

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2024 Том 67 № 6
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Применение метода низкотемпературного восстановления водородом для улучшения магнитных характеристик железных руд

Функциональные свойства сопротивления пластической деформации стали 12X18H10T

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Исследование неоднородности деформации нержавеющей стали с наплавкой

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Термодинамическое моделирование процессов окускования конвертерного шлама



ISSN 0368-0797
eISSN 2410-2091

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2024 Том 67 № 6
Vol. No.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

Scientific and Technical Journal

Published since January 1958. Issued 6 times a year

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

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

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия

Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Редакционная коллегия:

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

В. Д. Белов, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

Е. П. Вольнкина, д.т.н., советник, ОЮЛ «Кузбасская Ассоциация переработчиков отходов», г. Новокузнецк

С. М. Горбатюк, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

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

А. Н. Дмитриев, д.т.н., профессор, академик РАЕН, академик АИН РФ, г. Екатеринбург

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

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

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

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

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

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

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

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

К. Л. Косырев, д.т.н., академик РАЕН, ОАО «Электростальский завод тяжелого машиностроения», г. Москва

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

В. А. Линн, ООО «Линн Хай Терм», Германия

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

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

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

Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, НИТУ «МИСИС»; главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН

Россия, 119049, Москва, Ленинский просп., д. 4, стр. 1, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Заместитель главного редактора:

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

Издатель:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Адреса подразделений редакции:

в Москве

Россия, 119049, Москва, Ленинский просп., д. 4, стр. 1
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Тел.: +7 (495) 638-44-11 E-mail: ferrous@isis.ru

в Новокузнецке

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Л. М. Симонян, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

С. В. Солодов, к.т.н., НИТУ МИСИС, г. Москва

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

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

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

М. Р. Филонов, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва

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

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

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

А. Б. Юрьев, д.т.н., профессор, ректор, СибГИУ, г. Новокузнецк

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

Индексирование: Scopus, Russian Science Citation Index (RSCI), Research Bible, Chemical Abstracts, OCLC и Google Scholar

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



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

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

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya

Founders:



Editor-in-Chief:

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

Deputy Editor-in-Chief:

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

Publisher:

National University of Science and Technology "MISIS"

Editorial Office Address:

in Moscow

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

in Novokuznetsk

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

Editorial Board:

Sailaubai O. Baisanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Abishev Chemical-Metallurgical Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan
Vladimir D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Anatolii A. Brodov, Cand. Sci. (Econ.), Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow
Il'ya V. Chumanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State Research University, Chelyabinsk
Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, RANS, A.M. Prokhorov Academy of Engineering Sciences, Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg
Aleksei V. Dub, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Science and Innovations", Moscow
Mikhail R. Filonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Sergei M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Konstantin V. Grigorovich, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Victor E. Gromov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk
Aleksei G. Kolmakov, Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Valerii M. Kolokol'tsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk
Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Konstantin L. Kosyrev, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RANS, Electrosteel Heavy Engineering Works JSC, Moscow
Yuliya A. Kurganova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Bauman Moscow State Technical University, Moscow
Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany
Vladimir I. Lysak, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Volgograd State Technical University, Volgograd
Valerii P. Meshalkin, Dr. Sci. (Eng.), Academician of RAS, Prof., D.I. Mendeleev Russian Chemical-Technological Academy, Moscow
Radik R. Mulyukov, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Corresponding Member of RAS, Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RANS, NUST MISIS, Moscow
Asylbek Kh. Nurumgaliev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan
Oleg I. Ostrovski, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sydney, Australia
Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy
Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk
Andrei I. Rudskoi, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg
Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg
Laura M. Simonyan, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST MISIS, Moscow
Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany
Boris A. Sivak, Cand. Sci. (Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow
Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg
Sergei V. Solodov, Cand. Sci. (Eng.), NUST MISIS, Moscow
Marcus Speidel, Dr. Natur. Sci., Prof., Swiss Academy of Materials, Switzerland
Nikolai A. Spirin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg
Guoi Tang, Institute of Advanced Materials of Tsinghua University, Shenzhen, China
Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk
Ekaterina P. Volynkina, Dr. Sci. (Eng.), Advisor, ALE "Kuzbass Association of Waste Processors", Novokuznetsk
Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk
Vladimir S. Yusupov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow
Vladimir I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Institute of Metallurgy, Ural Branch of RAS, Ural Federal University, Yekaterinburg
Michael Zinigrad, Dr. Sci. (Physical Chemistry), Prof., Rector, Ariel University, Israel
Vladimir I. Zolotukhin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Tula State University, Tula

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

Indexed: Scopus, Russian Science Citation Index (RSCI), Research Bible, Chemical Abstracts, OCLC and Google Scholar

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



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

К 90-летию Леопольда Игоревича Леонтьева 634

To the 90th Anniversary of Leopold Igorevich Leont'ev .. 634

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С. Исследование влияния химического состава сталей для производства мелющих шаров на их деформационные характеристики 637

Umanskii A.A., Baidin V.V., Simachev A.S. Influence of chemical composition of steels for production of grinding balls on their deformation characteristics 637

Конохов Ю.В., Ханна Р., Масленников Н.А., Ли К., Лян Ц., Бурмистров И.Н., Карпенков Д.Ю., Кашевский С.В., Кравченко М.В. Применение метода низкотемпературного восстановления водородом для улучшения магнитных характеристик железных руд 644

Konyukhov Yu.V., Khanna R., Maslennikov N.A., Li K., Liang Z., Burmistrov I.N., Karpenkov D.Yu., Kashesvskii S.V., Kravchenko M.V. Application of low-temperature reduction by hydrogen for enhancing the magnetic characteristics of several iron ores 644

Олифиренко И.А., Осколкова Т.Н., Полевой Е.В. О результатах трибологических исследований железнодорожных рельсов 653

Olifirenko I.A., Oskolkova T.N., Polevoi E.V. On the results of tribological studies of railway rails 653

Шкирмونتв А.П. Подэлектродный промежуток и удельное электросопротивление ванны ферросплавной печи 660

Shkirmontov A.P. Sub-electrode gap and specific electrical resistance of a ferroalloy furnace bath 660

Выдрин А.В., Красиков А.В., Корсаков А.А., Гейм Е.А. Функциональные свойства сопротивления пластической деформации стали 12X18H10T 665

Vydrin A.V., Krasikov A.V., Korsakov A.A., Geim E.A. Functional properties of plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel 665

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ
ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

ECOLOGY AND RATIONAL USE
OF NATURAL RESOURCES

Клеоновский М.В., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Михеенков А.М., Матюхин О.В. Воздействие механической обработки на процессы восстановления оксидов железа в техногенном сырье 671

Kleonovskii M.V., Sheshukov O.Yu., Mikheenkoy M.A., Mikheenkoy A.M., Matyukhin O.V. Effect of mechanical processing on reduction of iron oxides in man-made raw materials 671

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

MATERIALS SCIENCE

Буякова С.П., Каюров К.Н., Баранникова С.А. Исследование неоднородности деформации нержавеющей стали с наплавкой 679

Buyakova S.P., Kayurov K.N., Barannikova S.A. Inhomogeneity of deformation of surfaced stainless steel 679

Никоненко А.В., Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Утяганова В.Р., Савченко Н.Л., Зыкова А.П. Структурно-фазовое состояние и свойства композитного сплава 56GM/(W + WC(Ni)), полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства 686

Nikonenko A.V., Vorontsov A.V., Shamarin N.N., Utyaganova V.R., Savchenko N.L., Zykova A.P. Structural-phase state and properties of 56GM/(W + WC(Ni)) composite alloy obtained by wire electron beam additive manufacturing 686

Мансеров С.А., Аносов М.С., Мордовина Ю.С., Чернигин М.А. Влияние режима 3D-печати на структуру и усталостную прочность стали 30ХГСА 696

