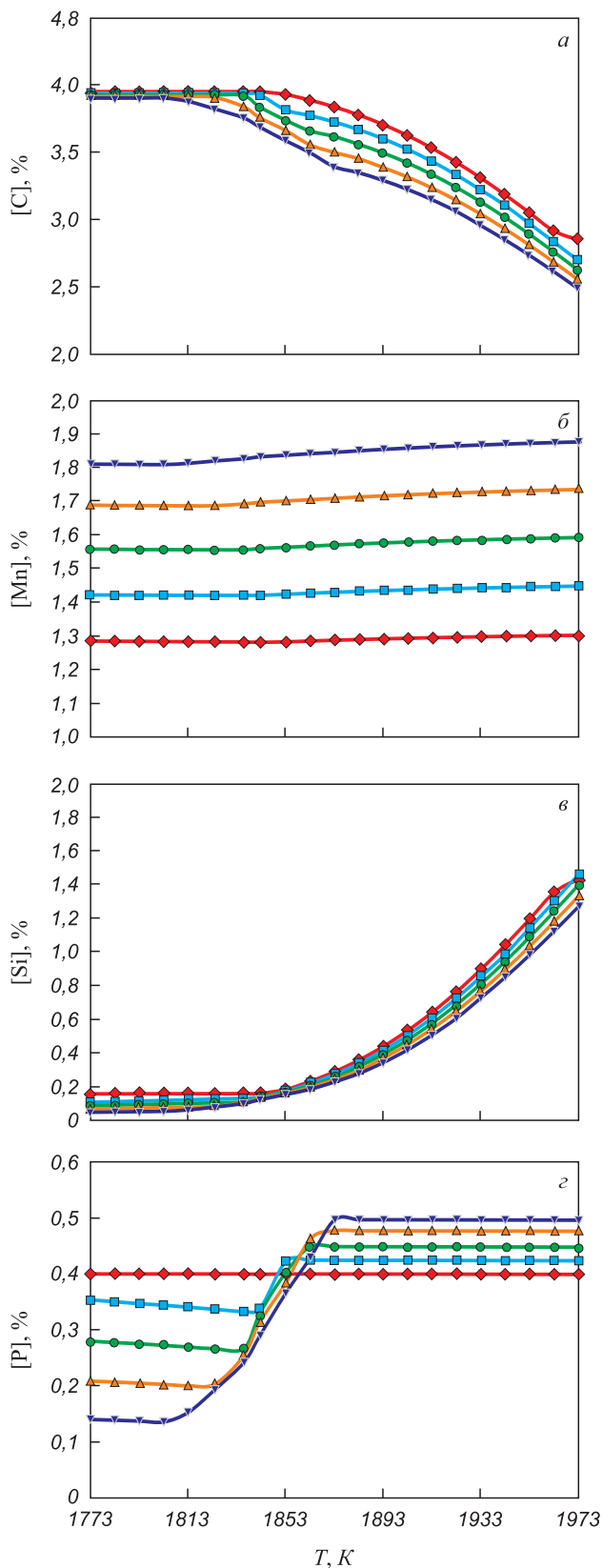


Рис. 4. Зависимости равновесного содержания C (а), Mn (б), Si (в) и P (г) в металле от температуры при различном количестве подаваемого в систему шлака:

◆ – 8 %; ■ – 10 %; ● – 12 %; ▲ – 14 %; ▼ – 16 %

Fig. 3. Dependences of equilibrium composition of Fe₂O₃–Si system on silicon consumption at 1873 K:

◆ – Fe₃O₄; ■ – FeO; ● – Fe₂O₃; ▲ – SiO₂; ▼ – Fe; × – Si

Fig. 4. Dependences of equilibrium content of C (а), Mn (б), Si (в) and P (г) in the metal on temperature at different quantity of supplied slag:

◆ – 8 %; ■ – 10 %; ● – 12 %; ▲ – 14 %; ▼ – 16 %

снижение содержания углерода при расходах шлака 8, 10, 12, 14 и 16 кг на 100 кг металла начинается при температурах 1853, 1842, 1836, 1824 и 1803 К соответственно. Для одинаковой температуры при более высоких расходах шлака в целом концентрация углерода меньше. Например, при температуре 1873 К концентрации углерода 3,84, 3,73, 3,62, 3,50 и 3,39 % соответствуют расходам шлака 8, 10, 12, 14 и 16 кг/100 кг металла. Концентрация марганца в металле с изменением температуры меняется незначительно, но существенно зависит от количества подаваемого в систему шлака (рис. 4, б). Максимальное (1,82 – 1,86 %) содержание марганца соответствует расходу шлака 16 кг/100 кг металла, минимальное (1,28 – 1,30 %) – расходу 8 кг/100 кг металла.

Концентрация кремния в металле, наоборот, существенно зависит от температуры и незначительно от количества шлака (рис. 4, в). При температурах ниже 1853 К содержание кремния в металле не меняется и составляет 0,05 – 0,11 %. При увеличении температуры начинается резкий рост концентрации кремния, которая достигает значений 1,30 – 1,45 % при 1973 К в зависимости от расхода шлака. Минимальные концентрации кремния соответствуют максимальным расходам шлака.

На рис. 4, г приведены зависимости содержания фосфора в металле от температуры при различном количестве шлака в системе. При низких температурах концентрация фосфора постоянна и зависит только от расхода шлака. Максимальная концентрация фосфора 0,4 % соответствует количеству шлака в системе 8 кг, минимальная 0,14 % – 16 кг. При увеличении температуры начинается резкий рост содержания фосфора, причем диапазон температур изменения концентраций фосфора существенно зависит от расхода шлака: 1803 – 1873, 1823 – 1868, 1835 – 1863, 1843 – 1853 К и 0 при расходе шлака 16, 14, 12, 10 и 8 кг шлака на 100 кг металла. После переходного периода содержание фосфора стабилизируется и прямо пропорционально зависит от количества шлака в системе: концентрации фосфора 0,40, 0,42, 0,45, 0,48 и 0,50 % соответствуют расходам шлака 8, 10, 12, 14 и 16 кг/100 кг металла.

На рис. 5, а приведены зависимости равновесного содержания MnO в шлаке от температуры при различных расходах шлака. При низких температурах концентрация MnO постоянна и зависит только от расхода шлака. При повышении температуры содержание оксида марганца начинает снижаться, причем температура начала изменения концентрации оксида марганца тем ниже, чем выше расход исходного количества шлака: для расхода шлака 16 кг/100 кг металла температура начала снижения концентрации оксида марганца составляет 1793 К, а для 8 кг/100 кг металла – 1853 К. Низкие значения концентраций оксида марганца соответствуют минимальным расходам шлака в исходной системе. Аналогичные зависимос-

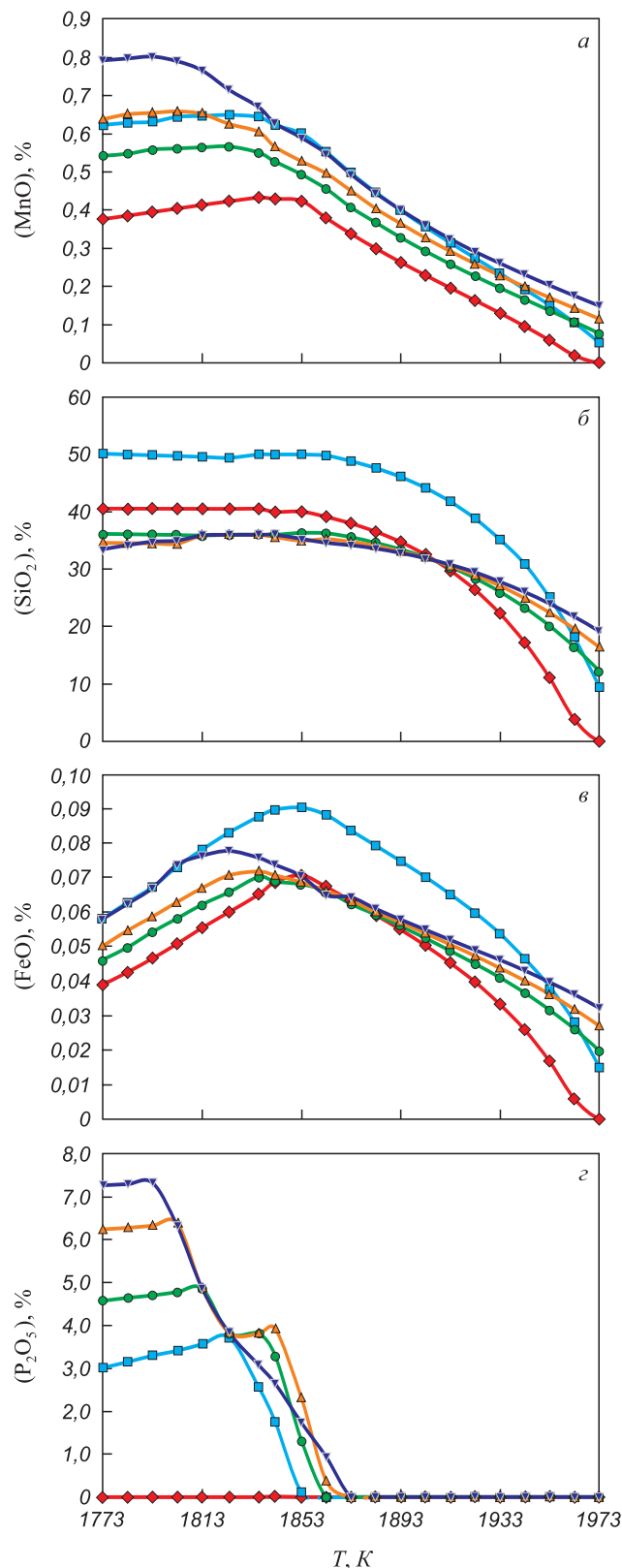


Рис. 5. Зависимости равновесного содержания MnO (а), SiO₂ (б), FeO (в) и P₂O₅ (г) в шлаке от температуры при различном количестве подаваемого в систему шлака:
◆ – 8 %; ■ – 10 %; ● – 12 %; ▲ – 14 %; ▼ – 16 %

Fig. 5. Dependences of equilibrium content of MnO (а), SiO₂ (б), FeO (в) and P₂O₅ (г) in the slag on temperature at different quantity of supplied slag:
◆ – 8 %; ■ – 10 %; ● – 12 %; ▲ – 14 %; ▼ – 16 %

ти получены для содержания оксида кремния в шлаке (рис. 5, б), только температуры начала снижения концентраций SiO_2 сдвинуты вправо и соответствуют примерно 1853 К.

Зависимость равновесного содержания оксида железа от температуры (рис. 5, в) имеет экстремумы. Так, максимальная концентрация FeO 0,09 % соответствует температуре 1853 К и расходу шлака 10 кг/100 кг металла. Концентрация FeO 0,078 % соответствует температуре 1873 К и расходу шлака 16 кг/100 кг металла, 0,072 % – 1835 К и 14 кг/100 кг металла, 0,070 % – 1835 К и 12 кг/100 кг металла, 0,071 % – 1853 К и 8 кг/100 кг металла. В целом же концентрации оксида железа в шлаке низкие, железо практически полностью восстанавливается растворенными в металле углеродом, марганцем и кремнием. Фосфор также восстанавливается в металл с повышением температуры (рис. 5, г). Анализ равновесного состава газовой фазы в зависимости от температуры и расхода шлака показал, что при низких температурах в системе присутствуют 40 % CO и 60 % CO_2 , а при высоких температурах газовая фаза состоит из 100 % CO .

Выводы

Проведены исследования процессов восстановления железа различными восстановителями в модельных термодинамических системах, определены оптимальные условия по температуре и расходам восстановителей. Максимальному содержанию железа 65 % в системе Fe_2O_3 – Mn соответствует расход марганца 3 моля, в системе Fe_2O_3 – Si железо полностью восстанавливается при расходе кремния 1,5 моля во всем диапазоне температур. Также проведен анализ равновесного состояния системы металл–шлак в диапазоне температур 1773 – 1973 К при различном количестве шлака в системе. Определены границы областей протекания окислительно-восстановительных процессов и проведена оценка влияния компонентов металла на условия восстановления оксидов железа из шлака в металл. Концентрация FeO 0,09 % соответствует температуре 1853 К и расходу шлака 10 кг/100 кг металла, 0,078 % – 1873 К и 16 кг/100 кг металла, 0,072 % – 1835 К и 14 кг/100 кг металла, 0,070 % – 1835 К и 12 кг/100 кг металла, 0,071 % – 1853 К и 8 кг/100 кг металла.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Люнген Х.Б., Кноп К., Стеффен Р. Современное состояние процессов прямого и жидкофазного восстановления железа // Черные металлы. 2007. № 2. С. 13–25.
2. Юсфин Ю.С., Гиммельфарб А.А., Пашков Н.Ф. Новые процессы получения металла. М.: Металлургия, 1994. 320 с.
3. Цымбал В.П., Мочалов С.П. Создание новых металлургических процессов и принципов управления на основе синергетического подхода // Известия вузов. Черная металлургия. 2012. № 2. С. 64–68.
4. Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Дмитриенко В.И., Прошунин И.Е., Голодова М.А. Особенности применения природных и техногенных материалов для легирования и модифицирования стали // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2019. Т. 75. № 8. С. 944–955. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-8-944-954>
5. Роменец В.А. Процесс Ромелт. М.: МИСИС, ИД «Руда и Металлы», 2005. 400 с.
6. Кожухов А.А. Энергосберегающие технологии выплавки стали на основе вспенивания сталеплавильных шлаков. LAP LAMBERT Academic Publishing, 2011. 357 с.
7. Цымбал В.П., Протопопов Е.В., Рыбенко И.А., Олеников А.А., Кожемяченко В.И., Сеченов П.А. Экологически замкнутая энергометаллургическая технология переработки пылевидных железорудных и угольных отходов обогащения // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2019. Т. 75. № 4. С. 507–513. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-4-507-513>
8. Sakthivel R., Vasumathi N., Sahu D., Mishra B.K. Synthesis of magnetite powder from iron ore tailings // Powder Technology. 2010. Vol. 201. No. 2. P. 187–190. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2010.03.005>
9. Jiabin C., Wenlong J., Lianghui Y. Survey and evaluation of the iron tailings resources in China // Mineral Resources Development. 2010. No. 3. P. 60–62.
10. Bates P., Muir A. Hismelt – low cost iron making. In: Int. Conf. «Commercializing New Hot Metal Processes beyond the Blast Furnace», 2000, June 5–7. Atlanta, Georgia, USA. 2000. P. 1–12.
1. Lyungen Kh.B., Knop K., Steffen R. Current state of the processes of direct and liquid-phase iron recovery. *Chernye metalli*. 2007, no. 2, pp. 13–25. (In Russ.).
2. Yusfin Yu.S., Gimmel'farb A.A., Pashkov N.F. *New Processes of Metal Production*. Moscow: Metallurgiya, 1994, 320 p. (In Russ.).
3. Tsybal V.P., Mochalov S.P. Creating new metallurgical processes and process control on the basis of synergetic approach. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 2, pp. 64–68. (In Russ.).
4. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko V.I., Proshunin I.E., Golodova M.A. Peculiarities of application of natural and man-caused materials for steel alloying and modifying. *Chernaya metallurgiya. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2019, vol. 75, no. 8, pp. 944–954. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-8-944-954>
5. Romenets V.A. *The Romelt Process*. Moscow: MISIS, Ruda i Metall, 2005, 400 p. (In Russ.).
6. Kozhukhov A.A. *Energy-Saving Technologies of Steel Smelting based on Steelmaking Slags Foaming*. LAP LAMBERT Academic Publishing, 2011, 357 p. (In Russ.).
7. Tsybal V.P., Protopyov E.V., Rybenko I.A., Olenikov A.A., Kozhemyachenko V.I., Sechenov P.A. Ecologically closed energymetallurgical technology of powdered iron ore and coal-cleaning wastes processing. *Chernaya metallurgiya. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2019, vol. 75, no. 4, pp. 507–513. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2019-4-507-513>
8. Sakthivel R., Vasumathi N., Sahu D., Mishra B.K. Synthesis of magnetite powder from iron ore tailings. *Powder Technology*. 2010, no. 201, no. 2, pp. 187–190. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2010.03.005>
9. Jiabin C., Wenlong J., Lianghui Y. Survey and evaluation of the iron tailings resources in China. *Mineral Resources Development*. 2010, no. 3, pp. 60–62.
10. Bates P., Muir A. Hismelt – low cost iron making. In: *Int. conf. «Commercializing New Hot Metal Processes beyond the Blast Furnace»*, 2000, June 5–7, Atlanta, Georgia, USA. 2000, pp. 1–12.

11. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Khodosov I.E. Manufacturing and application of metalized ore-coal pellets in synthetic pig iron smelting // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 142. Article 12068. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012068>
12. Inada Y. Improvements in the MIDREX® direct reduction process // R&D Kobe Steel Engineering Reports. 2000. Vol. 50. No. 3. P. 86–89.
13. Mouer A., etc. Direct from MIDREX, 2nd Quarter. 2009. P. 3–9.
14. Kempken J., Kleinschmidt G., Schmale K., Thiedemann U., Gaines H.P., Kopfle J.T. Short route – long-term success, integrated mini-mill solutions by Midrex and SMS Demag // Archives of Metallurgy and Materials. 2008. Vol. 53. No. 2. P. 331–336.
15. Ватолин Н.А., Трусов Б.Г., Моисеев Г.К. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах. М.: Металлургия, 1994. 352 с.
16. Белов Г.В., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование химически реагирующих систем. М.: изд. МГТУ имени Н.Э. Баумана, 2013. 96 с.
17. Трусов Б.Г. Программная система ТЕРРА для моделирования фазовых и химических равновесий при высоких температурах. В кн.: III межд. симпозиум «Горение и плазмохимия». 24–26 августа 2005. Алматы, Казахстан. Алматы: Казак университети, 2005. С. 52–57.
18. Golodova M.A., Rozhikhina I.D., Nakhrina O.I., Rybenko I.A. Thermodynamic modeling of restoring items converter vanadium slag // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. Article 012016. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/150/1/012016>
19. Рыбенко И.А., Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Голодова М.А., Цымбал В.П. Разработка ресурсосберегающих технологий прямого легирования стали на основе методов термодинамического моделирования процессов восстановления металлов в элементарных системах // Известия вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 2. С. 91–98. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-2-91-98>
20. Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Рыбенко И.А., Ходосов И.Е. Разработка основ энергоэффективных процессов металлзации с использованием термодинамического моделирования // Известия вузов. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 4. С. 237–244. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-4-237-244>
11. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Khodosov I.E. Manufacturing and application of metalized ore-coal pellets in synthetic pig iron smelting. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 142, article 12068. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012068>
12. Inada Y. Improvements in the MIDREX® direct reduction process. *R&D Kobe Steel Engineering Reports*. 2000, vol. 50, no. 3, pp. 86–89.
13. Mouer A., etc. *Direct from MIDREX*, 2nd Quarter. 2009, pp. 3–9.
14. Kempken J., Kleinschmidt G., Schmale K., Thiedemann U., Gaines H.P., Kopfle J.T. Short route – long-term success, integrated mini-mill solutions by Midrex and SMS Demag. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2008, vol. 53, no. 2, pp. 331–336.
15. Vatolin N.A., Trusov B.G., Moiseev G.K. *Thermodynamic Modeling in High-Temperature Inorganic Systems*. Moscow: Metallurgiya, 1994, 352 p. (In Russ.).
16. Belov G.V., Trusov B.G. *Thermodynamic Modeling of Chemically Reacting Systems*. Moscow: N.E. Bauman MSTU, 2013, 96 p. (In Russ.).
17. Trusov B.G. TERRA software system for modeling phase and chemical equilibria at high temperatures. In: *III Int. Symp. "Combustion and Plasma Chemistry"*. August 24–26, 2005, Almaty, Kazakhstan. Almaty: Kazak universiteti, 2005, pp. 52–57. (In Russ.).
18. Golodova M.A., Rozhikhina I.D., Nakhrina O.I., Rybenko I.A. Thermodynamic modeling of restoring items converter vanadium slag. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, article 012016. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/150/1/012016>
19. Rybenko I.A., Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Golodova M.A., Tsybal V.P. Development of resource-saving technologies of steel direct alloying on the basis of thermodynamic modeling of metals recovery processes in elementary systems. *Izvestia. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 2, pp. 91–98. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-2-91-98>
20. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A., Khodosov I.E. Development of the principles of energy efficient processes of metallization using thermodynamic modeling. *Izvestia. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 4, pp. 237–244. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-4-237-244>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

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

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

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

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

Поступила в редакцию 22.10.2021
После доработки 29.10.2021
Принята к публикации 01.11.2021

Received 22.10.2021
Revised 29.10.2021
Accepted 01.11.2021



Оригинальная статья

УДК 620.17:669.15-194.56

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-832-838



ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КРУЧЕНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Г. В. Клевцов¹, Р. З. Валиев², М. В. Фесенюк³, Н. А. Клевцова¹,
М. Н. Тюрков¹, М. М. Абрамова², Г. И. Рааб²

¹Тольяттинский государственный университет (Россия, 445667, Самарская обл., Тольятти, Белорусская ул., 14)

²Уфимский государственный авиационный технический университет (Россия, 450000, Республика Башкортостан, Уфа, ул. К. Маркса, 12)

³АО «ПО «Стрела» (Россия, 460005, Оренбург, ул. Шевченко, 26)

Аннотация. Изучены прочность и механизм разрушения при кручении аустенитной коррозионностойкой стали 08X18H9 с ультрамелкозернистой (УМЗ) и крупнозернистой (КЗ) структурой, широко применяемой в медицине для производства пластин, шурупов, стержней для костного остеосинтеза и других медицинских изделий. Структура КЗ стали исследована с помощью металлографического микроскопа Axiovert 40 MAT, а тонкая структура УМЗ стали – с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100. Проведены испытания на кручение цилиндрических образцов диаметром 10 мм при температуре 20 °С на установке МК-50. Исследована поверхность изломов с помощью растрового электронного микроскопа JEOL JCM-6000. Анализ диаграмм «крутящий момент – угол кручения» показал, что по сравнению с КЗ сталью предел прочности (σ_k) и предел текучести ($\sigma_{0.3}$) УМЗ стали возрастают в 1,3 – 3,8 раза, а относительный сдвиг (γ) снижается в 2,4 раза. Высокие значения прочностных свойств при кручении УМЗ стали позволяют обеспечить высокий крутящий момент без разрушения изделия. Следовательно, по сравнению с КЗ сталью УМЗ сталь 08X18H9 является более перспективным материалом для изготовления медицинских шурупов и других медицинских изделий, испытывающих в процессе скручивания значительные нагрузки. На поверхности всех изломов выявлено три области: волокнистая центральная часть, переходная (средняя) часть и относительно гладкая периферийная часть. Разрушение начинается с образования ямок сдвига в средней и периферийной областях, которые при дальнейшем вращении образца полностью затираются (в случае КЗ стали), или сохраняются (в случае УМЗ стали). Окончательное разрушение происходит под действием нормальных напряжений в центральной части образца.

Ключевые слова: аустенитная сталь, медицинские изделия, ультрамелкозернистая (УМЗ) структура, испытание на кручение, прочность, разрушение, излом

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (междисциплинарные проекты № 20-69-47059 и частично № 20-63-47027).

Для цитирования: Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Фесенюк М.В., Клевцова Н.А., Тюрков М.Н., Абрамова М.М., Рааб Г.И. Прочность и механизм разрушения при кручении ультрамелкозернистой аустенитной стали медицинского назначения // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 832–838. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-832-838>

Original article

STRENGTH AND FRACTURE MECHANISM DURING TORSION OF ULTRAFINE-GRAINED AUSTENITIC STEEL FOR MEDICAL APPLICATIONS

G. V. Klevtsov¹, R. Z. Valiev², M. V. Fesenyuk³, N. A. Klevtsova¹,
M. N. Tyur'kov¹, M. M. Abramova², G. I. Raab²

¹Togliatti State University (14 Belorusskaya Str., Togliatti, Samara Region 445667, Russian Federation)

²Ufa State Aviation Technical University (12 K. Marksa Str., Ufa, Republic of Bashkortostan 450000, Russian Federation)

³JSC Production Association "Strela" (26 Shevchenko Str., Orenburg 460005, Russian Federation)

Abstract. The article considers evaluation of torsional strength and fracture of austenitic corrosion-resistant steel 08Kh18N9 with an ultrafine-grained (UFG) and coarse-grained (CG) structure, widely used in medicine for the production of plates, screws, rods for bone osteosynthesis and other medical products. The structure of the CG steel was studied using an Axiovert 40 MAT metallographic microscope, and the fine structure of the UFG steel was

investigated with a JEM-2100 transmission electron microscope. Torsion tests of the cylindrical samples with a diameter of 10 mm were carried out at a temperature of 20 °C on MK-50 installation. JEOL JCM-6000 scanning electron microscope was used for the microfractographic studies of fracture surfaces. The analysis of the “Torque – torsion angle” diagrams showed that the torsional ultimate strength (τ_u) and yield strength ($\tau_{0.3}$) of UFG steel increase by 1.3 – 3.8 times, and the relative shear (g) decreases by 2.4 times in comparison with CG steel. High values of torsional strength properties of UFG steel make it possible to provide high torque without destroying the product. Consequently UFG steel 08Kh18N9 in comparison with CG steel is a more promising material for the manufacture of medical screws and other medical products that experience significant loads during the torsion process. Three areas were identified on the surface of all fractures: fibrous central part, transitional (middle) part, and a relatively smooth peripheral part. Fracture begins with the formation of shear pits in the middle and peripheral parts, which, with further rotation of the sample, are completely rubbed out (in case CG steel), or remain (in case of UFG steel). Final failure occurs under the action of normal stresses in the central part of the sample.

Keywords: austenitic steel, medical devices, ultrafine-grained (UFG) structure, torsion test, strength, destruction, fracture

Funding: The work was supported by the Russian Science Foundation (interdisciplinary projects No. 20-69-47059 and partly No. 20-63-47027).

For citation: Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Fesenyuk M.V., Klevtsova N.A., Tyur'kov M.N., Abramova M.M., Raab G.I. Strength and fracture mechanism during torsion of ultrafine-grained austenitic steel for medical applications. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 832–838. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-832-838>

ВВЕДЕНИЕ

Широкое использование «щадящих» операционных технологий в медицине предполагает миниатюризацию медицинских имплантатов, главным образом пластин, шурупов, стержней для костного остеосинтеза, а также других медицинских изделий в травматологии и челюстно-лицевой хирургии. Данная задача не может быть решена без использования материалов, обладающих, помимо хорошей биосовместимости, комплексом высоких механических свойств при различных видах нагружения [1 – 3]. Этим требованиям полностью удовлетворяет новый класс объемных металлических материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученных методами интенсивной пластической деформации [4 – 6]. Многочисленные исследования убедительно свидетельствуют о том, что формирование УМЗ структур позволяет значительно повысить твердость, прочность и усталостную долговечность материалов [4 – 10]. В полной мере это относится к коррозионностойким аустенитным сталям, широко применяемым в травматологии [11, 12]. Многие изделия из таких сталей, например, шурупы, стержни, испытывают значительные крутильные напряжения при установке и эксплуатации [13 – 18]. Поэтому влияние УМЗ структуры на сопротивление аустенитных сталей разрушению при кручении остается актуальной задачей.

Целью настоящей работы является оценка прочности и механизма разрушения при кручении аустенитной УМЗ стали медицинского назначения по сравнению с крупнозернистой (КЗ) сталью.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследования выбрана широко применяемая в медицине аустенитная коррозионностойкая сталь 08X18N9 (0,023 % C; 17,95 % Cr; 7,95 % Ni; 1,85 % Mn; 0,6 % Cu; 0,38 % Si; 0,35 % Mo; 0,15 % Co). Сталь исследовалась в исходном КЗ состоянии, полученном путем закалки с температуры 1050 °C

с предварительной выдержкой 1 ч, и в УМЗ состоянии. Для создания УМЗ состояния заготовки подвергали равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 350 °C (маршрут Вс, $n = 4$, $\varphi = 120^\circ$) [4, 6].

Структуру КЗ стали исследовали с помощью металлографического микроскопа Axiovert 40 MA, а тонкую структуру УМЗ стали – с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100. Испытания на растяжение выполнены на машине Instron 8801 с использованием образцов диаметром 3 мм при скорости деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Испытания на кручение цилиндрических образцов диаметром 10 мм и длиной 100 мм проводили при температуре 20 °C на установке МК-50 согласно ГОСТ 3565–80. Механические свойства стали при кручении оценивали по диаграмме «крутящий момент – угол кручения» [17]. Микрофрактографические исследования поверхностей изломов проводили с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEOL JCM-6000.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Сталь 08X18N9 в исходном состоянии представляет собой однофазный раствор γ -железа со средним размером зерна 30 мкм. После РКУП в стали наблюдается вытянутая полосовая УМЗ структура. На фоне развивающейся ячеистой структуры образуются микрополосы и полосы сдвига (рис. 1, а, б). Полосы сдвига толщиной до 100 нм образуются внутри четко выраженных мезополос, толщина которых достигает 700 нм. В структуре наблюдаются также двойники как отжига, так и деформационные (рис. 1, в). В теле мезополос имеет место высокая плотность дислокаций, их скопления и клубки. Средний размер зерна и механические свойства стали при растяжении представлены в табл. 1.

Анализ диаграмм «крутящий момент – угол кручения» для стали 08X18N9 показал (рис. 2), что крутящий момент у образцов из УМЗ стали примерно в 1,4 раза выше, чем у образцов из КЗ стали, а число оборотов и угол закручивания у образцов из стали УМЗ в 2,4 раза меньше, чем у образцов из КЗ стали (табл. 2). Расчет

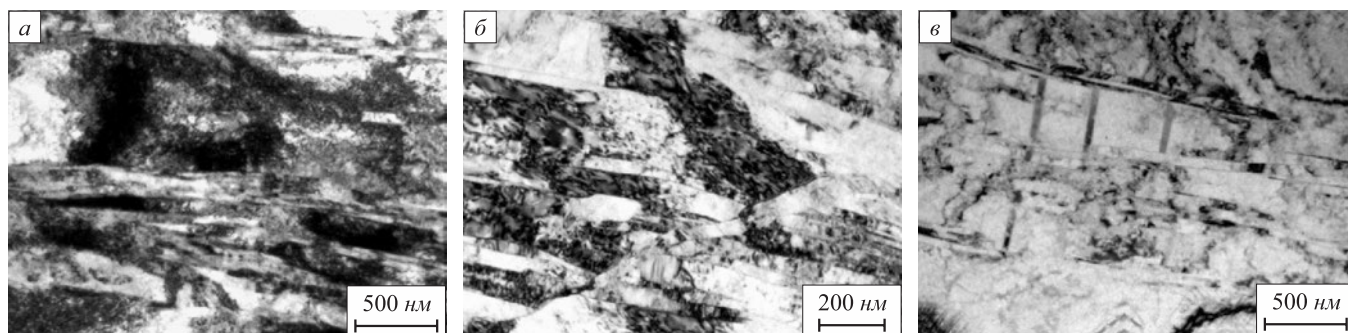


Рис. 1. Тонкая структура аустенитной стали 08X18H9, обработанной путем РКУП

Fig. 1. Fine structure of the ECAP-processed austenitic steel 08Kh18N9

Таблица 1

Средний размер зерна и механические свойства при растяжении стали 08X18H9

Table 1. Average grain size and tensile mechanical properties of the steel 08Kh18N9

Состояние	d_{cp} , мкм	НВ	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
КЗ (исходное)	30	159	624 ± 6	283 ± 2	$80 \pm 0,7$
УМЗ (РКУП)	0,55	363	1112 ± 15	1065 ± 15	$20 \pm 0,5$

предела прочности (τ_k), предела текучести ($\tau_{0,3}$) и относительного сдвига (g) стали при кручении также свидетельствует, что прочностные характеристики УМЗ стали возрастают, а относительный сдвиг снижается по сравнению с КЗ сталью (см. табл. 2).