Mantserov S.A., Anosov M.S., Mordovina Yu.S., Chernigin M.A. Effect of 3D printing mode on structure and fatigue strength of 30CrMnSi steel 696

Данилов В.И., Орлова Д.В., Шляхова Г.В., Миرون Ю.П., Петрова Е.Д. Исследование структурно-фазового состава и механических свойств металлокомпозита нержавеющей сталь – низкоуглеродистая сталь 702

Danilov V.I., Orlova D.V., Shlyakhova G.V., Mironov Yu.P., Petrova E.D. Structural-phase composition and mechanical properties of stainless steel – low carbon steel metal composite 702

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

- Колубаев А.В., Сизова О.В.** Структура и свойства покрытий, полученных способом газотермического напыления 710
- Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полежаева Н.А., Осипова В.В., Аккузин С.А., Чернов В.М.** Ударная вязкость и особенности разрушения 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 в температурном интервале от –196 до 100 °С 716

- Kolubaev A.V., Sizova O.V.** Structure and properties of coatings obtained by gas-thermal spraying 710
- Spiridonova K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Osipova V.V., Akkuzin S.A., Chernov V.M.** Impact strength and fracture features of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823 in temperature range from –196 to 100 °C 716

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ**

**PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES**

- Протопопов Е.В., Рыбенко И.А., Беленецкий Е.А.** Термодинамическое моделирование процессов окискования конвертерного шлама 725

- Protopopov E.V., Rybenko I.A., Belenetskii E.A.** Thermodynamic modeling of converter sludge sintering 725

**ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ**

**INNOVATIONS IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS**

- Никитин А.Г., Фастыковский А.Р., Герасимов С.П.** Совершенствование работы волочильного стана 731
- Нефедов А.В., Ишмухаметов Р.Э., Чиченев Н.А.** Реинжиниринг шаровой мельницы Новотроицкого завода хромовых соединений 735

- Nikitin A.G., Fastykovskii A.R., Gerasimov S.P.** Improving operation of a drawing mill 731
- Nefedov A.V., Ishmukhametov R.E., Chichenev N.A.** Re-engineering of ball mill at Novotroitsk Plant of Chromium Compounds 735

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

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

- Корнет М.Е., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В.** Планирование системы ремонтов конвертеров в условиях квазипериодического функционирования агрегатов 738

- Kornet M.E., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V.** Planning BOF repair system in conditions of quasi-periodic operation of units 738

- Указатель статей, помещенных в 2024 г., том 67 744

- Index of articles “Izvestiya. Ferrous Metallurgy” for 2024, vol. 67 744



Редакционная статья
Editorial article

К 90-ЛЕТИЮ ЛЕОПОЛЬДА ИГОРЕВИЧА ЛЕОНТЬЕВА

1 декабря 2024 г. исполнилось 90 лет академику Леопольду Игоревичу Леонтьеву, крупному ученому и видному деятелю российской металлургии.

Леонтьев Л.И. – советский и российский учёный-металлург, крупный специалист в области физической химии и технологии металлургических процессов, доктор технических наук, профессор, академик РАН, выдающийся представитель уральской школы металлургов.

Научная деятельность Леопольда Игоревича началась в Институте металлургии Уральского отделения РАН, куда он был направлен на работу в 1957 г. после окончания с отличием металлургического факультета Уральского политехнического университета им. С.М. Кирова и где прошел путь от старшего лаборанта до директора Института.

Леонтьев Л.И. внес значительный вклад в развитие теории и практики металлургических процессов. Он является автором более 600 научных публикаций, среди которых монографии, учебники и статьи в ведущих международных журналах, более 100



авторских свидетельств на изобретения и патентов. Его научная деятельность в основном связана с разработкой физико-химических основ комплексного передела поликомпонентных руд, созданием научно-



обоснованных экологически безопасных технологий их переработки. Большой вклад внесен им в теорию и практику подготовки железорудного сырья к металлургическому переделу.

За достижения в науке Леопольд Игоревич награжден орденом Трудового Красного Знамени (1986) и орденом Почёта (1999), является лауреатом Государственной премии РФ в области науки и техники (2000), премий Правительства РФ (2002, 2008, 2019), премии имени И. П. Бардина РАН (2004), награжден знаком отличия «За заслуги перед Свердловской областью» 3-й степени (2009), удостоен почётной негосударственной Демидовской премии (2020).

Леонтьев Л.И. ведёт обширную экспертную и организационную деятельность в качестве председателя Научного совета по металлургии и металлостроению Отделения химии и наук о материалах РАН. Он возглавлял оргкомитеты ежегодных двусторонних российско-израильских конференций по материаловедению (2002 – 2020), всероссийских конференций «Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения», международных конгрессов «Техноген», входит в состав оргкомитетов ряда всероссийских и международных конференций, является председателем экспертного совета междисциплинарной программы РФФИ «Фундаментальные основы энергоресурсоэффективной экологически безопасной переработки техногенных отходов». Леонтьев Л.И. – член бюро Отделения химии и наук о материалах, Научного совета РАН по материалам и наноматериалам, заместитель председателя Научного совета РАН по глобальным экологическим проблемам, член президиума правления Российского химического общества им. Д.И. Менделеева, член Совета старейшин РАН.

Особое место в жизни Леопольда Игоревича занимает работа в системе высшего образования. В 1987 – 1998 гг. он работал в должности профессора, заведующего кафедрой УГТУ-УПИ.

С 1998 г. в течение многих лет Леонтьев Л.И. является профессором кафедры энергоэффективных ресурсосберегающих промышленных технологий НИТУ МИСИС. Под его руководством были разработаны и внедрены инновационные образовательные программы подготовки высококвалифицированных специалистов в области металлургии и смежных дисциплин. Леопольд Игоревич активно участвует в научных исследованиях и способствует укреплению связей между наукой и промышленностью. Его научные труды и педагогический опыт стали основой для многих учебных программ и курсов, которые сегодня

являются неотъемлемой частью образовательного процесса кафедры энергоэффективных ресурсосберегающих технологий НИТУ МИСИС. Его работа в институте продолжает вдохновлять новые поколения ученых.

В день 90-летия мы выражаем глубокую благодарность Леопольду Игоревичу за его огромный вклад в развитие науки и образования и желаем ему крепкого здоровья, новых научных открытий и дальнейших успехов в его благородной деятельности.

Коллектив кафедры энергоэффективных ресурсосберегающих промышленных технологий НИТУ МИСИС, коллеги и ученики



С 2015 года Леопольд Игоревич является бессменным главным редактором нашего журнала. Его колоссальный опыт, безграничные знания в нашей области и научная смекалка вносят неоценимый вклад в работу редакции. Присоединяемся к поздравлениям и благодарим Леопольда Игоревича за его неиссякаемый оптимизм и удовольствие от совместной работы! Желаем долгих лет жизни, здоровья и новых интересных проектов!

*Редакция журнала
«Известия ВУЗов. Черная металлургия»*



Уважаемый Леопольд Игоревич!

От имени коллектива Университета МИСИС и себя лично поздравляю Вас с днём рождения!

Посвятив свою жизнь науке, Вы прошли впечатляющий путь от старшего лаборанта до директора Института металлургии Уральского отделения РАН. Ваша научно-исследовательская деятельность, результатом которой стали многочисленные монографии, свидетельства на изобретения, патенты, – значимый вклад в развитие теории и практики металлургических процессов.

Благодарю Вас за вовлечённость в научно-образовательную деятельность НИТУ МИСИС. Под Вашим руководством журнал «Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия» остаётся флагманским научным изданием по актуальным вопросам современной металлургии и перспектив её развития.

Ваши исследовательский талант и верность призванию – вдохновляющий пример для молодого поколения учёных и специалистов.