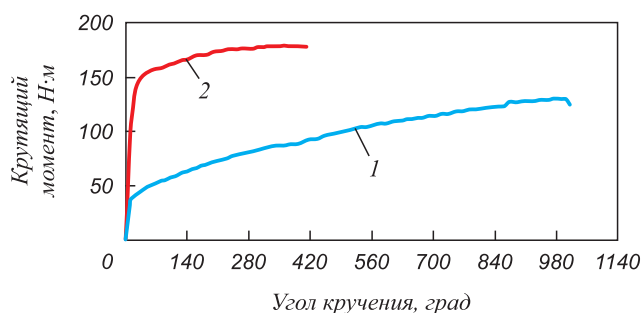


Рис. 2. Диаграмма «крутящий момент – угол кручения», полученная при испытании на кручение образцов из КЗ (1) и УМЗ (2) стали 08X18H9

Fig. 2. “Torque – torsion angle” diagram derived from torsion testing of the samples of CG (1) and UFG (2) steel 08Kh18N9

На поверхности всех полученных изломов можно выделить три области: волокнистую центральную часть, переходную (среднюю) часть и относительно гладкую периферийную часть. В центральной части изломов, независимо от состояния стали, микрорельеф состоит из равноосных ямок (рис. 3, а, з) и бесструктурных участков, образованных, по-видимому, от контакта ответных поверхностей излома. В средней части излома доминируют ямки сдвига, причем в изломе УМЗ стали они наблюдаются более четко (рис. 3, б, д). В периферийной части изломов микрорельеф мало-структурный (рис. 3, в, е), образовавшийся в результате взаимного трения ответных поверхностей излома.

Такое строение микрорельефа полученных изломов отражает процесс разрушения образцов при кручении. Разрушение начинается с периферийной области, где образуются ямки сдвига под действием касательного напряжения. При дальнейшем кручении ямки сдвига становятся полностью затертыми в периферийной части излома и частично затертыми в средней его части из-за контакта с ответными поверхностями изломов.

Таблица 2

Механические свойства стали 08X18H9 при кручении

Table 2. Mechanical properties of the steel 08Kh18n9 during torsion

Состояние	Крутящий момент, Н·м	Обороты, n	Угол закручивания, град	τ_k , МПа	$\tau_{0,3}$, МПа	g , %
КЗ (исходное)	$133 \pm 1,30$	$2,83 \pm 0,014$	$1020 \pm 5,0$	688	194	89
УМЗ (РКУП)	$181 \pm 1,80$	$1,67 \pm 0,019$	$420 \pm 7,0$	917	740	37

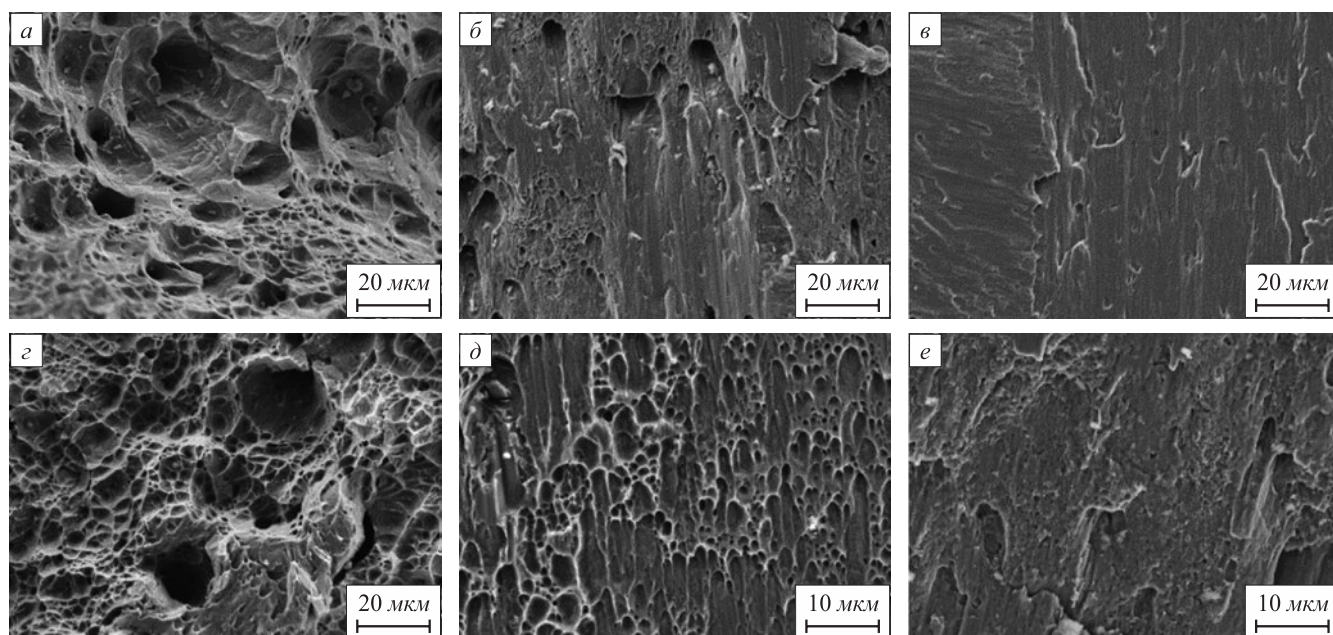


Рис. 3. Микрорельеф изломов на кручение образцов из КЗ (а – в) и УМЗ (з – е) стали 08Х18Н9. Микрорельеф получен с центральной (а, з), средней (б, д) и периферической (в, е) части излома

Fig. 3. Microrelief of the fractures from torsion of the samples of CG (a – в) and UFG (з – е) steel 08Kh18N9. Microreliefs were taken from the central (a, з), middle (б, д) and peripheral (в, е) parts of the fracture

В центральной части изломов доминируют нормальные напряжения отрыва, о чем свидетельствуют преимущественно равноосные ямки.

Как уже отмечалось, в травматологии и других областях медицины коррозионностойкие аустенитные стали широко используются для изготовления различных типов имплантатов (пластин, винтов, стержней и др.), а также инструментов и приспособлений для их установки. Медицинские изделия в процессе эксплуатации подвергаются значительным и разнообразным нагрузкам. Анализ эксплуатационных повреждений медицинских изделий показал [13, 18 – 20], что большой процент разрушения винтов для фиксации пластин и костных отломков в травматологии происходит в большинстве случаев путем среза в гладкой области шурупа между резьбовой частью и головкой. Чаще всего это происходит в процессе откручивания сросшихся с костью шурупов, после выздоровления пациента или по другим причинам [13, 18, 19]. При кручении коэффициент жесткости напряженного состояния материала равен 1, т. е. касательные и нормальные напряжения равны между собой ($\tau_{\max} = \sigma_1$), что свидетельствует о низкой чувствительности данного вида нагружения к наличию концентратора напряжения в образцах или изделиях. Поэтому оценка сопротивления разрушению медицинских шурупов по результатам испытания на кручение гладких образцов является в большинстве случаев правомерной.

В работе представлены результаты испытаний на кручение аустенитной УМЗ стали 08Х18Н9 в сравнении с КЗ сталью. Испытания проведены на образцах

одинакового размера и в одинаковых условиях нагружения.

Результаты испытаний показали, что пределы прочности и текучести на скручивание УМЗ стали 08Х18Н9 увеличиваются в 1,3 – 3,8 раза, а относительный сдвиг снижается в 2,4 раза по сравнению с КЗ сталью (см. табл. 2). Для практики эксплуатации медицинских изделий это является благоприятным фактором, снижающим, например, вероятность разрушения шурупов, сросшихся с костью при их откручивании. Высокие значения прочностных свойств при кручении УМЗ стали позволяют обеспечить высокий крутящий момент без разрушения изделия. Следовательно, УМЗ сталь 08Х18Н9 по сравнению с КЗ сталью является более перспективным материалом для изготовления медицинских шурупов и других медицинских изделий, испытывающих в процессе эксплуатации нагрузки кручением.

Выводы

Пределы прочности и текучести УМЗ стали 08Х18Н9 при кручении возрастают, а значение относительного сдвига снижается по сравнению с КЗ сталью, что является благоприятным фактором, снижающим вероятность разрушения при откручивании сросшихся с костью шурупов при остеосинтезе. Следовательно, по сравнению с КЗ сталью УМЗ сталь 08Х18Н9 является более перспективным материалом для изготовления медицинских шурупов и других медицинских изделий, испытывающих в процессе скручивания значительные нагрузки.

На поверхности всех изломов образцов, независимо от состояния стали, можно выделить три области, отличающиеся микрорельефом поверхности и отражающие процесс разрушения образцов при кручении. Разрушение начинается с образования ямок сдвига в средней

и периферийной области, которые при дальнейшем вращении образца полностью затираются (в случае КЗ стали), или сохраняются (в случае УМЗ стали). Окончательное разрушение происходит под действием нормальных напряжений в центральной части образца.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Semenova I.P., Klevtsov G.V., Klevtsova N.A., Dyakonov G.S., Matchin A.A., Valiev R.Z. Nanostructured titanium for maxillofacial mini-implants // *Advanced Engineering Materials*. 2016. Vol. 18. No. 7. P. 1216–1224. <http://doi.org/10.1002/adem.201500542>
2. Попков А.В. Биосовместимые имплантаты в травматологии и ортопедии // *Гений Ортопедии*. 2014. № 3. С. 94–99.
3. Fujishiro T., Moojen D.J., Kobayashi N., Dhert W.J., Bauer T.W. Perivascular and diffuse lymphocytic inflammation are not specific for failed metal-on-metal hip implants // *Clinical Orthopaedics and Related Research*. 2011. Vol. 469. No. 4. P. 1127–1133. <http://doi.org/10.1007/s11999-010-1649-1>
4. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2014. 440 p.
5. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивную пластическую деформацию // *Российские нанотехнологии*. 2006. Т. 1. № 1–2. С. 208–217.
6. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов / Г.В. Клевцов, Е.В. Бобрук, И.П. Семенова, Н.А. Клевцова, Р.З. Валиев. Уфа: РИК УГАТУ, 2016. 240 с.
7. Tsuji N., Ueji R., Minamino Y., Saito Y. A new and simple process to obtain nano-structured bulk low-carbon steel with superior mechanical property // *Scripta Materialia*. 2002. Vol. 46. No. 4. P. 305–310. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01243-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01243-X)
8. Hohenwarter A., Pippan R. Fracture of ECAP-deformed iron and the role of extrinsic toughening mechanism // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. No. 8. P. 2973–2983. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.01.057>
9. Song R., Ponge D., Raabe D., Speer J.G., Matlock D.K. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 441. No. 1–2. P. 1–17. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.095>
10. Estrin Y., Vinogradov A. Fatigue behavior of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview // *International Journal of Fatigue*. 2010. Vol. 32. No. 6. P. 898–907. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.06.022>
11. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 184 с.
12. Odnobokova M., Belyakov A., Enikeev N., Molodov D.A., Kaibyshev R. Annealing behavior of 304L stainless steel processed by large deformations of cold and warm rolling // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 689. P. 370–383. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.073>
13. Бондаренко А.В., Пелеганчук В.А., Распопова Е.А., Печенин С.А. Разрушение имплантов при накомостном остеосинтезе переломов длинных костей // *Вестник травматологии и ортопедии им. Н.Н. Приорова*. 2004. Т. 11. № 2. С. 41–43. <https://doi.org/10.17816/vto200411241-43>
14. Lau T.W., Leung F., Chan C.F. Wound complication of minimally invasive plate osteosynthesis in distal tibia fractures // *International Orthopaedics*. 2008. Vol. 32. No. 5. P. 697–703. <http://doi.org/10.1007/s00264-007-0384-z>
1. Semenova I.P., Klevtsov G.V., Klevtsova N.A., Dyakonov G.S., Matchin A.A., Valiev R.Z. Nanostructured titanium for maxillofacial mini-implants. *Advanced Engineering Materials*. 2016, vol. 18, no. 7, pp. 1216–1224. <http://doi.org/10.1002/adem.201500542>
2. Popkov A.V. Biocompatible implants in traumatology and orthopedics. *Genii Ortopedii*. 2014, no. 3, pp. 94–99. (In Russ.).
3. Fujishiro T., Moojen D.J., Kobayashi N., Dhert W.J., Bauer T.W. Perivascular and diffuse lymphocytic inflammation are not specific for failed metal-on-metal hip implants. *Clinical Orthopaedics and Related Research*. 2011, vol. 469, no. 4, pp. 1127–1133. <http://doi.org/10.1007/s11999-010-1649-1>
4. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2014, 440 p.
5. Valiev R.Z. Design of nanostructured metals and alloys with unique properties using severe plastic deformation, *Rossiiskie nanotekhnologii*. 2006, vol. 1, no. 1–2, pp. 208–217. (In Russ.).
6. Klevtsov G.V., Bobruk E.V., Semenova I.P., Klevtsova N.A., Valiev R.Z. *Strength and Fracture Mechanisms of Bulk Nanostructured Metallic Materials*. Ufa: USATU, 2016, 240 p. (In Russ.).
7. Tsuji N., Ueji R., Minamino Y., Saito Y. A new and simple process to obtain nano-structured bulk low-carbon steel with superior mechanical property. *Scripta Materialia*. 2002, vol. 46, no. 4, pp. 305–310. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01243-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01243-X)
8. Hohenwarter A., Pippan R. Fracture of ECAP-deformed iron and the role of extrinsic toughening mechanism. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 8, pp. 2973–2983. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.01.057>
9. Song R., Ponge D., Raabe D., Speer J.G., Matlock D.K. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, vol. 441, no. 1–2, pp. 1–17. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.095>
10. Estrin Y., Vinogradov A. Fatigue behavior of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview. *International Journal of Fatigue*. 2010, vol. 32, no. 6, pp. 898–907. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.06.022>
11. Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ. ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.)
12. Odnobokova M., Belyakov A., Enikeev N., Molodov D.A., Kaibyshev R. Annealing behavior of 304L stainless steel processed by large deformations of cold and warm rolling. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, vol. 689, pp. 370–383. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.073>
13. Bondarenko A.V., Peleganchuk V.A., Raspopova E.A., Pechenin S.A. Destruction of implants after extraosseous osteosynthesis of long bones fractures. *N.N. Priorov Journal of Traumatology and Orthopedics*. 2004, vol. 11, no. 2, pp. 41–43. (In Russ.). <https://doi.org/10.17816/vto200411241-43>
14. Lau T.W., Leung F., Chan C.F. Wound complication of minimally invasive plate osteosynthesis in distal tibia fractures. *International Orthopaedics*. 2008, vol. 32, no. 5, pp. 697–703. <http://doi.org/10.1007/s00264-007-0384-z>

15. Livani B., Belangero W.D., Castro de Medeiros R. Fractures of the distal third of the humerus with palsy of the radial nerve: management using minimally-invasive percutaneous plate osteosynthesis // *The Journal of Bone and Joint Surgery. British volume*. 2006. Vol. 88-B. No. 12. P. 1625–1628.
<http://doi.org/10.1302/0301-620X.88B12.17924>
16. Xia L., Zhou J., Zhang Y., Mei G., Jin D. Meta-analysis of reamed versus unreamed intramedullary nailing for the treatment of closed tibial fractures // *Orthopedics*. 2014. Vol. 37. No. 4. P. 332–338.
<http://doi.org/10.3928/01477447-20140401-52>
17. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. М.: МИСиС, 1998. 400 с.
18. Мейснер С.Н., Котенко М.В., Копысова В.А., Яременко А.И., Раткин И.К. Особенности повреждения имплантатов из металлических сплавов // ЭНИ Забайкальский медицинский вестник. 2016. № 1. С. 59–68.
19. Kleweno C.P., Jawa A., Wells J.H., O'Brien T.G., Higgins L.D., Harris M.B., Warner J.J. Midshaft clavicular fractures: Comparison of intramedullary pin and plate fixation // *Journal of Shoulder and Elbow Surgery*. 2011. Vol. 20. No. 7. P. 1114–1117.
<https://doi.org/10.1016/j.jse.2011.03.022>
20. Zehir S., Zehir R., Şahin E. Comparison of novel intramedullary nailing with miniinvasive plating in surgical fixation of displaced midshaft clavicle fractures // *Archives of Orthopaedic and Trauma Surgery*. 2015. Vol. 135. No. 3. P. 339–344.
<https://doi.org/10.1007/s00402-014-2142-1>
15. Livani B., Belangero W.D., Castro de Medeiros R. Fractures of the distal third of the humerus with palsy of the radial nerve: management using minimally-invasive percutaneous plate osteosynthesis. *The Journal of Bone and Joint Surgery. British volume*. 2006, vol. 88-B, no. 12, pp. 1625–1628.
<http://doi.org/10.1302/0301-620X.88B12.17924>
16. Xia L., Zhou J., Zhang Y., Mei G., Jin D. Meta-analysis of reamed versus unreamed intramedullary nailing for the treatment of closed tibial fractures. *Orthopedics*. 2014, vol. 37, no. 4, pp. 332–338.
<http://doi.org/10.3928/01477447-20140401-52>
17. Zolotarevskii V.S. *Mechanical Properties of Metals*. Moscow: MISiS, 1998, 400 p. (In Russ.).
18. Meisner S.N., Kotenko M.V., Kopysova V.A., Yaremenko A.I., Ratkin I.K. Features of implants damage from metal alloys. *ENI Zabaikal'skii meditsinskii byulleten'*. 2016, no. 1, pp. 59–68. (In Russ.).
19. Kleweno C.P., Jawa A., Wells J.H., O'Brien T.G., Higgins L.D., Harris M.B., Warner J.J. Midshaft clavicular fractures: Comparison of intramedullary pin and plate fixation. *Journal of Shoulder and Elbow Surgery*. 2011, vol. 20, no. 7, pp. 1114–1117.
<https://doi.org/10.1016/j.jse.2011.03.022>
20. Zehir S., Zehir R., Şahin E. Comparison of novel intramedullary nailing with miniinvasive plating in surgical fixation of displaced midshaft clavicle fractures. *Archives of Orthopaedic and Trauma Surgery*. 2015, vol. 135, no. 3, pp. 339–344.
<https://doi.org/10.1007/s00402-014-2142-1>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Геннадий Всеволодович Клевцов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет
ORCID: 0000-0002-4928-7415
E-mail: klevtsov11948@mail.ru

Руслан Зуфарович Валиев, д. ф.-м. н., профессор, директор НИИ физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет
ORCID: 0000-0003-4340-4067
E-mail: rzvaliev@yahoo.com

Максим Викторович Фесенюк, к.т.н., начальник отдела, АО «ПО «Стрела»
ORCID: 0000-0002-4584-6638
E-mail: maksim_fesenyuk@mail.ru

Наталья Артуровна Клевцова, д.т.н., профессор кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет
ORCID: 0000-0001-8667-656X
E-mail: inshtet@mail.ru

Максим Николаевич Тюрков, к.ф.-м.н., доцент кафедры нанотехнологий, материаловедения и механики, Тольяттинский государственный университет
ORCID: 0000-0002-1828-6102
E-mail: turkovmn@mail.ru

Марина Михайловна Абрамова, к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник НИИ физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет
ORCID: 0000-0003-2691-6335
E-mail: abramovamm@yandex.ru

Георгий Иосифович Рааб, д.т.н., руководитель лаборатории «Технологии интенсивной пластической деформации (ИПД)» НИИ физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет
ORCID: 0000-0003-3681-4850
E-mail: giraab@mail.ru

Gennadii V. Klevtsov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University
ORCID: 0000-0002-4928-7415
E-mail: klevtsov11948@mail.ru

Ruslan Z. Valiev, Dr. Sci. (Phys.-math.), Prof., Director of the Research Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University
ORCID: 0000-0003-4340-4067
E-mail: rzvaliev@yahoo.com

Maksim V. Fesenyuk, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Division, JSC Production Association "Strela"
ORCID: 0000-0002-4584-6638
E-mail: maksim_fesenyuk@mail.ru

Natal'ya A. Klevtsova, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University
ORCID: 0000-0001-8667-656X
E-mail: inshtet@mail.ru

Maksim N. Tyur'kov, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Prof. of the Chair of Nanotechnology, Materials and Mechanics, Togliatti State University
ORCID: 0000-0002-1828-6102
E-mail: turkovmn@mail.ru

Marina M. Abramova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Research Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University
ORCID: 0000-0003-2691-6335
E-mail: abramovamm@yandex.ru

Georgii I. Raab, Cand. Sci. (Eng.), Head of the SPD Laboratory of the Research Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University
ORCID: 0000-0003-3681-4850
E-mail: giraab@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ:

Клевцов Г.В. – руководство проектом.

Валиев Р.З. – осуществление выбора схемы и режимов ИПД.

Фесенюк М.В. – испытание на кручение.

Клевцова Н.А. – расчет характеристик материала при растяжении и кручении.

Тюрков М.Н. – макро- и микрофрактография.

Абрамова М.М. – исследование тонкой структуры.

Рааб Г.И. – отработка режимов РКУП.

Поступила в редакцию 02.08.2021

После доработки 14.09.2021

Принята к публикации 29.10.2021

Received 02.08.2021

Revised 14.09.2021

Accepted 29.10.2021



Оригинальная статья

УДК 632.151+630*587+004

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-839-845



ОЦЕНКА ВОЗДЕЙСТВИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЗАГРЯЗНЕНИЙ ПРЕДПРИЯТИЙ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ НА ЛЕСНЫЕ МАССИВЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СПУТНИКОВЫХ ФОТОИЗОБРАЖЕНИЙ

В. П. Мешалкин^{1,2}, О. Б. Бутусов¹, В. Дж. Дови^{3,4},
А. Ю. Белозерский¹, В. В. Челноков¹

¹ Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева (Россия, 125047, Москва, Миусская пл., 9)

² Институт общей и неорганической химии имени Н.С. Курнакова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 31)

³ Межвузовский исследовательский центр High Tech Recycling (HTR) (Италия, 00185, Рим, пл. Альдо Моро, 5)

⁴ Генуэзский университет (UniGE) (Италия, 16126, Лигурия, Генуя, ул. Балби, 5)

Аннотация. Рассмотрено действующее предприятие черной металлургии, которое при выплавке стали использует три различных технологических режима, каждый из которых характеризуется индивидуальным составом ингредиентов выбросов химических загрязнений в атмосферу, влияющих на состояние лесных массивов вокруг предприятия. На основе расшифровки спутниковых пиксельных фотоизображений лесных массивов определен технологический режим с наименьшим воздействием на лесные массивы. Данный режим соответствует условию минимальной площади экологических зон вокруг предприятия черной металлургии. Предложена оценка воздействия химических загрязнений предприятий черной металлургии на лесные массивы в виде площадей экологических зон состояния лесной растительности и объемов биомассы на различных участках лесного массива. Мозаика экологических зон лесных массивов определяется по спутниковым пиксельным фотоизображениям лесных массивов с использованием оригинального алгоритма управляемого кластерного анализа.

Ключевые слова: предприятие черной металлургии, контрольные пиксели, лесные массивы, кластеры, экологические зоны, химические загрязнения, биомасса

Для цитирования: Мешалкин В.П., Бутусов О.Б., Дови В.Дж., Белозерский А.Ю., Челноков В.В. Оценка воздействия химических загрязнений предприятий черной металлургии на лесные массивы с использованием спутниковых фотоизображений // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 839–845. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-839-845>

Original article

ASSESSMENT OF THE IMPACT OF CHEMICAL POLLUTION OF FERROUS METALLURGY ENTERPRISES ON FORESTS USING SATELLITE PHOTOGRAPHS

V. P. Meshalkin^{1,2}, O. B. Butusov¹, V. G. Dovi^{3,4},
A. Yu. Belozerskii¹, V. V. Chelnokov¹

¹ D. Mendeleev University of Chemical Technology of Russia (9 Miusskaya Sqr., Moscow 125047, Russian Federation)

² Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, RAS (31 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

³ Interuniversity Research Centre High Tech Recycling (HTR) (5 Piazzale Aldo Moro, Roma 00185, Italia)

⁴ University of Genoa (5 Via Balbi, Genova, Liguria 16126, Italia)

Abstract. The considered operating ferrous metallurgy enterprise uses three different technological modes of steel smelting, each of which is characterized by an individual composition of the ingredients of chemical pollutant emissions into the atmosphere affecting the state of the forest areas around this enterprise. Based on the decoding of satellite pixel photographs of forest areas, the technological mode with the least impact on forest areas was determined. It corresponds to the condition of the minimum area of ecological zones around the ferrous metallurgy enterprise. The authors propose an assessment of the impact of chemical pollution of ferrous metallurgy enterprises on forests in the form of areas of ecological zones of the state of forest vegetation and the volume of biomass in its various parts. The mosaic of ecological zones of forest areas is determined from their satellite pixel photographs using an original algorithm of “controlled cluster analysis”. The main recommendation for ferrous metallurgy enterprises to choose one of several alternative technological modes is as follows: the choice of technological mode should be based on a comparison of sizes of the areas of ecological zones. In this case, the technological mode with the smallest dimensions of the area is selected. Assessment of the damage caused by

the chemical pollution of the plant to forest areas was determined by the area of ecological zones and the volume of biomass loss in forest areas in comparison with the background areas. The boundaries of ecological zones can be determined according to the “dose-effect” dependencies typical for the considered region.

Keywords: ferrous metallurgy enterprise, control pixels, forests, clusters, ecological zones, chemical pollution, biomass

For citation: Meshalkin V.P., Butusov O.B., Dovi V.G., Belozerskii A.Yu., Chelnokov V.V. Assessment of the impact of chemical pollution of ferrous metallurgy enterprises on forests using satellite photographs. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 839–845. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-839-845>

ВВЕДЕНИЕ

Лесные массивы (ЛМ) – универсальные индикаторы состояния биосферы, поэтому управление и регулирование воздействием на них предприятий черной металлургии (ПЧМ) является важной эколого-экономической задачей, которая позволяет повысить уровень экологической безопасности.

Рассмотрим следующую эколого-технологическую задачу обеспечения экологической безопасности ПЧМ на примере ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК), которое по различным технологическим режимам производит сталь с разным количественным составом химических загрязнений, выбрасываемых в атмосферу. Требуется выбрать оптимальный технологический режим с минимальным воздействием на лесные массивы, окружающие ПЧМ. В качестве оценки уровня экологической безопасности при выборе технологического режима выбраны площади экологических зон состояния растительности и объемы биомассы различных зон лесных массивов. В работе [1] показано, что метод «доза-эффект» зависимостей позволяет осуществлять количественные оценки ущербов, нанесенных ЛМ химическими загрязнениями ПЧМ. Для определения этих показателей в работах [1 – 3] предложено использовать функции «доза-эффект» зависимостей, интегральные коэффициенты сохранности лесных массивов как универсальные комплексные показатели «эффекта», а также среднегодовые суммарные концентрации химических загрязнений как универсальные комплексные показатели «дозы».

В работе [4] воздействие химических загрязнений на лесные массивы предложено разделять на три класса:

- слабое воздействие при малых концентрациях химических загрязнений, при котором ЛМ выступают в роли эффективного очистителя атмосферы от химических загрязнений;

- средний уровень воздействия загрязнений на ЛМ, при котором происходят физиологические нарушения растительности, имеющие физиономический характер и уменьшение таких важных показателей экологического состояния растительности ЛМ, как биомасса, проективное покрытие, видовое разнообразие и пр. При этом в результате ослабления защитных функций ЛМ под воздействием химических загрязнений возможны заболевания отдельных групп деревьев и размножение насекомых вредителей;

- высокий уровень воздействия, который характеризуется заболеванием и смертностью деревьев, в результате чего происходит изреживание древостоя и обезлесивание территорий.

Перечисленные классы состояния растительности соответствуют трем экологическим зонам ЛМ: импактной, буферной и фоновой [1 – 3].

Для практической оценки площадей экологических зон ЛМ предложено использовать кластерный анализ спутниковых пиксельных фотоизображений [5 – 8]. Методы кластерного анализа широко применяются в задачах поиска скрытой информации и распознавания образов. В работах [9 – 12] методы кластерного анализа спутниковых пиксельных фотоизображений использованы в алгоритмах оценки деградации ЛМ под воздействием химических загрязнений, что имеет важное значение при разработке научно-обоснованных мероприятий по повышению экологической безопасности ПЧМ.

Для проведения процедуры кластерного анализа исходных спутниковых пиксельных фотоизображений использован оригинальный алгоритм управляемого кластерного анализа, отличающийся использованием контрольных пикселей на фотоизображениях, которые идентифицируют пиксельные кластеры состояния ЛМ и их принадлежность к конкретным экологическим зонам ЛМ.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ОЦЕНКИ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ ПРЕДПРИЯТИЯ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Рассмотрим задачу оценки выбора технологических режимов для ПЧМ ММК. Основными источниками атмосферного загрязнения ЛМ являются две заводские трубы большой высоты (рис. 1).

Известно, что высокие трубы предназначены для повышения эффективности рассеяния химических загрязнений до малых концентраций. На рис. 2 представлено спутниковое пиксельное фотоизображение ландшафтов в районе ММК. Как следует из рис. 2, химические загрязнения из высоких труб в зависимости от погодных условий могут загрязнять ЛМ, расположенные приблизительно на расстоянии 12 км к востоку от ММК.

Оценка технологических режимов производства стали на ПЧМ должна включать выбросы из основных источников атмосферного загрязнения ММК: агло-



Рис. 1. Заводские трубы Магнитогорского металлургического комбината

Fig. 1. Factory pipes of the Magnitogorsk Iron and Steel Works

мерационного цеха, доменного цеха, электростанций и коксохимического производства. Основными загрязняющими веществами, выбрасываемыми в атмосферу в результате производственной деятельности ММК, являются твердые вещества (пыль), диоксид азота, диоксид серы, оксид углерода, фенол.

В табл. 1 приведены данные о мощности выбросов химических загрязнений в атмосферу за 2019 и 2020 гг.¹

Следует отметить, что в используемом оригинальном алгоритме управляемого кластерного анализа учитывался нечеткий характер мозаики пикселей спутниковых пиксельных фотоизображений, при котором возможна принадлежность пикселей нескольким экологическим зонам с разной степенью принадлежности [11 – 19].