Желаю Вам, уважаемый Леопольд Игоревич, крепкого здоровья и благополучия!

С уважением,
ректор НИТУ МИСИС

А.А. Черникова



Уважаемый Леопольд Игоревич!

От имени коллектива Сибирского государственного индустриального университета поздравляем Вас с замечательным юбилеем – 90-летием со дня рождения!

Леопольд Игоревич, Вы – выдающийся ученый, труды которого широко известны в России и за рубежом.

Вы являетесь ярким представителем плеяды талантливых ученых, мудрых руководителей, организаторов науки, основателем научной школы, внесшей огромный вклад в развитие металлургии России, признанным специалистом в области металлургии, комплексного передела железных руд, создания электрохимических способов получения наноразмерных и субмикронных металлических порошков в солевых расплавах, технологий переработки техногенных отходов с помощью пирометаллургических процессов, главным редактором журнала «Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия», идеологом и председателем оргкомитета конгресса Международных конгрессов «Фундаментальные основы технологий переработки и утилизации техногенных отходов» («Техноген»).

Подготовка и защита докторской диссертации, сотни публикаций, десятки учеников, защитивших кандидатские и докторские диссертации, Академик Российской академии наук, Лауреат Государственной премии РФ, трижды лауреат премии Правительства РФ, премии имени И.П. Бардина РАН, Демидовской премии, премии им. В.Е. Грум-Гржимайло УрО РАН, это лишь краткий перечень из всего необъятного списка Ваших достижений и заслуг. Низкий поклон и уважение за Ваши заслуги.

Дорогой Леопольд Игоревич, в этот знаменательный день желаем Вам от лица новокузнецких металлургов крепкого Сибирского здоровья, новых идей и научных достижений, пусть жизненные невзгоды обходят Вас стороной, а удача и успех сопутствуют всем Вашим начинаниям.

Д.т.н., профессор
Д.т.н., профессор
Д.т.н., профессор
Д.т.н., профессор

А.Б. Юрьев
Е.В. Протопопов
М.В. Темлянецв
А.А. Уманский



УДК 621.771.65

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-637-643



Оригинальная статья

Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МЕЛЮЩИХ ШАРОВ НА ИХ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

А. А. Уманский , В. В. Байдин, А. С. Симачев

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

umanskii@bk.ru

Аннотация. Авторы определили закономерности влияния химического состава и параметров деформации шаровых сталей экспериментального химического состава на их деформируемость. Разработку экспериментальных химических составов шаровых сталей вели, опираясь на имеющийся опыт отечественных и зарубежных исследователей, с учетом возможности дальнейшего применения полученных результатов для шаровых сталей стандартных марок. Исследования проводились с использованием специализированной лабораторной установки методом горячего кручения образцов. Повышение содержания углерода в диапазоне 0,72 – 0,85 %, марганца в интервале от 0,72 до 0,85 %, хрома в диапазоне 0,38 – 1,71 % и никеля в интервале от 0,08 до 0,87 % оказывает значимое влияние на увеличение сопротивления деформации сталей. При этом количественное влияние содержания углерода в сталях на их сопротивление деформации является значительно более выраженным по отношению к марганцу, хрому и никелю. Определено, что снижение температуры деформации с 1200 до 900 °С, увеличение скорости деформации в интервале от 1 до 10 с⁻¹ и истинной деформации в диапазоне 0,05 – 0,35 обуславливают повышение сопротивления деформации шаровых сталей вне зависимости от их химического состава. Влияние всех перечисленных параметров на сопротивление сталей деформированию имеет выраженный нелинейный характер и наибольшее относительное влияние на сопротивление деформации оказывает температура деформации. Полученные данные обобщены в виде уравнения множественной регрессии, устанавливающего количественную взаимосвязь сопротивления стали деформированию с ее химическим составом и параметрами деформации. Проверка адекватности полученного уравнения применительно к условиям прокатки заготовок шаровых сталей стандартных марок на непрерывном среднесортном стане 450 АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» подтвердила возможность его использования для прогнозирования энергосиловых параметров прокатки шаровых сталей различного химического состава.

Ключевые слова: сопротивление деформации, мелющие шары, сортовые заготовки, горячее кручение, химический состав, температурно-скоростные параметры деформации

Для цитирования: Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С. Исследование влияния химического состава сталей для производства мелющих шаров на их деформационные характеристики. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):637–643.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-637-643>

INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF STEELS FOR PRODUCTION OF GRINDING BALLS ON THEIR DEFORMATION CHARACTERISTICS

А. А. Umanskii , V. V. Baidin, A. S. Simachev

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

umanskii@bk.ru

Abstract. The conducted studies determined the patterns of influence of chemical composition and deformation parameters of ball steels with experimental chemical composition on their deformability. The development of experimental chemical compositions of ball steels was carried out based on the existing experience of domestic and foreign researchers, taking into account the possibility of further application of the obtained results for ball steels of standard grades. The studies were carried out using a specialized laboratory installation by the method of hot-rolling samples. An increase in the carbon content in the range of 0.72 – 0.85 %, manganese in the range from 0.72 to 0.85 %, chromium in the range of 0.38 – 1.71 % and nickel in the range from 0.08 to 0.87 % has a significant effect on increasing the deformation resistance of steels. At the same time, the quantitative effect of carbon content in the steels on their deformation resistance is much more

pronounced in relation to manganese, chromium and nickel. It was determined that a decrease in the deformation temperature from 1200 to 900 °C, an increase in the deformation rate in the range from 1 to 10 s⁻¹ and true deformation in the range 0.05 – 0.35 cause an increase in the deformation resistance of ball steels, regardless of their chemical composition. The influence of all these parameters on the deformation resistance of steels has a pronounced nonlinear character and the deformation temperature has the greatest relative influence on the deformation resistance. The data obtained are summarized in the form of a multiple regression equation, which establishes the quantitative relationship between the resistance of steel to deformation with its chemical composition and deformation parameters. Verification of the adequacy of the obtained equation in relation to the rolling conditions of ball steel billets of standard grades at the continuous medium-grade mill 450 of JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant confirmed the possibility of using it to predict the energy-power parameters of rolling ball steels of various chemical composition.

Keywords: deformation resistance, grinding balls, long billet, hot torsion, chemical composition, temperature and velocity parameters of deformation

For citation: Umanskii A.A., Baidin V.V., Simachev A.S. Influence of chemical composition of steels for production of grinding balls on their deformation characteristics. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):637–643. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-637-643>

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день одним из основных направлений повышения твердости, износ- и ударостойкости стальных мелющих шаров является совершенствование их химического состава [1 – 3]. Данный факт объясняется тем, что стандартные шаровые стали не обеспечивают необходимого уровня приведенных показателей качества мелющих шаров [4 – 6].

Целый ряд разработок направлен на совершенствование химического состава сталей с целью повышения эксплуатационных характеристик производимых мелющих шаров. В работах [7; 8] проведено опытно-промышленное опробование производства шаров диаметром 35 мм пятой группы твердости из стали, легированной марганцем и хромом до концентрации 0,90 – 1,05 и 0,40 соответственно. Согласно полученным результатам произведенные из указанной стали шары после термической обработки обладают следующими характеристиками:

- твердость на поверхности 59 – 64 HRC;
- твердость на глубине 1/2 радиуса 55 – 60 HRC;
- коэцизивная сила (внутренние напряжения шара) 44 – 50 единиц.

Существует значительное количество изобретений [9 – 11], в которых качественный и количественный составы легирующих элементов в предлагаемых шаровых сталях изменяется в достаточно широких пределах. При этом в изобретениях отечественных авторов в качестве основных легирующих элементов выступают марганец и хром при их содержании в сталях до 0,90 и 0,60 % соответственно. Отличительные особенности изобретений зарубежных авторов от отечественных аналогов: значительно более широкий перечень легирующих элементов в шаровых сталях, в который, помимо марганца и хрома, также входят кремний, никель, молибден, ниобий; более высокая степень легирования марганцем и хромом (верхний предел их концентрации в сталях составляет 2,0 и 1,5 %).