Использованный адаптивный алгоритм управляемого кластерного анализа пиксельных фотоизображений [11, 12] ЛМ отличается применением при кластеризации специальных контрольных пикселей, принадлежность которых конкретным кластерам известна заранее, что позволяет выбрать оптимальный технологический режим производства стали на ММК.



Рис. 2. Спутниковое изображение ландшафтов в районе Магнитогорского металлургического комбината

Fig. 2. Satellite image of landscapes in the area of the Magnitogorsk Iron and Steel Works

Таблица 1

Мощность выбросов основных загрязняющих веществ за два года

Table 1. Mass of emissions of the main pollutants for two years

Загрязняющее вещество	Мощность выбросов загрязняющих веществ в атмосферу, т/год	
	за 2019 г.	за 2020 г.
Твердые взвешенные частицы	22171,0	16031,2
Диоксид серы	9549,6	5645,5
Оксиды азота	13727	16335
Валовые выбросы парниковых газов	$27,2 \cdot 10^6$	$26,8 \cdot 10^6$

¹ Магнитогорский металлургический комбинат. Устойчивое развитие, экологический менеджмент. URL: <https://mmk.ru/ru/sustainability/ecology/environmental-management/>

РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫБОРА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕЖИМА ММК С ПОМОЩЬЮ ПЛОЩАДНОЙ ОЦЕНКИ ЭКОЛОГИЧЕСКИХ ЗОН

На рис. 3 показано исходное спутниковое пиксельное фотоизображение лесного массива, расположенного на расстоянии 12 км к востоку от ММК.

На рис. 4 представлены результаты кластеризации исходного спутникового фотоизображения (см. рис. 3) с использованием контрольных пикселей для трех различных технологических режимов функционирования предприятия. Оценка расположения контрольных пикселей осуществлялась с помощью функции «доза-эффект» зависимости, представленной на рис. 5.

График функции «доза-эффект», описывающий зависимость интегрального коэффициента сохранности (ИКС) растительности ЛМ («эффекта») от среднегодового средневзвешенного химического загрязнения ЛМ («дозы»), представлен на рис. 5.

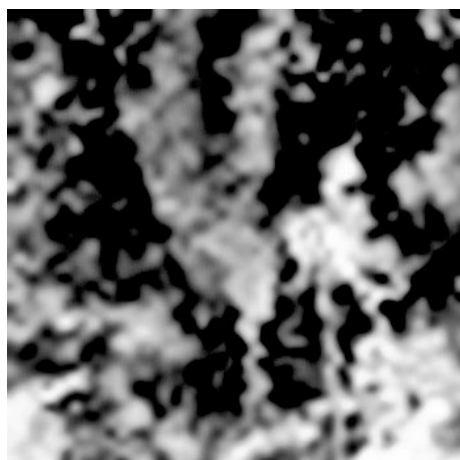


Рис. 3. Исходное спутниковое пиксельное фотоизображение лесного массива на расстоянии 12 км к востоку от ММК

Fig. 3. Initial satellite pixel photograph of a forest at a distance of 12 km to the east from the Magnitogorsk Iron and Steel Works

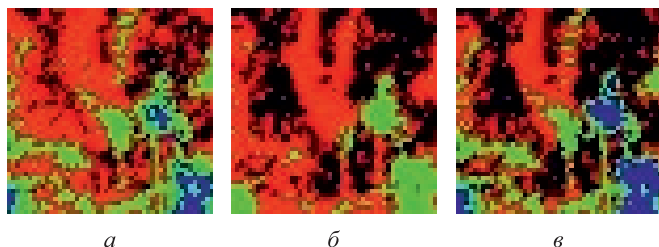


Рис. 4. Результаты кластеризации спутникового пиксельного фотоизображения с учетом контрольных пикселей для трех различных технологических режимов функционирования ММК: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3

Fig. 4. Results of clustering of satellite pixel photograph taking into account control pixels for three different technological modes of the Magnitogorsk Iron and Steel Works functioning: а – mode 1; б – mode 2; в – mode 3

График функции «доза-эффект» зависимостей позволяет выделить три экологические зоны: фоновую, буферную и импактную. Территориально импактная зона расположена ближе всего к ММК. Далее располагаются буферная, а затем фоновая зоны.

Для выделения экологических зон состояния ЛМ используются следующие граничные значения интегрального коэффициента сохранности растительности ЛМ (контрольные пиксели): для границы между буферной и импактной зонами (20 %) и для границы между буферной и фоновой зонами (50 %). Горизонтальные линии, проведенные из этих значений интегрального коэффициента сохранности до пересечения с графиком функции «доза-эффект» зависимостей, позволяют выделить интервалы дозы, соответствующие экологическим зонам.

Для определения пространственного расположения экологических зон состояния ЛМ необходимо использовать компьютерную программу, которая определяет зависимость величины «дозы» от расстояния до источника, т. е. функцию $D(x)$, где x – расстояние до заводской трубы ПЧМ.

В качестве наиболее простого приближения рассмотрим математическую модель экспоненциальной зависимости от расстояния до заводской трубы средневзвешенной среднегодовой концентрации химических загрязнений ПЧМ следующего вида:

$$D(x) = D_{\max} \exp\left(-\frac{x}{x_{\max}}\right);$$

$$\tilde{D} = \frac{D(x)}{D_{\max}} = \exp\left(-\frac{x}{x_{\max}}\right) = \exp(-\tilde{x}), \quad (1)$$

где $D_{\max 1} = 1 \text{ мг/м}^3$ – масштаб загрязнения технологического режима 1; $D_{\max 2} = 1,5 D_{\max 1} \text{ мг/м}^3$ – масштаб загряз-

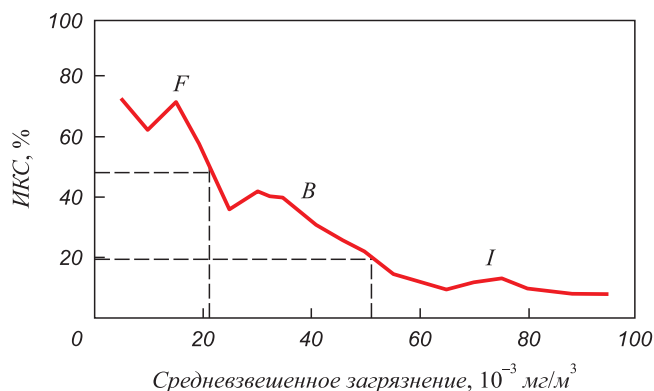


Рис. 5. График функции «доза-эффект» в виде зависимости интегрального коэффициента сохранности ЛМ («эффекта») от среднегодового средневзвешенного химического загрязнения лесных массивов («дозы»)

Fig. 5. Graph of the “dose-effect” function of dependencies in the form of dependence of the integral coefficient of forest safety (“effect”) on the average annual weighted chemical pollution (“dose”)

**Результаты расчета расстояний от заводских труб до границ экологических зон
для различных технологических режимов**

*Table 2. Results of calculating the distances from the factory pipes to the boundaries of ecological zones
for various technological modes*

Технологический режим	Расстояние до границ между экологическими зонами	
	граница между буферной и фоновой зоной, км	граница между буферной и импактной зоной, км
1	3,9	3,00
2	4,3	3,40
3	3,5	2,59

нения технологического режима 2; $D_{\max 3} = \frac{D_{\max 1}}{1,5}$ мг/м³ – масштаб загрязнения технологического режима 3; $x_{\max} = 1$ км – масштаб расстояния; $\tilde{D} = \frac{D(x)}{D_{\max}}$ – масштабированная относительная концентрация среднегодового средневзвешенного загрязнения; $\tilde{x} = \frac{x}{x_{\max}}$ – масштабированное относительное расстояние.

Параметры $D_{\max 1}$, $D_{\max 2}$, $D_{\max 3}$, использованные при расчете в уравнении (1), описывают имитацию воздействия на ЛМ химических загрязнений трех различных технологических режимов функционирования ММК.

Преимущество экспоненциальной модели заключается в возможности простого аналитического решения обратной задачи определения функциональной зависимости расстояния до заводской трубы от величины концентрации среднегодовых химических загрязнений следующего вида:

$$\tilde{x} = \ln \left(\frac{1}{\tilde{D}} \right). \quad (2)$$

Результаты оценок расстояний от границ экологических зон до заводской трубы представлены в табл. 2.

Как следует из табл. 2, наименьшие площади экологических зон ЛМ получаются для технологического режима 3. Следовательно металлургическому предприятию для работы следует рекомендовать технологический режим 3, что позволяет минимизировать эколого-экономические ущербы, нанесенные химическими загрязнениями ПЧМ лесным массивам.

Выводы

Предприятиям черной металлургии для выбора различных технологических режимов рекомендовано использовать определение размеров площадей экологических зон состояния ЛМ.

Для определения конфигурации экологических зон предлагается применять кластерный анализ спутниковых пиксельных фотоизображений состояния ЛМ. Идентификацию экологических зон следует выполнять с использованием контрольных пикселей, определение которых осуществляется на основе анализа функции «доза-эффект» зависимости.

Оптимальный технологический режим ПЧМ рекомендовано выбирать по наименьшим размерам площадей экологических зон и максимальным значениям величины биомассы окружающих предприятие лесных массивов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Бутусов О.Б., Леонтьев Л.И., Мешалкин В.П. Комплексная оценка воздействия металлургического комбината на лесные массивы // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2009. № 5. С. 38–44.
2. Бутусов О.Б., Леонтьев Л.И., Калинин В.Т., Мешалкин В.П. Методология построения системы интегральных индексов для оценки воздействия металлургических комбинатов на лесные массивы // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2009. № 5. С. 29–35.
3. Бутусов О.Б., Леонтьев Л.И., Мешалкин В.П. Методология кластеризации и ранжирования состояния лесных массивов в районах металлургических предприятиях // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2009. № 5. С. 26–31.
1. Butusov O.B., Leont'ev L.I., Meshalkin V.P. Comprehensive assessment of metallurgical plant impact on forest areas. *Vse materialy. Entsiklopedicheskii spravochnik*. 2009, no. 5, pp. 38–44. (In Russ.).
2. Butusov O.B., Leont'ev L.I., Kalinnikov V.T., Meshalkin V.P. Methodology for constructing a system of integral indices for assessing the metallurgical plants impact on forests. *Vse materialy. Entsiklopedicheskii spravochnik*. 2009, no. 5, pp. 29–35. (In Russ.).
3. Butusov O.B., Leont'ev L.I., Meshalkin V.P. Methodology for clustering and ranking the state of forest areas in the regions of metallurgical enterprises. *Vse materialy. Entsiklopedicheskii spravochnik*. 2009, no. 5, pp. 26–31. (In Russ.).

4. Smith W.H. *Air Pollution and Forests. Interactions between Air Contaminants and Forest Ecosystems*. New York: Springer-Verlag, 1981. 388 p.
5. Mai X., Cheng J., Wang S. Research on semi supervised K-means clustering algorithm in data mining // *Cluster Computing*. 2018. Vol. 22. P. 3513–3520. <http://doi.org/10.1007/s10586-018-2199-7>
6. Classification, Clustering, and Data Mining Applications. Proceedings of the Meeting of the Int. Federation of Classification Societies (IFCS), Illinois Institute of Technology, Chicago, 15-18 July 2004. Banks D., etc. eds. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2004. 674 p.
7. Sajana T., Sheela Rani C.M., Narayana K.V. A survey on clustering techniques for big data mining // *Indian Journal of Science and Technology*. 2016. Vol. 9. No. 3. P. 1–12. <http://doi.org/10.17485/ijst/2016/v9i3/75971>
8. Abonyi J., Feil B. *Cluster Analysis for Data Mining and System Identification*. Basel, Boston, Berlin: Birkhäuser Verlag AG, 2007. 319 p.
9. Мешалкин В.П., Бутусов О.Б., Гнаук А.Г. Основы информатизации и математического моделирования экологических систем: Учебное пособие. М.: ИНФРА-М, 2010. 357 с.
10. Чимитдоржиев Т.Н., Ефременко В.В. Об использовании различных индексов вегетации в дистанционном зондировании экосистем // *Исследование Земли из космоса*. 1998. № 3. С. 49–56.
11. Advances in Fuzzy Clustering and its Applications. Valente de Oliveira J., Pedrycz W. eds. New York: John Wiley & Sons Ltd, 2007. 457 p.
12. Miyamoto S., Ichihashi H., Honda K. Algorithms for Fuzzy Clustering. Methods in c-Means Clustering with Applications. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008. 244p.
13. Borgefors G. Distance transformations in digital image // *Computer Vision, Graphics, and Image Processing*. 1986. Vol. 34. No. 3. P. 344–371. [https://doi.org/10.1016/S0734-189X\(86\)80047-0](https://doi.org/10.1016/S0734-189X(86)80047-0)
14. Danielsson P.E. Euclidean distance mapping // *Computer Graphics and Image Processing*. 1980. Vol. 14. No. 3. P. 227–248. [https://doi.org/10.1016/0146-664X\(80\)90054-4](https://doi.org/10.1016/0146-664X(80)90054-4)
15. Gao P., Li Z., Zhang H. Thermodynamics-based evaluation of various improved Shannon entropies for configurational information of gray-level images // *Entropy*. 2018. Vol. 20. No. 1. Article 19. <https://doi.org/10.3390/e20010019>
16. Tsallis C. Possible generalization of Boltzmann-Gibbs statistics // *Journal of Statistical Physics*. 1988. Vol. 52. No. 1–2. P. 479–487. <https://doi.org/10.1007/BF01016429>
17. Sahoo P., Wilkins C., Yeager J. Threshold selection using Rényi's entropy // *Pattern Recognition*. 1997. Vol. 30. No. 1. P. 71–84. [https://doi.org/10.1016/S0031-3203\(96\)00065-9](https://doi.org/10.1016/S0031-3203(96)00065-9)
18. Sparavigna A.C. On the role of Tsallis entropy in image processing // *International Scientific Research Journal*. 2015. Vol. 1. No. 6. P. 16–24.
19. Rapaport D.C. *The Art of Molecular Dynamics Simulation*. UK, Cambridge: Cambridge University Press, 2004. 564 p.
4. Smith W.H. *Air Pollution and Forests. Interactions between Air Contaminants and Forest Ecosystems*. New York: Springer-Verlag, 1981, 388 p.
5. Mai X., Cheng J., Wang S. Research on semi supervised K-means clustering algorithm in data mining. *Cluster Computing*. 2018, vol. 22, pp. 3513–3520. <http://doi.org/10.1007/s10586-018-2199-7>
6. Classification, Clustering, and Data Mining Applications. *Proceedings of the Meeting of the Int. Federation of Classification Societies (IFCS), Illinois Institute of Technology, Chicago, 15-18 July 2004*. Banks D., etc. eds. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2004, 674 p.
7. Sajana T., Sheela Rani C.M., Narayana K.V. A survey on clustering techniques for big data mining. *Indian Journal of Science and Technology*. 2016, vol. 9, no. 3, pp. 1–12. <http://doi.org/10.17485/ijst/2016/v9i3/75971>
8. Abonyi J., Feil B. *Cluster Analysis for Data Mining and System Identification*. Basel, Boston, Berlin: Birkhäuser Verlag AG, 2007, 319 p.
9. Meshalkin V.P., Butusov O.B., Gnauk A.G. *Fundamentals of Informatization and Mathematical Modeling of Ecological Systems: Manual*. Moscow: INFRA-M, 2010, 357 p. (In Russ.).
10. Chimitdorzhiev T.N., Efremenko V.V. On the use of various indices of vegetation in remote sensing of ecosystems. *Issledovanie Zemli iz kosmosa*. 1998, no. 3, pp. 49–56. (In Russ.).
11. *Advances in Fuzzy Clustering and its Applications*. Valente de Oliveira J., Pedrycz W. eds. New York: John Wiley & Sons Ltd, 2007, 457 p.
12. Miyamoto S., Ichihashi H., Honda K. *Algorithms for Fuzzy Clustering. Methods in c-Means Clustering with Applications*. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2008, 244 p.
13. Borgefors G. Distance transformations in digital image. *Computer Vision, Graphics, and Image Processing*. 1986, vol. 34, no. 3, pp. 344–371. [https://doi.org/10.1016/S0734-189X\(86\)80047-0](https://doi.org/10.1016/S0734-189X(86)80047-0)
14. Danielsson P.E. Euclidean distance mapping. *Computer Graphics and Image Processing*. 1980, vol. 14, no. 3, pp. 227–248. [https://doi.org/10.1016/0146-664X\(80\)90054-4](https://doi.org/10.1016/0146-664X(80)90054-4)
15. Gao P., Li Z., Zhang H. Thermodynamics-based evaluation of various improved Shannon entropies for configurational information of gray-level images. *Entropy*. 2018, vol. 20, no. 1, article 19. <https://doi.org/10.3390/e20010019>
16. Tsallis C. Possible generalization of Boltzmann-Gibbs statistics. *Journal of Statistical Physics*. 1988, vol. 52, no. 1–2, pp. 479–487. <https://doi.org/10.1007/BF01016429>
17. Sahoo P., Wilkins C., Yeager J. Threshold selection using Rényi's entropy. *Pattern Recognition*. 1997, vol. 30, no. 1, pp. 71–84. [https://doi.org/10.1016/S0031-3203\(96\)00065-9](https://doi.org/10.1016/S0031-3203(96)00065-9)
18. Sparavigna A.C. On the role of Tsallis entropy in image processing. *International Scientific Research Journal*. 2015, vol. 1, no. 6, pp. 16–24.
19. Rapaport D.C. *The Art of Molecular Dynamics Simulation*. UK, Cambridge: Cambridge University Press, 2004, 564 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Валерий Павлович Мешалкин, академик РАН, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой логистики и экономической информатики, Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, главный научный сотрудник, Институт общей и неорганической химии имени Н.С. Курнакова РАН
E-mail: vpmeshalkin@gmail.com