В настоящее время следует констатировать отсутствие единого мнения об оптимальном химическом составе стали для производства мелющих шаров. Однако имеется общая тенденция к повышению сте-

пени легирования рассматриваемых сталей. Увеличение концентрации легирующих элементов в стали в большинстве случаев повышает их сопротивление деформации в процессе прокатки [12 – 14], что приводит к соответствующему увеличению нагрузок на оборудование прокатных станов [15; 16].

С учетом значительной погрешности, возникающей при экстраполяции данных о сопротивлении деформации известных марок на стали нового химического состава [17 – 19], имеет место необходимость в проведении экспериментальных исследований рассматриваемых показателей применительно к шаровым сталям новых марок. Помимо станов поперечно-винтовой прокатки в технологическом цикле производства мелющих шаров задействованы многоклетьевые крупно- или среднесортные прокатные станы, используемые для производства исходных заготовок круглого поперечного сечения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве объекта исследований использовали образцы пяти вариантов химического состава, для которых ранее [20] проведены исследования процессов формирования микроструктуры шаров после их термической обработки. Основными отличительными особенностями указанных вариантов было следующее (табл. 1):

- 1) наличие и степень легирования хромом и никелем;
- 2) содержание углерода и марганца в стали.

При разработке указанных химических составов шаровых сталей учитывали опыт отечественных и зарубежных исследователей. При этом диапазон концентрации углерода, марганца, хрома и никеля в опытных сталях выбирали с учетом возможности дальнейшего обобщения результатов исследований в виде зависимостей механических и деформационных характеристик от содержания указанных элементов и возможности их применения для шаровых сталей стандартных марок (табл. 2).

Исследования сопротивления деформации шаровых сталей проводили на специализированной лабораторной установке (рис. 1) методом горячего кручения.

Таблица 1. Химический состав образцов опытных сталей

Table 1. Chemical composition of experimental steel samples

Элемент	Содержание, мас. %, элементов в стали (вариант)				
	1	2	3	4	5
C	0,73 – 0,75	0,70 – 0,74	0,83 – 0,85	0,72 – 0,76	0,75 – 0,78
Si	0,31 – 0,38	0,32 – 0,36	0,34 – 0,37	0,36 – 0,39	0,30 – 0,32
Mn	0,75 – 0,84	0,75 – 0,78	0,80 – 0,85	0,76 – 0,78	0,72 – 0,75
Cr	0,38 – 0,42	1,43 – 1,49	0,81 – 0,83	1,63 – 1,71	1,06 – 1,10
Ni	0,08 – 0,11	0,73 – 0,75	0,19 – 0,21	0,85 – 0,87	0,46 – 0,48
Cu	0,09 – 0,12	0,10 – 0,12	0,11 – 0,13	0,09 – 0,11	0,11 – 0,13
Ti	0,004 – 0,006	0,004 – 0,005	0,007	0,014 – 0,016	0,007
V	0,03 – 0,04	0,04	0,07 – 0,08	0,04	0,04
S	0,010 – 0,014	0,010 – 0,013	0,015 – 0,018	0,009 – 0,011	0,009 – 0,010
P	0,009 – 0,012	0,009 – 0,013	0,009 – 0,012	0,005 – 0,008	0,008 – 0,010

Конструкция включает в себя подвижный и неподвижный валы, расположенные внутри печи сопротивления. Образцы в форме цилиндров с дополнительными головками на концевых участках фиксируются в пазах указанных валов и после нагрева до заданной температуры испытываются на кручение путем вращения подвижного вала.

Наличие в блоке программного управления установки информации о крутящем моменте и накоплении степени деформации позволяет определить сопротивление деформации:

$$\sigma = \frac{12\sqrt{3}}{\pi d_0^3} M, \quad (1)$$

где d_0 – диаметр образца до испытания; M – крутящий момент.

Адекватность использования указанной установки для определения пластических и деформационных

характеристик сталей подтверждена ранее проведенными исследованиями рельсовых сталей [21].

При проведении экспериментальных исследований температуру деформации варьировали в пределах 900 – 1200 °С с шагом 50 °С, относительную степень деформации – в пределах 5 – 35 % с шагом 5 %; использовали скорость деформации 1, 5 и 10 с⁻¹. Выбранный интервал варьирования параметров деформации соответствует диапазону их изменения при производстве сортовых заготовок и мелющих шаров в условиях промышленных прокатных станков.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Обобщение результатов экспериментальных исследований позволило установить (рис. 2, табл. 1), что вне зависимости от сочетания температурно-скоростных параметров и степени деформации наиболее труднодеформируемой из рассматриваемых является сталь 4,

Таблица 2. Химический состав шаровых сталей стандартных марок

Table 2. Chemical composition of standard grade ball steels

Марка стали	Содержание элементов, мас. %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Cu	S	P
Ш2.1	0,60 – 0,69	0,20 – 0,30	0,60 – 0,70	–	–	–	–	≤ 0,025	≤ 0,030
Ш2.2	0,70 – 0,80	0,20 – 0,30	0,60 – 0,70	–	–	–	–	≤ 0,015	≤ 0,020
Ш2.3	0,65 – 0,75	0,20 – 0,35	0,70 – 0,80	0,30 – 0,40	≤ 0,30	–	≤ 0,30	≤ 0,020	≤ 0,030
Ш2.4	0,65 – 0,75	0,20 – 0,35	0,70 – 0,80	0,35 – 0,45	≤ 0,30	–	≤ 0,30	≤ 0,020	≤ 0,030
Ш2.Л	0,65 – 0,75	0,20 – 0,35	0,70 – 0,80	0,50 – 0,60	≤ 0,30	–	≤ 0,30	≤ 0,015	≤ 0,020
Ш1	0,50 – 0,65	0,17 – 0,37	0,60 – 0,70	≤ 0,30	≤ 0,25	≤ 0,03	≤ 0,25	≤ 0,020	≤ 0,030
Ш2	0,60 – 0,75	0,17 – 0,37	0,65 – 0,80	≤ 0,30	≤ 0,25	≤ 0,03	≤ 0,25	≤ 0,020	≤ 0,030
Ш4.1	0,60 – 0,70	0,35 – 0,45	0,65 – 0,75	0,35 – 0,45	≤ 0,25	≤ 0,03	≤ 0,25	≤ 0,020	≤ 0,030
Ш4.2	0,55 – 0,65	0,35 – 0,45	0,65 – 0,75	0,50 – 0,60	0,30 – 0,40	0,02 – 0,05	≤ 0,25	≤ 0,020	≤ 0,030
Ш5	0,65 – 0,75	0,35 – 0,45	0,75 – 0,85	0,55 – 0,60	0,40 – 0,50	0,02 – 0,05	≤ 0,25	≤ 0,020	≤ 0,030

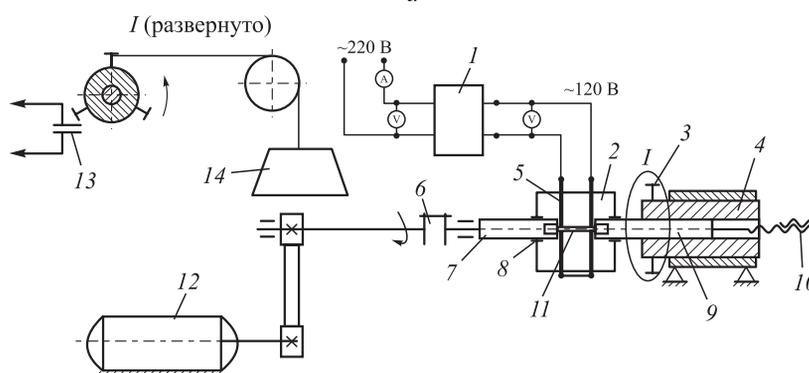


Рис. 1. Общий вид (а) и схема (б) установки для испытаний образцов на горячее кручение:
 1 – трансформатор; 2 – печь сопротивления; 3 – стопорный винт; 4 – корпус неподвижного вала;
 5 – устройство для фиксации количества оборотов; 6 – силовые нагреватели; 7 – подвижный вал; 8 – уплотнение;
 9 – неподвижный вал; 10 – винт-гайка; 11 – стальной образец; 12 – электродвигатель; 13 – размыкающий контакт; 14 – груз

Fig. 1. General view (a) and diagram (b) of the installation for testing samples for hot torsion:
 1 – transformer; 2 – resistance furnace; 3 – locking screw; 4 – fixed shaft housing; 5 – device for fixing the number of revolutions;
 6 – silite heaters; 7 – movable shaft; 8 – seal; 9 – fixed shaft; 10 – screw nut; 11 – steel sample; 12 – electric motor; 13 – opening contact; 14 – load

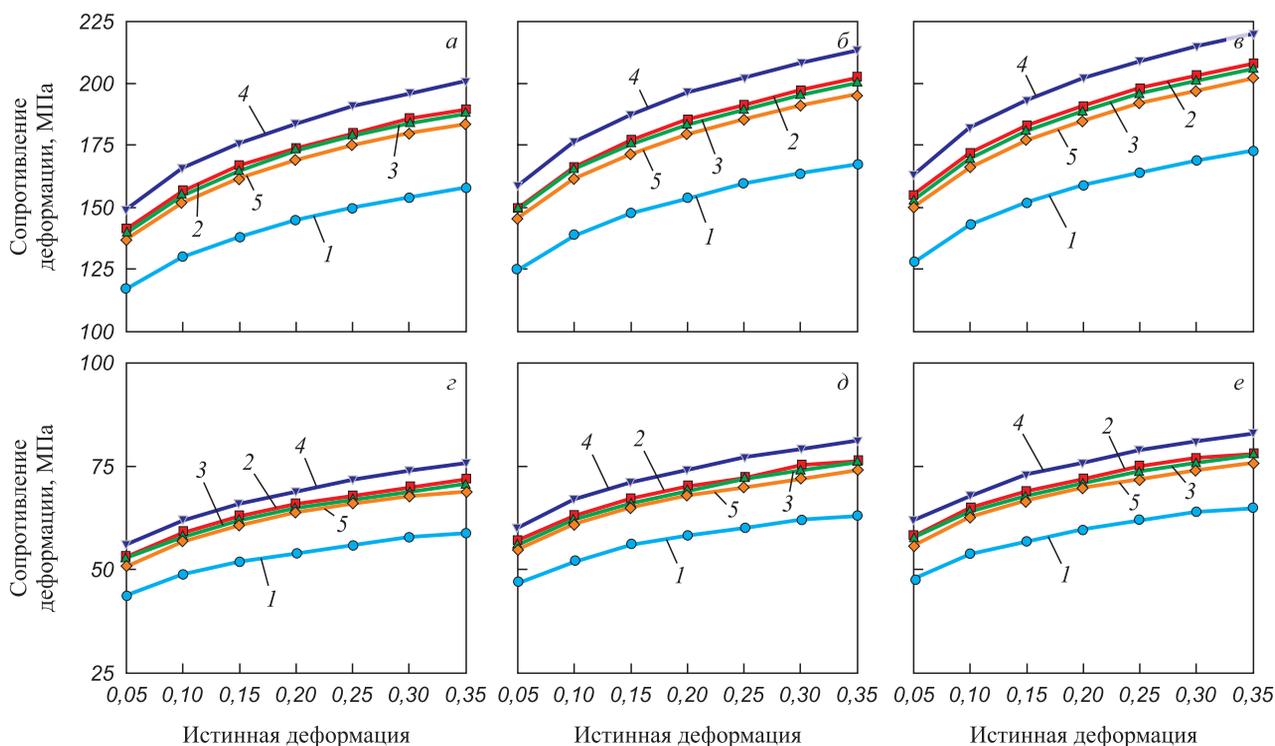


Рис. 2. Кривые течения для шаровых сталей при температуре деформации 900 (а – в) и 1200 °С (г – е) и скорости деформации 1 (а, г), 5 (б, д) и 10 с⁻¹ (в, е)

Fig. 2. Flow curves for ball steels at deformation temperatures of 900 (a – в) and 1200 °С (г – е) and deformation rates of 1 (а, г), 5 (б, д) and 10 s⁻¹ (в, е)

а значительно меньшим сопротивлением деформации обладает сталь 1. При этом сопротивления деформированию сталей химического состава по оставшимся вариантам 2, 3, 5 находятся примерно на одном уровне и занимают промежуточное положение.

Полученные результаты можно интерпретировать следующим образом. Для сталей 1, 2, 4 и 5 наиболее значимое влияние на сопротивление деформации оказало содержание в них хрома и никеля. Фактически сопротивление деформации данных сталей пропорционально концентрации в них указанных элементов. При этом данная зависимость проявляется особенно явно с учетом незначительного отклонения концентраций остальных элементов. Отклонение по среднему содержанию углерода в образцах не превышает 0,045 %, кремния – 0,065 %, марганца – 0,060 % (табл. 1). Применительно к стали 3 влияние хрома и никеля на ее деформируемость не является определяющим, так как при значительно более низкой концентрации рассматриваемых элементов в сталях 2 и 5 (табл. 1) сопротивление деформации имеет близкое с указанными сталями значение. Такие значения сопротивления деформации стали 3, очевидно, явились следствием повышенного содержания в ней углерода на 0,120 и 0,075 % и марганца на 0,06 и 0,09 % по сравнению со сталями 2 и 5. В целом полученные результаты свидетельствуют о превалирующем в количественном отношении влиянии содержания углерода в шаровых сталях на их сопротивление деформации по отношению к другим рассматриваемым элементам.

Определено, что для всех рассматриваемых вариантов химического состава сталей увеличение степени и скорости деформации, а также уменьшение температуры деформации приводит к снижению их деформируемости (повышению сопротивления деформации). При этом влияние всех перечисленных параметров на сопротивление деформации имеет выраженный нелинейный характер, что качественно согласуется с общепринятыми представлениями. Наибольшее влияние на сопротивление деформации в рамках рассматриваемых интервалов изменения параметров деформации оказывают ее температурные условия. Так, снижение температуры деформации с максимального до минимального значений (с 1200 до 900 °С) приводит к увеличению сопротивления деформации в среднем в 2,7 раза при аналогичных скорости и степени деформации. В то же время повышение истинной деформации с нижней до верхней границ рассматриваемого интервала (с 0,05 до 0,35) увеличивает сопротивление деформированию при аналогичных температурно-скоростных параметрах только в среднем на 36 %, а влияние скорости деформации проявляется в возможном увеличении сопротивления деформации только на 9 %.

Обобщение и обработка полученных результатов экспериментальных исследований позволили получить уравнение регрессии, устанавливающее количествен-

ную взаимосвязь сопротивления деформации сталей для производства мелющих шаров с их химическим составом и параметрами прокатки:

$$\sigma_s = (4032[C] + 3336[Mn] + 546[Cr] + 364[Ni])3689e^{-3,255\left(\frac{t}{1000}\right)}\varepsilon^{0,153}u^{0,004}, \quad (2)$$

где σ_s – сопротивление деформации стали, МПа; [C], [Mn], [Cr] и [Ni] – содержание углерода, марганца, хрома и никеля в стали, %; t – температура прокатки, °С; ε – истинная деформация; u – скорость деформации, с⁻¹.