Олег Борисович Бутусов, д.ф.-м.н., профессор кафедры логистики и экономической информатики, Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева
ORCID: 0000-0003-1361-2121
E-mail: butusov-1@mail.ru

Valerii P. Meshalkin, Academician, Dr. Sci. (Chem.), Prof., Head of the Chair of Logistics and Economical Information, D. Mendeleev University of Chemical Technology of Russia, Chief Researcher, Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry
E-mail: vpmeshalkin@gmail.com

Oleg B. Butusov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. of the Chair of Logistics and Economical Information, D. Mendeleev University of Chemical Technology of Russia
ORCID: 0000-0003-1361-2121
E-mail: butusov-1@mail.ru

Винченцо Джорджо Дови, д.т.н., профессор, Межвузовский исследовательский центр High Tech Recycling (HTR), Генуэзский университет (UniGE)

E-mail: VGDovi.HTR@gmail.com

Андрей Юрьевич Белозерский, д.э.н., профессор кафедры логистики и экономической информатики, Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева

E-mail: abelozerskiy@muctr.ru

Виталий Вячеславович Челноков, д.т.н., профессор кафедры логистики и экономической информатики, Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева

E-mail: chelnokov@muctr.ru

Vincenzo Giorgio Dovi, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Interuniversity Research Centre of High Tech Recycling (HTR), Università degli Studi di Genova (UniGE)

E-mail: VGDovi.HTR@gmail.com

Andrei Yu. Belozerskii, Dr. Sci. (Economics), Prof. of the Chair of Logistics and Economical Information, D. Mendeleev University of Chemical Technology of Russia

E-mail: abelozerskiy@muctr.ru

Vitalii V. Chelnokov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Logistics and Economical Information, D. Mendeleev University of Chemical Technology of Russia

E-mail: chelnokov@muctr.ru

Поступила в редакцию 20.04.2021

После доработки 06.09.2021

Принята к публикации 29.10.2021

Received 20.04.2021

Revised 06.09.2021

Accepted 29.10.2021



Оригинальная статья

УДК 536.425:539.25:669.017

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-846-854



СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Ю. Ф. Иванов¹, В. Е. Громов², С. В. Коновалов³,Ю. А. Шлярова², С. В. Воробьев²¹ Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/3)² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)³ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

Аннотация. По технологии проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) в атмосфере чистого азота получен высокоэнтропийный сплав (ВЭС) системы Al–Co–Cr–Fe–Ni неэквивалентного состава. Методами современного физического материаловедения показано, что в исходном состоянии сплав имеет дендритное строение, что указывает на неоднородное распределение легирующих элементов. Сплав является многофазным материалом, основные фазы: Al_3Ni , Cr_3C_2 , $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Al}_4$. Наноразмерные частицы $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Al}_4$ кубической формы расположены вдоль границ раздела субмикронных фаз Al_3Ni и Cr_3C_2 . Облучение ВЭС импульсными электронными пучками с плотностью энергии $E_s = 10 \div 30$ Дж/см², длительностью импульса 50 мкс, частотой 3 Гц и числом импульсов 3 приводит к высокоскоростному плавлению и последующей кристаллизации поверхностного слоя. При $E_s = 10$ Дж/см² не происходит разрушения структуры дендритной кристаллизации. Междендритные пространства обогащены алюминием, никелем и железом, а сами дендриты атомами хрома. Наиболее ликвидующим элементом является алюминий, наименее – кобальт. При $E_s = 20$ Дж/см² в объеме зерен формируется нанокристаллическая структура в слое толщиной 15 мкм. Размер ячеек кристаллизации составляет 100 – 200 нм, размер включений в стыках ячеек 20 – 25 нм, а вдоль границ ячеек – 10 – 15 нм. Ячейки высокоскоростной кристаллизации обогащены алюминием и никелем. Атомы кобальта распределены по объему поверхностного слоя равномерно. Наиболее ликвидующим элементом является хром, наименее – кобальт. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см² не приводит к существенным (по сравнению с 20 Дж/см²) изменениям структуры поверхностного слоя. Выявлен режим облучения ($E_s = 20$ Дж/см², 50 мкс, 3 импульса, 0,3 Гц), который позволяет сформировать поверхностный слой с наиболее высокой однородностью распределения химических элементов в сплаве.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, проволоочно-дуговое аддитивное производство, импульсный электронный пучок, структура, фазовый и элементный состав

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-19-00452.

Для цитирования: Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Воробьев С.В. Структурно-фазовые изменения высокоэнтропийного сплава при облучении импульсным электронным пучком // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 846–854. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-846-854>

Original article

STRUCTURAL PHASE VARIATIONS IN HIGH-ENTROPY ALLOY AT IRRADIATION BY PULSED ELECTRON BEAM

Yu. F. Ivanov¹, V. E. Gromov², S. V. Konovalov³,Yu. A. Shlyarova², S. V. Vorob'ev²¹ Institute of High-Current Electronics SB RAS (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)² Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)³ Samara National Research University (34 Moskovskoe Route, Samara 443086, Russian Federation)

Abstract. The high-entropy alloy (HEA) of Al–Co–Cr–Fe–Ni system of nonequiatomic composition is obtained by the technology of wire-arc additive manufacturing (WAAM) in atmosphere of pure nitrogen. By the methods of modern physical materials science it is shown that in the initial state the alloy has dendritic structure indicating nonhomogeneous distribution of alloying elements. It is a multiphase material whose main phases are Al_3Ni ,

Cr_3C_2 , $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Al}_4$. Nonadimensional particles $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Al}_4$ of cubic shape are located along interfaces of submicron phases Al_3Ni and Cr_3C_2 . The HEA irradiation by pulsed electron beams with energy density $E_s = 10 \div 30 \text{ J/cm}^2$, pulse duration of 50 μs , frequency of 3 Hz and pulse number of 3 leads to high-velocity melting and subsequent crystallization of surface layer. If $E_s = 10 \text{ J/cm}^2$, no failure of dendritic crystallization structure happens. Interdendritic spaces are enriched in chemical elements Al, Ni and Fe, and dendrites themselves – in chromium atoms. The most liquating element of the alloy is Al, the least one is Co. If $E_s = 20 \text{ J/cm}^2$, a nanocrystalline structure is formed in the layer 15 μm thick in bulk of grains. Size of crystallization cells amounts to 100 – 200 nm, size of inclusions in cell junctions is 20 – 25 nm, and along cell boundaries it is 10 – 15 nm. Cells of high-velocity crystallization are enriched in Al and Ni. The Co atoms are homogeneously distributed along the surface layer volume. The most liquating element is Cr, the least liquating one is Co. The increase in energy density of electron beam to 30 J/cm^2 doesn't lead to substantial (as compared to $E_s = 20 \text{ J/cm}^2$) variations in surface layer structure. The irradiation mode ($E_s = 20 \text{ J/cm}^2$, 50 μs , 3 pulses, 0.3 Hz) is detected that allows formation of the surface layer with the highest level of homogeneity of chemical element distribution in the alloy.

Keywords: high-entropy alloy, wire-arc additive manufacturing, pulsed electron beam, structure, phase and elemental composition

Funding: The work was supported by the grant of the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00452).

For citation: Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kononov S.V., Shlyarova Yu.A., Vorob'ev S.V. Structural phase variations in high-entropy alloy at irradiation by pulsed electron beam. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 846–854. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-846-854>

ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие внимание исследователей в области физического материаловедения сосредоточено на изучении структуры, фазового состава, стабильности, способов получения и областей применения нового класса металлических материалов – высокоэнтروпийных сплавов, обладающих целым комплексом свойств, заметно превышающих свойства традиционных металлов и сплавов [1 – 4]. Авторы многочисленных публикаций разрабатывают методы и подходы повышения параметров и свойств ВЭС [5]. Улучшение свойств ВЭС и, в первую очередь механических [6 – 11], может быть достигнуто за счет создания бимодального распределения зерен по размерам [12], формирования наноструктурного двухфазного аморфно-кристаллического состояния [13], эффекта пластичности, индуцированной превращением [14] зернограничного [15], твердорастворного упрочнения [16] и многими другими методами [5, 17 – 23].

Повышенные свойства могут быть достигнуты при обработке поверхности концентрированными потоками энергии. В результате в значительной степени снижается вероятность зарождения в поверхностных слоях микротрещин, приводящих к разрушению, при этом растут прочность и пластичность [24].

Один из методов, позволяющих осуществить гомогенизацию сплава в условиях высокоскоростного плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации, – облучение поверхности образцов низкоэнергетическим интенсивным импульсным электронным пучком [25]. Сверхвысокие (до 10^9 K/c) скорости нагрева сравнительно тонкого (десятки – сотни микрометров) поверхностного слоя до температуры плавления и последующая высокоскоростная кристаллизация расплава позволяют формировать субмикро- и нанокристаллическую структуру, характеризующуюся высокой степенью однородности распределения химических элементов [26].

В многочисленных работах, посвященных анализу структуры и фазового состава металлов и сплавов,

металлокерамических и керамических материалов, обработанных импульсными электронными пучками, показано, что структурно-фазовое состояние модифицированного слоя зависит как от теплофизических характеристик облучаемого материала, так и от параметров пучка электронов [25 – 27].

Целью настоящей работы является получение новых знаний о структуре и фазовом составе высокоэнтропийного сплава состава Al–Co–Cr–Fe–Ni, облученного импульсным электронным пучком.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Изготовление образцов ВЭС осуществляли послойным нанесением на подложку из нержавеющей стали с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) в атмосфере инертного газа (99,99 % Ar). В качестве исходного материала использовали трехжильный кабель, состоящий из алюминиевой проволоки (99,95 % Al, диаметр 0,5 мм), хромоникелевой проволоки X20H80 (20 % Cr, 80 % Ni, диаметр 0,4 мм) и проволоки из сплава 29НК (17 % Co, 54 % Fe, 29 % Ni, диаметр 0,4 мм). Использован следующий режим нанесения слоев: скорость подачи кабеля 8 м/мин, напряжение 17 В, скорость движения горелки 0,3 м/мин, температура подложки 523 К. Полученный слиток в форме параллелепипеда размером 60×140×20 мм состоял из 20 наплавленных слоев по высоте и 4 слоев по ширине. Слиток был порезан на образцы размером 15×15×5 мм. Образцы подвергали облучению импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» [25, 26]. Режим облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 10 – 30 Дж/см², длительность импульса пучка 50 мкс, частота следования импульсов 0,3 Гц, количество импульсов облучения 3. Облучение проводили при остаточном давлении инертного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$.

Структуру и элементный состав образцов изучали методами сканирующей электронной микроскопии (приборы «LEO EVO 50» и «TESCAN VEGA»), осна-

ценные энергодисперсионным анализатором INCA Energy). Дефектную субструктуру и распределение химических элементов изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (прибор JEOL JEM-2100, Japan) [28 – 30]. Объекты исследования (фольги толщиной 150 – 200 нм) для просвечивающего электронного микроскопа изготавливали методом ионного травления (установка Ion Slicer (EM-09100IS), аргон) пластинок, вырезанных из объемного слитка ВЭС.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структура высокоэнтропийного сплава (ВЭС) AlCoCrFeNi, изготовленного методами проволоочно-дугового аддитивного производства в атмосфере инертного газа, подробно рассмотрена авторами монографии [1]. Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что сплав содержит 36,5 % Al, 33,7 % Ni, 16,4 % Fe, 8,6 % Cr, 4,9 % Co (ат.); полученный материал следует отнести к ВЭС неэквивалентного состава. Сплав имеет ярко выраженное дендритное строение, что указывает на неоднородное распределение легирующих элементов в объеме слитка (рис. 1, а). Методами картирования установлено, что границы и приграничные области зерен обогащены атомами хрома и железа, объем зерен обогащен атомами никеля и алюминия, кобальт распределен в сплаве квазиоднородно.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии показано, что ВЭС является мно-

гофазным материалом, основными фазами которого являются Al_3Ni , Cr_3C_2 и $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{A}_4$. Фаза Al_3Ni имеет кубическую форму, Cr_3C_2 – ленточную, $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{A}_4$ – сферическую. Частицы $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{A}_4$, размеры которых составляют 7 – 10 нм, расположены вдоль границ раздела фаз Al_3Ni и Cr_3C_2 , имеющих субмикронные размеры [1].

Облучение ВЭС импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ не приводит к разрушению структуры дендритной кристаллизации (рис. 1, б, в), характерной для сплава в исходном состоянии (рис. 1, а). Этот факт свидетельствует об отсутствии плавления поверхностного слоя облученных образцов. Жидкофазное преобразование структуры поверхностного слоя ВЭС обнаруживается лишь в приграничных областях зеренной (дендритной) структуры. Высокоскоростное преобразование структуры сопровождается формированием прослоек, имеющих субмикронанокристаллическую структуру с размером кристаллитов 100 – 200 нм (рис. 1, в). Исследование структуры изломов весьма часто позволяет выявить преобразование поверхностного слоя материала, подвергнутого обработке концентрированными потоками энергии. Однако в исследуемом случае проплавленные слои весьма тонкие и методами сканирующей электронной микроскопии хрупкого излома не выявляются.

Анализ изображений структуры поверхностного слоя материала, полученных в характеристическом рентгеновском излучении различных элементов, под-

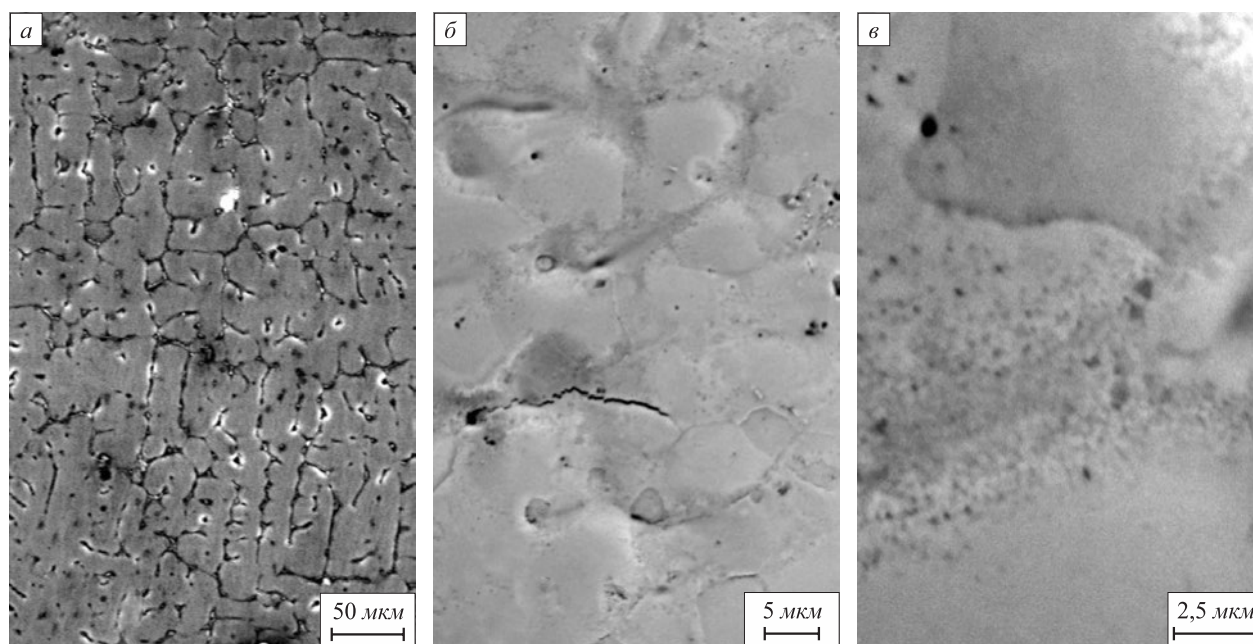


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры ВЭС:

а – исходное состояние; б, в – после облучения импульсным электронным пучком с параметрами $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $f = 3 \text{ имп.}$, $n = 0,3 \text{ Гц}$

Fig. 1. Electron microscopic image of the HEA:

а – initial state; б, в – after irradiation with a pulsed electron beam with parameters $E_s = 10 \text{ J/cm}^2$, $\tau = 50 \text{ ms}$, $f = 3 \text{ pulses}$, $n = 0.3 \text{ Hz}$

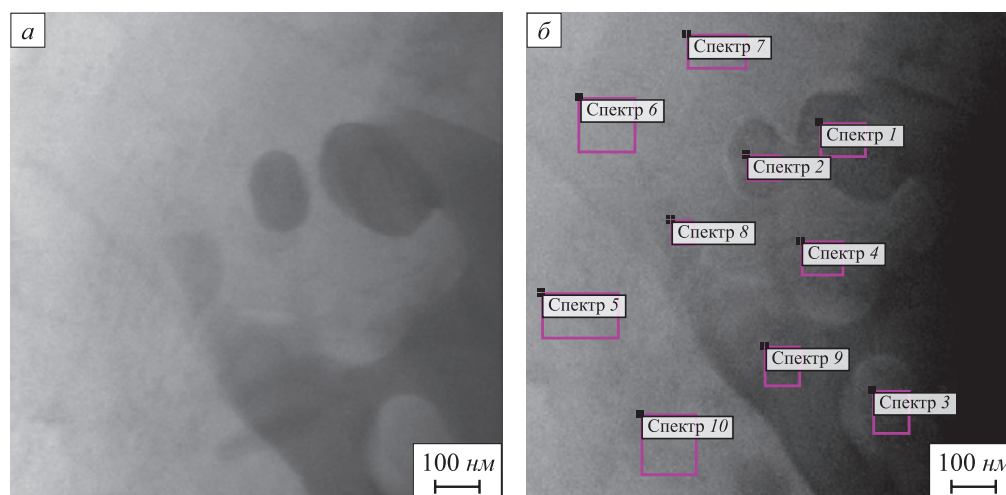


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение участка фольги, полученное методом STEM (на поз. б обозначены участки микроанализа фольги)

Fig. 2. Electron microscopic image of the foil section obtained by the STEM method (in pos. б the sections of the microanalysis of the foil are indicated)

тверждает структуру, характерную для дендритной кристаллизации расплава.

Методами микроанализа фольги «по точкам» проведены исследования элементного состава дендритов и междендритных пространств поверхностного слоя ВЭС, облученного импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 10$ Дж/см². На рис. 2 приведены изображения структуры фольги, на которых указаны места анализа элементного состава сплава. В количественном отношении результаты данного анализа приведены в таблице. Представленные результаты (рис. 2, таблица) дают основание заключить, что междендритные пространства (области анализа 5 – 7, 10) обогащены алюминием, никелем, железом. Дендриты (области анализа 1, 2, 9) обогащены преимущественно атомами хрома. Атомы кобальта распределены равномерно по объему слитка. Наиболее ликвирующим элементом сплава является алюминий (коэффициент ликвации $\delta = 9,2$), наименее ликвирующим – кобальт ($\delta = 2,1$).

Облучение ВЭС импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 20$ Дж/см² приводит к частичному разрушению структуры дендритной кристаллизации, характерной для сплава в исходном состоянии. Этот факт свидетельствует о плавлении поверхностного слоя облученных образцов. Жидкофазное преобразование структуры поверхностного слоя ВЭС сопровождается формированием в объеме зерен нанокристаллической структуры.

Определение толщины расплавленного слоя и исследование его структуры осуществляли путем анализа хрупких изломов (рис. 3). Анализ микрофотографий свидетельствует о том, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс,

$f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц) приводит к формированию поверхностного слоя, имеющего субмикро- нанокристаллическую структуру (рис. 3, б). Толщина данного слоя может достигать 15 мкм.

Исследования фольг, выполненные методами STEM, показали, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 20 Дж/см² сопровождается формированием в поверхностном слое структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации (рис. 4, а). Объем ячеек кристаллизации обогащен атомами алюминия, никеля и железа. В стыках и вдоль границ ячеек располагаются вклю-

Результаты элементного анализа участков фольги

Results of elemental analysis of foil sections

Спектр	Содержание, % (ат.)				
	Al	Cr	Fe	Co	Ni
Спектр 1	3,01	59,28	13,05	2,82	13,43
Спектр 2	2,08	48,27	17,36	2,96	13,56
Спектр 3	2,42	31,90	40,50	5,50	13,82
Спектр 4	2,84	28,51	38,35	5,17	13,68
Спектр 5	18,15	11,50	21,49	5,00	27,29
Спектр 6	9,79	19,31	30,09	5,35	22,17
Спектр 7	4,15	24,16	34,36	5,46	17,49
Спектр 8	3,11	35,56	25,35	4,24	14,51
Спектр 9	1,97	59,66	15,11	3,02	13,50
Спектр 10	16,26	13,70	23,19	5,84	29,63
Среднее	6,38	33,18	25,88	4,54	17,91
Максимальное значение	18,15	59,66	40,50	5,84	29,63
Минимальное значение	1,97	11,50	13,05	2,82	13,43
δ (макс./мин.)	9,20	5,20	3,10	2,10	2,20

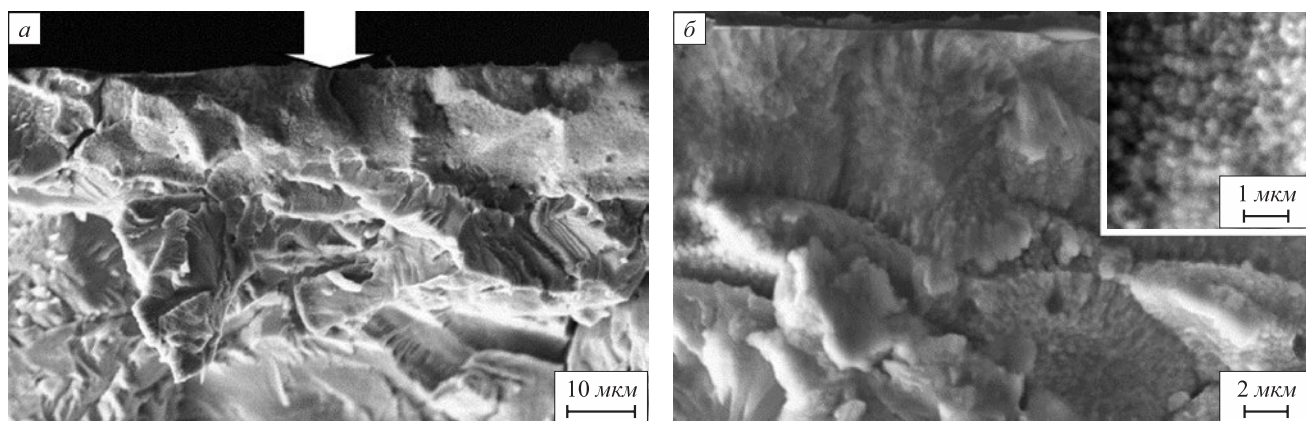


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поверхности излома ВЭС, облученного импульсным электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц) (стрелкой на поз. *a* указана поверхность облучения)

Fig. 3. Electron microscopic image of the surface of the HEA fracture irradiated by a pulsed electron beam ($E_s = 20$ J/cm², $\tau = 50$ ms, $f = 3$ pulses, $n = 0.3$ Hz) (arrow on pos. *a* indicates the irradiation surface)

чения второй фазы, которые обогащены, преимущественно, атомами хрома. Размер ячеек кристаллизации составляет 100–200 нм; размер включений, расположенных в стыках ячеек – 20–25 нм; расположенных вдоль границ ячеек – 10–15 нм.

Исследования элементного состава ячеек высокоскоростной кристаллизации и частиц второй фазы методами микрорентгеноспектрального анализа фольг «по точкам» показали, что ячейки высокоскоростной

кристаллизации обогащены алюминием и никелем. Частицы второй фазы, расположенные на границах и в стыках ячеек кристаллизации, обогащены преимущественно атомами хрома и железа. Атомы кобальта распределены равномерно по объему поверхностного слоя. Наиболее ликвидирующим элементом поверхностного слоя сплава, обработанного импульсным электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц), является хром (коэффициент ликвации $\delta = 5,4$),

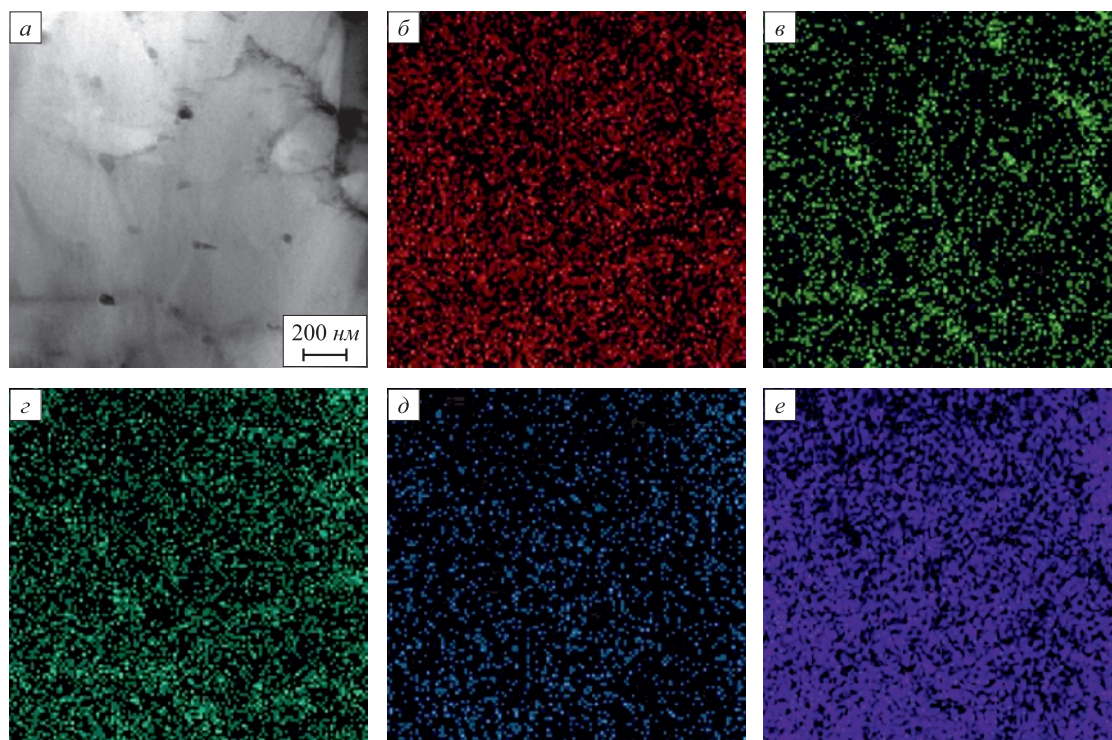


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение участка фольги, полученное методом STEM (*a*), и изображения данного участка фольги, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Al, Cr, Fe, Co, Ni (*b* – *e*)

Fig. 4. Electron microscopic image of the foil section obtained by the STEM method (*a*) and images of this foil section obtained in the characteristic X-ray radiation of Al, Cr, Fe, Co, Ni (*b* – *e*) atoms

наименее ликвидующим – кобальт ($\delta = 1,9$). Сопоставляя результаты микрорентгеноспектрального анализа ВЭС после облучения импульсным электронным пучком с разной плотностью энергии, можно отметить, что высокоскоростное плавление и последующая высокоскоростная кристаллизация привели к увеличению степени однородности распределения химических элементов, формирующих ВЭС.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см² не приводит к существенным изменениям структуры поверхностного слоя. Толщина данного слоя достигает ~20 мкм. В данном случае поверхностный слой также имеет структуру высокоскоростной кристаллизации ячеистого типа. Ячейки кристаллизации имеют округлую форму. Размер ячеек изменяется в пределах от 100 до 150 нм. Ячейки окаймлены прослойками второй фазы. Толщина прослоек изменяется в пределах 15 – 30 нм. Объем ячеек обогащен алюминием и никелем. Атомы хрома и железа преимущественно формируют частицы второй фазы. Атомы кобальта равномерно распределены по объему модифицированного слоя.

Наиболее ликвидующим элементом поверхностного слоя сплава, обработанного импульсным электронным пучком ($E_s = 30$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц), является хром (коэффициент ликвации $\delta = 10,5$), наименее ликвидующим – кобальт ($\delta = 1,6$). Обобщающие результаты, полученные при микрорентгеноспектральном анализе ВЭС в исходном состоянии и после облучения импульсным электронным пучком, характеризующие степень неоднородности распределения легирующих элементов в поверхностном слое, приведены на рис. 5. Можно отметить, что ВЭС Al–Co–Cr–Fe–Ni, полученный с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства, характеризуется высокой степенью неоднородности распределения химических элементов сплава. Наиболее ликвидующими элементами сплава являются хром и алюминий. Облучение ВЭС импульсным электронным пучком способствует гомогенизации сплава. Наиболее высокий уровень однородности распределения химических элементов в сплаве достигается при облучении импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 20 Дж/см².