Проверку адекватности уравнения проводили путем сравнения усилия прокатки, полученного расчетным путем с использованием вычисленных сопротивлений деформации, с фактическими усилиями прокатки при производстве шаровых заготовок диаметром 60 мм из

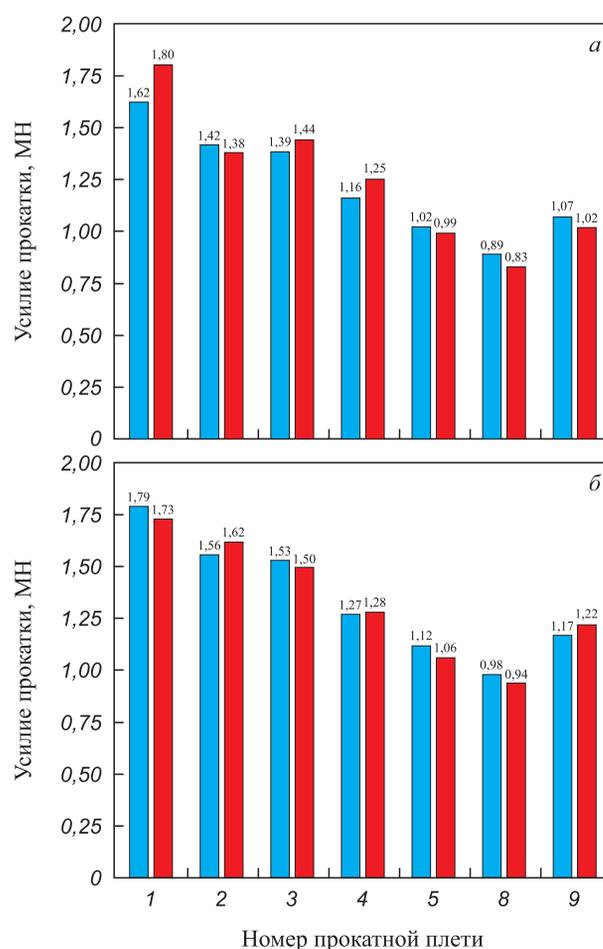


Рис. 3. Усилие прокатки в черновых клетях среднесортного стана 450 АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» при производстве шаровой заготовки диаметром 60 мм из стали марок Ш2.1 (а) и Ш2.3 (б):

■ – расчет; ■ – факт

Fig. 3. Rolling force in the roughing stands of the medium-grade mill 450 of JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant in the production of a ball furnace with a diameter of 60 mm made of steel grades Sh2.1 (a) and Sh2.3 (b):

■ – calculation; ■ – fact

сталей марок Ш2.1 и Ш2.3 (табл. 2) на непрерывном среднесортном стане 450 АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат». По полученным данным, отклонения не превысили 10 % (рис. 3). Это свидетельствует об адекватности уравнения и возможности его использования при разработке и совершенствовании режимов прокатки как мелющих шаров, так и исходных заготовок.

Выводы

На основании экспериментальных исследований определены закономерности качественного и количественного влияния химического состава шаровых сталей и параметров их деформации на сопротивление пластическому деформированию. Полученные результаты обобщены в виде уравнения множественной регрессии, адекватность которого подтверждена применительно к условиям производства заготовок из шаровых сталей на непрерывном среднесортном стане 450 АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Aldrich C. Consumption of steel grinding media in mills. *Minerals Engineering*. 2013;49:77–91. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2013.04.023>
- Bai X., Jin Y. Heat treatment of wear resistant steel ball for large ball mill. *Jinshu Rechuli / Heat Treatment of Metals*. 2017;42(5):193–196. <https://doi.org/10.13251/j.issn.0254-6051.2017.05.040>
- Kotenok V.I., Podobedov S.I. Energy-efficient design of rolls for ball-rolling mills. *Metallurgist*. 2001;45(9-10):363–367. <https://doi.org/10.1023/A:1017920006038>
- Song Z., Pu Y., Liu Z., Wang B. Analysis of failure of grinding balls during service. *Metal Science and Heat Treatment*. 2022;64(12):127–133. <https://doi.org/10.1007/s11041-022-00772-3>
- Li T., Peng Y., Zhu Z., Zou S., Liu S., Yin Z., Ni X., Chang X. Multi-layer kinematics and collision energy in a large-scale grinding mill-the largest semi-autogenous grinding mill in China. *Advances in Mechanical Engineering*. 2016;8(12):1–10. <https://doi.org/10.1177/1687814016681371>
- Рахутин М.Г., Бойко П.Ф. Пути совершенствования методов оценки основных характеристик мелющих шаров. *Уголь*. 2017;(12(1101)):49–52. <https://doi.org/10.18796/0041-5790-2017-12-49-52>
Rakhutin M.G., Boyko P.F. Ways to improve assessment methods of the main characteristics of grinding balls. *Ugol' – Russian Coal Journal*. 2017;(12(1101)):49–52. (In Russ.). <https://doi.org/10.18796/0041-5790-2017-12-49-52>
- Быков П.О., Касимгазинов А.Д. Исследование и апробация технологии получения катаных помольных шаров 5 группы твердости в условиях ПФ ТОО «Кастинг». *Наука и техника Казахстана*. 2018;(1):31–40.
Bykov P.O., Kasimgazinov A.D. Research and approbation of production technology for rolled grinding balls of the 5th group of hardness in the PB LLP “Casting”. *Nauka i tekhnika Kazakhstana*. 2018;(1):31–40. (In Russ.).
- Найзабеков А.Б., Мухаметкалиев Б.С., Арбуз А.С., Лежнев С.Н. Снижение расхода стальных мелющих шаров путем улучшения технологии их производства. *Вести высших учебных заведений Черноземья*. 2016;(4(46)):78–86.
Naizabekov A.B., Mukhametkaliev B.S., Arbuz A.S., Lezhnev S.N. Reducing consumption of steel grinding balls by improving their production technology. *Vesti vysshikh uchebnykh zavedenii Chernozem'ya*. 2016;(4(46)):78–86. (In Russ.).
- Пат. 2340699 РФ. Сталь для мелющих шаров / В.В. Павлов, О.В. Корнева, О.П. Атконова; заявл. 31.10.2006; опубл. 10.12.2008. Бюл. 34.
- Пат. 2425168 РФ. Сталь / А.Б. Юрьев, Н.Х. Мухатдинов, О.П. Атконова и др.; заявл. 05.10.2009; опубл. 27.07.2011. Бюл. № 21.
- Пат. 2425169 РФ. Сталь / А.Б. Юрьев, Н.Х. Мухатдинов, Н.А. Козырев и др.; заявл. 05.10.2009; опубл. 27.07.2011. Бюл. № 21.
- Rodriguez-Ibabe J.M., Gutiérrez I., López B., Iza-Mendia A. Modeling of the resistance to hot deformation and the effects of microalloying in high-Al steels under industrial conditions. *Materials Science Forum*. 2005;500-501:195–202. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.195>
- Konovalov A.V., Smirnov A.S., Parshin V.S., Dronov A.I., Karamyshev A.P., Nekrasov I.I., Fedulov A.A., Serebryakov A.V. Study of the resistance of steels 18KhMFB and 18Kh3MFB to hot deformation. *Metallurgist*. 2016;59(11-12):1118–1121. <https://doi.org/10.1007/s11015-016-0279-6>
- Safronov A.A., Belskiy S.M., Chernyj V.A., Mazur I.P. Modeling of temperature influence on resistance to plastic deformation of electrotechnical steels in hot rolling. *Journal of Physics: Conference Series*. 2018;1134:012050.
- 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;63(5):318–326. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-318-326>
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;63(5):318–326. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-318-326>
- Остапенко А.Л., Переходченко В.А., Кушнир О.Н., Пластун Д.А. О применимости методик расчета сопротивления деформации для оценки энергосиловых условий горячей прокатки полос. *Сталь*. 2014;(5):41–52.
Ostapenko A.L., Perehodchenko V.A., Kushnir O.N., Plastun D.A. On the applicability of deformation resistance calculation methods for evaluating energy conditions of hot strip rolling. *Stal'*. 2014;(5):41–52. (In Russ.).
- Gladkovsky S.V., Potapov A.I., Lepikhin S.V. Studying the deformation resistance of Ep679 maraging steel. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. 2015;(4):18–28. <https://doi.org/10.17804/2410-9908.2015.4.018-028>
- Уманский А.А., Головатенко А.В., Темлянец М.В., Дорофеев В.В. Экспериментальные исследования

пластичности и сопротивления деформации хромистых рельсовых сталей. *Черные металлы*. 2019; (6):24–28.

Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V., Dorofeev V.V. Experimental studies of plasticity and deformation resistance of chromium rail steels. *Chernye metally*. 2019;(6):24–28. (In Russ.).

19. Адигамов Р.Р., Никишин И.А., Жителей П.С., Андреев А.Р., Карлина А.И. Опыт освоения производства стальных мелющих шаров в ПАО «СЕВЕРСТАЛЬ». *Сталь*. 2022;(3):13–18.

Adigamov R.R., Nikishin I.A., Zhitelev P.S., Andreev A.R., Karlina A.I. Experience of implementing steel crushing balls manufacture in the PJSC “SEVERSTAL”. *Stal’*. 2022;(3):13–18. (In Russ.).

20. Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С., Думова Л.В. Особенности формирования микроструктуры мелющих тел, произведенных из рельсовых сталей различного химического состава. В кн.: *Металлургия: технология, инновации, качество. Труды XXIII Международной научно-практической конференции*. Новокузнецк: ИЦ СиБГИУ; 2022:21–28.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Александрович Уманский, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: umanskii@bk.ru

Вадим Викторович Байдин, соискатель степени к.т.н. кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: 5745426@gmail.com

Артем Сергеевич Симачев, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-9712-3757

E-mail: simachev_as@mail.ru

Aleksandr A. Umanskii, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: umanskii@bk.ru

Vadim V. Baidin, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

E-mail: 5745426@gmail.com

Artem S. Simachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK”, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-9712-3757

E-mail: simachev_as@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

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

В. В. Байдин – проведение экспериментов и обработка их результатов.

А. С. Симачев – анализ литературных источников, написание основного текста статьи.

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

V. V. Baidin – conducting experiments and processing their results.

A. S. Simachev – analysis of literary sources, writing the main text of the article.

Поступила в редакцию 15.04.2024

После доработки 21.08.2024

Принята к публикации 17.10.2024

Received 15.04.2024

Revised 21.08.2024

Accepted 17.10.2024



УДК 669.094.1

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-644-652

Оригинальная статья
Original article

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВОДОРОДОМ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЖЕЛЕЗНЫХ РУД

Ю. В. Конюхов¹, Р. Ханна², Н. А. Масленников¹,
К. Ли³, Ц. Лян³, И. Н. Бурмистров¹, Д. Ю. Карпенков⁴,
С. В. Кашевский¹, М. В. Кравченко⁵

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4, стр. 1)

² Университет Нового Южного Уэльса, Институт материаловедения и инженерии (Австралия, 2052, Новый Южный Уэльс, Сидней)

³ Пекинский университет науки и технологии, Институт металлургической и экологической инженерии (Китай, 100083, Пекин)

⁴ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова (Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, 1)

⁵ Национальный исследовательский университет «МЭИ» (Россия, 111250, Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1)

✉ martensit@mail.ru

Аннотация. В работе исследовали превращения немагнитных или слабомагнитных компонентов железных руд в магнитную фазу «магнетит» в результате частичного восстановления водородом при температурах ниже 400 °С. Исследованные четыре вида промышленных железных руд российских и китайских месторождений существенно различаются по составу и морфологии. Для подготовки образцов руды измельчали с помощью механического истирания в ступке и просеивали через сита с размером ячеек 1,5 мм. Восстановление проходило в изотермических условиях в трубчатой печи при температурах 375 и 400 °С в течение одного часа. Для изучения кинетики процесса восстановления были проведены неизотермические исследования выбранных руд с использованием термогравиметрического анализатора при нагреве до 800 °С со скоростью нагрева 10 °С/мин в токе водорода. Детальная характеристика исходных и частично восстановленных руд осуществлялась с использованием рентгеновской дифракции, сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии для определения магнитных характеристик. На рентгеновских дифрактограммах исходных образцов присутствуют пики гематита, а в восстановленных как при 400 °С, так и при 375 °С – пики магнетита и металлического железа. Аналогичное поведение наблюдалось для всех четырех рудных образцов. Наиболее важным результатом исследования является подтверждение увеличения намагниченности насыщения на порядок для гематитовых руд, при этом восстановленные образцы руды показали магнитомягкие свойства со средними значениями коэрцитивной силы примерно 20 кА/м. Таким образом показано, что применение метода низкотемпературного восстановления водородом на железных рудах с низким содержанием магнитных фаз является весьма перспективным для получения материалов, которые в дальнейшем могут быть подвергнуты обогащению методами магнитной сепарации.

Ключевые слова: железные руды, водородное восстановление, гематит, магнетит, кинетика металлизации, «зеленая» металлургия, обогащение полезных ископаемых, магнитные свойства

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00672).

Для цитирования: Конюхов Ю.В., Ханна Р., Масленников Н.А., Ли К., Лян Ц., Бурмистров И.Н., Карпенков Д.Ю., Кашевский С.В., Кравченко М.В. Применение метода низкотемпературного восстановления водородом для улучшения магнитных характеристик железных руд. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):644–652. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-644-652>

APPLICATION OF LOW-TEMPERATURE REDUCTION BY HYDROGEN FOR ENHANCING THE MAGNETIC CHARACTERISTICS OF SEVERAL IRON ORES

Yu. V. Konyukhov¹ , R. Khanna², N. A. Maslennikov¹, K. Li³,
Z. Liang³, I. N. Burmistrov¹, D. Yu. Karpenkov⁴,
S. V. Kashevskii¹, M. V. Kravchenko⁵

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

² University of New South Wales, Institute of Materials Science and Engineering (Sydney, NSW 2052, Australia)

³ School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing (Beijing 100083, China)

⁴ M.V. Lomonosov Moscow State University (1 Leninskie Gory, Moscow 119991, Russian Federation)

⁵ National Research University “Moscow Power Engineering Institute” (14 Krasnokazarmennaya Str., Moscow 119049, Russian Federation)

 martensit@mail.ru

Abstract. The conversion of non-magnetic or weakly magnetic constituents of iron ores into the magnetic ‘magnetite’ phase was investigated using partial reduction by hydrogen at temperatures below 400 °C. The examined four commercial iron ores from Russian and Chinese deposits have significant differences in their compositions and morphologies. All ore samples were crushed using mechanical abrasion in a stamp and sieved with a mesh size of 1.5 mm. Reduction was carried out in a tube furnace under isothermal conditions at 375 and 400 °C for one hour. To study the kinetics of the reduction process, non-isothermal studies of selected ores were conducted using a thermogravimetric analyzer with heating to 800 °C at a heating rate of 10 °C/min in hydrogen flow. The authors made a detailed characterization of the annealed products using X-ray diffraction, scanning electron microscopy and energy dispersive spectroscopy to determine the magnetic characteristics of initial and partially reduced ores. X-ray diffraction patterns showed hematite peaks in the initial samples; both magnetite and metallic iron peaks were detected in the samples reduced at 375 and 400 °C. Such behavior was observed for all four samples under investigation. The most important result of the study is the confirmation of an order of magnitude increase in saturation magnetization for hematite ores, in addition the reduced ore samples show soft magnetic properties with average coercive force values of approximately 20 kA/m. Application of the low-temperature reduction by hydrogen to iron-containing ores is very promising for production of the materials that could later be subjected to enrichment using magnetic separation methods.