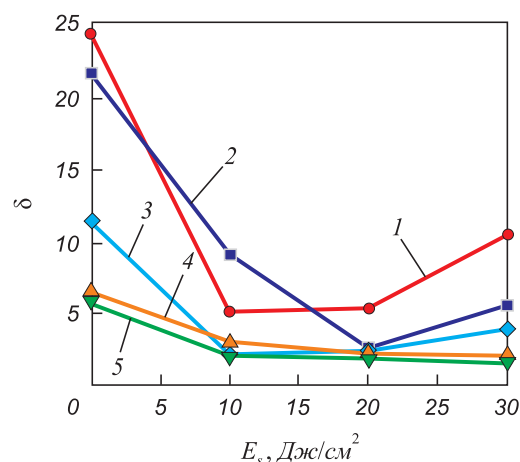


Рис. 5. Зависимость коэффициента неоднородности распределения химических элементов, формирующих ВЭС, от плотности энергии пучка электронов:

1 – Cr; 2 – Al; 3 – Ni; 4 – Fe; 5 – Co

Рис. 5. Dependence of the distribution inhomogeneity coefficient of chemical elements forming the HEA on energy density of the electron beam:

1 – Cr; 2 – Al; 3 – Ni; 4 – Fe; 5 – Co

Выводы

Выполненные в настоящей работе исследования показывают, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком (18 кэВ, 10 – 30 Дж/см², 50 мкс, 3 имп., 0,3 Гц) приводит к формированию структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Размер ячеек изменяется в пределах от 100 до 200 нм. Вдоль границ ячеек располагаются наноразмерные (15 – 30 нм) включения второй фазы, обогащенные атомами хрома и железа. Показано, что ВЭС, полученный с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства, характеризуется высокой степенью неоднородности распределения химических элементов, формирующих сплав. Наиболее ликвидующими элементами сплава являются хром и алюминий. Облучение ВЭС импульсным электронным пучком способствует гомогенизации сплава. Выявлен режим облучения (20 Дж/см², 50 мкс, 3 имп., 0,3 Гц), позволяющий формировать поверхностный слой, который характеризуется наиболее высоким уровнем однородности распределения химических элементов в сплаве.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Рубанникова Ю.А., Перегудов О.А., Семин А.П. Высокоэнтропийные сплавы. Новокузнецк: Полиграфист, 2021. 179 с.
2. Zhang Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction. Springer Nature Singapore Pte Ltd., 2019. 152 p.
3. Murty B.S., Yeh J.-W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. 2nd Edition. Amsterdam: Elsevier, 2019. 388 p.
4. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. 2020.
5. Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Rubannikova Yu.A., Peregudov O.A., Semin A.P. High-Entropy Alloys. Novokuznetsk: Poligrafist, 2021, 179 p. (In Russ.).
6. Zhang Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction. Springer Nature Singapore Pte Ltd., 2019, 152 p.
7. Murty B.S., Yeh J.-W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. 2nd Edition. Amsterdam: Elsevier, 2019, 388 p.
8. Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2020, vol. 121, no. 8,

- T. 121. № 8. P. 807–841.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
5. Громов В.Е., Рубаникова Ю.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Воробьев С.В. Формирование улучшенных механических свойств высокоэнтропийного сплава Cantor // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 8. С. 599–605.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
6. Wen L.H., Kou H.C., Li J.S., Chang H., Xue X.Y., Zhou L. Effect of aging temperature on microstructure and properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy // *Intermetallics*. 2009. Vol. 17. No. 4. P. 266–269. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2008.08.012>
7. Ng C., Guo S., Luan J., Shi S., Liu C.T. Entropy-driven phase stability and slow diffusion kinetics in an Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloy // *Intermetallics*. 2012. Vol. 31. P. 165–172.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.07.001>
8. Jones N.G., Frezza A., Stone H.J. Phase equilibria of an Al_{0.5}CrFeCoNiCu high entropy alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 615. P. 214–221.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.059>
9. Shun T.-T., Du Y.-C. Age hardening of the Al_{0.3}CoCrFeNi_{0.1} high entropy alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 478. No. 1–2. P. 269–272. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.12.014>
10. Kao Y.-F., Chen T.-J., Chen S.-K., Yeh J.-W. Microstructure and mechanical property of as-cast, -homogenized, and -deformed Al_xCoCrFeNi (0 ≤ x ≤ 2) high-entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 488. No. 1. P. 57–64.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090>
11. Tsai C.-W., Chen Y.-L., Tsai M.-H., Yeh J.-W., Shun T.-T., Chen S.-K. Deformation and annealing behaviors of high-entropy alloy Al_{0.5}CoCrCuFeNi // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 486. No. 1–2. P. 427–435.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.182>
12. Schuh B., Pippan R., Hohenwarter A. Tailoring bimodal grain size structures in nanocrystalline compositionally complex alloys to improve ductility // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 748. P. 379–385. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.073>
13. Xiao L.L., Zheng Z.Q., Guo S.W., Huang P., Wang F. Ultra-strong nanostructured CrMnFeCoNi high entropy alloys // *Materials & Design*. 2020. Vol. 194. Article 108895.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108895>
14. Li Z., Gokuldoss Pradeep K., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Meta-stable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off // *Nature*. 2016. Vol. 534 (7606). P. 227–230.
<https://doi.org/10.1038/nature17981>
15. Otto F., Dlouhý A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi highentropy alloy // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. No. 15. P. 5743–5755.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018>
16. Coury F.G., Kaufman M., Clarke A.J. Solid-solution strengthening in refractory high entropy alloys // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 175. P. 66–81. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.006>
17. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications // *Science*. 2014. Vol. 345. No. 6201. P. 1153–1158.
<https://doi.org/10.1126/science.1254581>
18. Mills W.J. Fracture toughness of type 304 and 316 stainless steels and their welds // *International Materials Reviews*. 1997. Vol. 42. No. 2. P. 45–82. <https://doi.org/10.1179/imr.1997.42.2.45>
19. Strife J.R., Passoja D.E. The effect of heat treatment on microstructure and cryogenic fracture properties in 5Ni and 9Ni steel // *Metallurgical Transactions A*. 1980. Vol. 11. No. 8. P. 1341–1350.
<https://doi.org/10.1007/BF02653488>
- pp. 733–764.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
5. Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Konovalov S.V., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V. Generation of increased mechanical properties of Cantor high-entropy alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp. 599–605. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
6. Wen L.H., Kou H.C., Li J.S., Chang H., Xue X.Y., Zhou L. Effect of aging temperature on microstructure and properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Intermetallics*. 2009, vol. 17, no. 4, pp. 266–269. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2008.08.012>
7. Ng C., Guo S., Luan J., Shi S., Liu C.T. Entropy-driven phase stability and slow diffusion kinetics in an Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloy. *Intermetallics*. 2012, vol. 31, pp. 165–172.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.07.001>
8. Jones N.G., Frezza A., Stone H.J. Phase equilibria of an Al_{0.5}CrFeCoNiCu high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 615, pp. 214–221.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.059>
9. Shun T.-T., Du Y.-C. Age hardening of the Al_{0.3}CoCrFeNi_{0.1} high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 478, no. 1–2, pp. 269–272. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.12.014>
10. Kao Y.-F., Chen T.-J., Chen S.-K., Yeh J.-W. Microstructure and mechanical property of as-cast, -homogenized, and -deformed Al_xCoCrFeNi (0 ≤ x ≤ 2) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 488, no. 1, pp. 57–64.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090>
11. Tsai C.-W., Chen Y.-L., Tsai M.-H., Yeh J.-W., Shun T.-T., Chen S.-K. Deformation and annealing behaviors of high-entropy alloy Al_{0.5}CoCrCuFeNi. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 486, no. 1–2, pp. 427–435.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.182>
12. Schuh B., Pippan R., Hohenwarter A. Tailoring bimodal grain size structures in nanocrystalline compositionally complex alloys to improve ductility. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 748, pp. 379–385. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.073>
13. Xiao L.L., Zheng Z.Q., Guo S.W., Huang P., Wang F. Ultra-strong nanostructured CrMnFeCoNi high entropy alloys. *Materials & Design*. 2020, vol. 194, article 108895.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108895>
14. Li Z., Gokuldoss Pradeep K., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Meta-stable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off. *Nature*. 2016, vol. 534 (7606), pp. 227–230.
<https://doi.org/10.1038/nature17981>
15. Otto F., Dlouhý A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi highentropy alloy. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 15, pp. 5743–5755.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018>
16. Coury F.G., Kaufman M., Clarke A.J. Solid-solution strengthening in refractory high entropy alloys. *Acta Materialia*. 2019, vol. 175, pp. 66–81. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.006>
17. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014, vol. 345, no. 6201, pp. 1153–1158.
<https://doi.org/10.1126/science.1254581>
18. Mills W.J. Fracture toughness of type 304 and 316 stainless steels and their welds. *International Materials Reviews*. 1997, vol. 42, no. 2, pp. 45–82. <https://doi.org/10.1179/imr.1997.42.2.45>
19. Strife J.R., Passoja D.E. The effect of heat treatment on microstructure and cryogenic fracture properties in 5Ni and 9Ni steel. *Metallurgical Transactions A*. 1980, vol. 11, no. 8, pp. 1341–1350.
<https://doi.org/10.1007/BF02653488>

20. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
21. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys // *Entropy*. 2014. Vol. 16. No. 9. P. 4749–4768. <https://doi.org/10.3390/e16094749>
22. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 122. P. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
23. Zhang W., Lian P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys // *Science China Materials*. 2018. Vol. 61. No. 1. P. 2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
24. Громов В.Е., Аксенова К.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. Повышение усталостного ресурса силумина электронно-пучковой обработкой // *Успехи физики металлов*. 2015. Т. 16. № 4. С. 265–297. <https://doi.org/10.15407/ufm.16.04.265>
25. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // *Известия вузов. Физика*. 2008. № 5. С. 60–70.
26. Ротштейн В.П., Проскуровский Д.И., Озур Г.Е., Иванов Ю.Ф. Модификация поверхностных слоев металлических материалов низкоэнергетическими сильнооточными электронными пучками. Новосибирск: СО РАН: Наука, 2019. 348 с.
27. Сильноточные электронные импульсные пучки для авиационного двигателестроения / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.С. Новиков и др.; под общ. ред. В.А. Шулова, А.С. Новикова, В.И. Энгелько. М.: Артек, 2012. 286 с.
28. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
29. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014. 717 p.
30. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.
20. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014, vol. 61, pp. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
21. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*. 2014, vol. 16, no. 9, pp. 4749–4768. <https://doi.org/10.3390/e16094749>
22. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017, vol. 122, pp. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
23. Zhang W., Lian P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*. 2018, vol. 61, no. 1, pp. 2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
24. Gromov V.E., Aksyonova K.V., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F. Increase of a fatigue life of a silumin by electron-beam processing. *Progress in Physics of Metals*. 2015, vol. 16, no. 4, pp. 265–297. <https://doi.org/10.15407/ufm.16.04.265>
25. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of surface of metal-ceramic and ceramic materials with pulsed electron-beam processing. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2008, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).
26. Rotshtein V.P., Proskurovskii D.I., Ozur G.E., Ivanov Yu.F. *Modification of Surface Layers of Metallic Materials by Low-Energy High-Current Electron Beams*. Novosibirsk: SB RAS: Nauka, 2019, 348 p. (In Russ.).
27. Shulov V.A., Paikin A.G., Novikov A.S., etc. *High-Current Electronic Pulse Beams for Aircraft Engine Design*. Shulov V.A., Novikov A.S., Engel'ko V.I. eds. Moscow: Artek, 2012, 286 p. (In Russ.).
28. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016, 196 p.
29. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014, 717 p.
30. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Институт сильнооточной электроники Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0001-8022-7958
E-mail: yufi55@mail.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.sibsui.ru

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: ksv@ssau.ru

Юлия Андреевна Шлярова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-5677-1427
E-mail: rubannikova96@mail.ru

Сергей Владимирович Воробьев, д.т.н., старший научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-3957-0249
E-mail: sparrow1981@mail.ru

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High Current Electronics, SB RAS
ORCID: 0000-0001-8022-7958
E-mail: yufi55@mail.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.sibsui.ru

Sergei V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University
ORCID: 0000-0003-4809-8660
E-mail: ksv@ssau.ru

Yuliya A. Shlyarova, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-5677-1427
E-mail: rubannikova96@mail.ru

Sergei V. Vorob'ev, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-3957-0249
E-mail: sparrow1981@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ:

Иванов Ю.Ф. – проведение электронно-микроскопических исследований, анализ результатов.

Громов В.Е. – формирование концепции работы, анализ ПЭМ изображений, написание статьи.

Коновалов С.В. – подготовка образцов ВЭС, подготовка фольг, анализ результатов, написание статьи.

Шлярова Ю.А. – обзор литературы, подготовка составляющих элементов ВЭС, оформление статьи.

Воробьев С.В. – облучение образцов с различной плотностью энергии, анализ результатов, написание статьи.

Поступила в редакцию 28.05.2021

После доработки 07.06.2021

Принята к публикации 08.09.2021

Received 28.05.2021

Revised 07.06.2021

Accepted 08.09.2021

НАУКОМЕТРИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖУРНАЛА

В 2017 году международная база данных Scopus возобновила индексирование журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия». На инфографике отражены текущие показатели.

Данные предоставлены сайтами www.scopus.com и www.scimagojr.com.

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Издатель:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»

ISSN: 03680797

Периоды индексирования:
1971, 1974 – 1988,
2001 – 2004,
2017 – н.в.

Учредители:



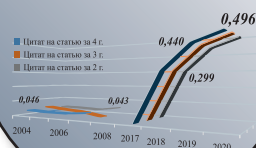
Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»



СИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ИНДУСТРИАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ



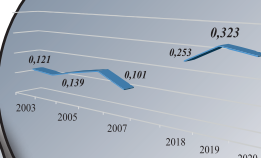
СРЕДНЕЕ
ЦИТИРОВАНИЕ
НА СТАТЬЮ



ОБЩЕЕ
КОЛИЧЕСТВО
ЦИТИРОВАНИЙ

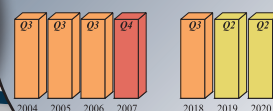


SJR



7

H Index



2020 – Q2
Metals and Alloys

Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Протопопов Е.В., заместитель главного редактора

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Башенко Л.П., заместитель ответственного секретаря

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Запольская Е.М., ведущий редактор

Киселева Н.Н., ведущий редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 26.11.2021. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,5. Заказ 13906. Цена свободная.

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

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

INFLUENCE OF STRUCTURE OF BURNED PELLETS ON STRENGTH AND DESTRUCTION IN STATIC COMPRESSION TESTS

MEDIA CORROSIVENESS AND MATERIALS RESISTANCE AT PRESENCE OF AGGRESSIVE CARBON DIOXIDE

IMPROVING THE TECHNOLOGY OF ROLLING RAIL STEELS BY A COMPREHENSIVE OPTIMIZATION PARAMETER

MODELING OF THERMAL STRESSES DURING HARDENING THE PRODUCT SURFACE BY THERMAL PULSE

THERMODYNAMIC MODELING OF IRON RECOVERY PROCESSES

STRENGTH AND FRACTURE MECHANISM DURING TORSION OF ULTRAFINE-GRAINED AUSTENITIC STEEL FOR MEDICAL APPLICATIONS

ASSESSMENT OF THE IMPACT OF CHEMICAL POLLUTION OF FERROUS METALLURGY ENTERPRISES ON FORESTS USING SATELLITE PHOTOGRAPHS

STRUCTURAL PHASE VARIATIONS IN HIGH-ENTROPY ALLOY AT IRRADIATION BY PULSED ELECTRON BEAM

METHOD FOR DETERMINING THE THERMAL DIFFUSIVITY AND THERMAL CONDUCTIVITY COEFFICIENT BY TEMPERATURES OF PLATE SURFACE AS A SEMI-BOUNDED BODY