Keywords: iron ores, reduction by hydrogen, hematite, magnetite, metallization kinetics, “green” metallurgy, mineral processing, magnetic properties

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation (project No. 24-29-00672).

For citation: Konyukhov Yu.V., Khanna R., Maslennikov N.A., Li K., Liang Z., Burmistrov I.N., Karpenkov D.Y., Kashevskii S.V., Kravchenko M.V. Application of low-temperature reduction by hydrogen for enhancing the magnetic characteristics of several iron ores. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):644–652. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-644-652>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время человечество сильно обеспокоено проблемой глобального потепления, которое, главным образом, связывают с выбросами углекислого газа [1; 2]. Примерно 7 % всего образующегося в мире углекислого газа приходится на металлургическую промышленность [3]. В среднем на тонну черновой стали выбрасывается 1,9 т углекислого газа [4]. Как следует из отчета Всемирной ассоциации стали (World Steel Association), объем выпуска стали в Российской Федерации в 2022 г. составил 71,5 млн т. В то же время Китай производит более 1 млрд. т черновой стали в год [5].

Металлургическая промышленность под влиянием экологов и общества в скором времени будет вынуждена сократить выбросы углекислого газа, что потребует перевода процесса производства металла на более экологически чистые и энергоэффективные технологии. В рассматриваемом направлении наиболее перспективной считается технология прямого восстановления железа водородом [6; 7], так как в результате реакции выделяются пары H₂O, а не углеродсодержащие газобразные продукты (CO/CO₂).

Широкое применение технологии прямого водородного восстановления в настоящее время сдерживается высокой стоимостью водорода H₂, которая определяется освоенными методами его получения [8]. Известны следующие основные методы синтеза водорода: паровая конверсия метана и природного газа, газификация угля, электролиз воды, пиролиз, частичное окисление, биотехнологии и атомно-водородный [9]. По данным работы [10], годовой объем потребления водорода в мире в 2020 г. составлял 115 млн т. По прогнозам объем потребления и, соответственно, производства должен достичь к 2030 г. 530 млн т.

Для получения одной тонны стали требуется порядка 51 кг водорода [11]. Расчеты показывают, что для перевода гематита в магнетит необходимо затратить всего 4,31 кг водорода на тонну Fe₃O₄. В связи с этим на начальном переходе к водородной металлургии представляется целесообразным проводить не полное восстановление железорудных материалов до железа, а частичное на этапе процесса обогащения.

В ряде железных руд железо представлено полностью или частично гематитом, извлечение которого затруднено. В этом случае восстановление водородом позволит

перевести гематит в магнетит с дальнейшим его выделением магнитной сепарацией [12; 13]. Суперконцентраты на основе магнетита с долей железа более 72 % [14; 15] могут подаваться (вдуваться) в нижнюю часть доменной печи [16; 17], что должно способствовать снижению выбросов CO_2 за счет изменения массового и теплового балансов доменной печи и отсутствия стадии агломерации. Кроме этого, суперконцентраты имеют перспективы стать основным сырьем для использования в процессах прямого получения железа в шахтных и подовых печах [18]. Следует ожидать, что применение частично восстановленных оксидов в качестве исходных материалов приведет к уменьшению времени достижения полного восстановления железа [19] и, следовательно, повысится энергоэффективность производства.

Большая часть работ, посвященных исследованию кинетики восстановления железорудных материалов водородом, сфокусирована на процессах, которые протекают в области температур от 500 до 1000 °С и завершаются получением металла [4; 20]. В этих исследованиях образование магнетита рассматривается как промежуточная реакция в общем процессе восстановления руды до чистого железа. В области процессов низкотемпературного (до 400 °С) восстановления железорудных материалов водородом исследования практически не ведутся. В связи с этим целью настоящей работы являлось определение возможности перевода немагнитных или слабомагнитных составляющих железных руд в магнетит путем частичного восстановления в токе водорода при температурах ниже 400 °С.

МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объектов исследований были выбраны гематитовая руда (аглокуда) Михайловского ГОКа им. Варичева (руда *A*), железная руда Печегубского месторождения Оленегорского ГОКа (руда *B*) и руды, предоставленные партнерами из КНР (руда *C* и *D*).

Отделение пустой породы российских руд проводили с помощью лабораторных сит. Далее все руды подвергались механическому истиранию в лабораторной ступке и просеивались через сито с размером ячейки 1,5 мм.

Восстановление в изотермических условиях проводили в трубчатой печи Carbolite Gero KST/KZS (Великобритания) при температурах 375 и 400 °С. Для опытов использовали керамические лодочки размером 100×20×15 мм. Высота слоя порошка составляла 2–3 мм. Образцы нагревали в токе гелия. После достижения заданной температуры перекрывали поток гелия и подавали водород, производимый генераторами водорода САМ-1 и ЦветХром (Россия) с общей производительностью 80 л/час. Водород предварительно проходил через систему осушки на основе силикагеля. После выдержки образцы остужали в токе гелия.

Исследования восстановления в режиме линейного нагрева со скоростью 10 °С/мин в токе водорода проводили на термогравиметрическом анализаторе «SDT Q600» (США).

Определение фазового состава образцов проводили при помощи рентгеновского настольного дифрактометра TDM-20 (Китай) с медным анодом. Расшифровку дифрактограмм проводили с использованием программного обеспечения Match!3 (Cristal Impact, Германия).

Исследования состава газовой атмосферы, образующейся при окислительном отжиге при температуре 800 °С, проводили в печи проточного хемосорбционного анализатора ChemBet pulsar (США), там же задавали скорость потока воздуха. В печи в токе атмосферного воздуха при скорости нагрева 50 °С/мин нагревали U-образный кварцевый реактор до 500 °С. Далее газоздушная смесь нагревалась до 800 °С при скорости 30 °С/мин и из реактора поступала в квадрупольный масс-спектрометр Pfeiffer Vacuum OmniStar GSD 320 (Германия). Диапазон измерения масс прибора от 1 до 300 атомных единиц массы (а.е.м.). Поскольку в диапазонах от 1 до 10 и от 45 до 300 а.е.м. характерных сигналов не наблюдается, для измерения был выбран диапазон от 10 до 45 а.е.м.

Микрофотографии были получены с помощью сканирующей электронной микроскопии на микроскопе TESCAN VEGA3 SB (Чехия). Элементный анализ проводился методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) на приставке INCA Energy 450 (Великобритания). Диаметр зонда при определении элементного состава составлял 300 нм, погрешность определения – ±1 %.

Измерение магнитных свойств проводили с помощью вибрационного магнитометра VSM-130, DEXING Magnet Company (Китай), погрешность определения магнитного момента $1 \cdot 10^{-6} \text{ А} \cdot \text{м}^2$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены микрофотографии исходных материалов. Частицы руд (российского происхождения) имеют преимущественно округлую форму (рис. 1, *a, б*), что характерно для природных материалов, не подвергавшихся интенсивному измельчению. Распределение частиц в руде *A* довольно узкое и размер варьируется от 10 до 160 мкм, в руде *B* большая часть частиц имеет размеры в диапазоне 50–800 мкм, при этом встречаются частицы диаметром 1 мм и более. В руде *C* (китайского происхождения) присутствуют частицы пластинчатой и осколочной форм (рис. 1, *в*). Частицы осколочной формы мелкие и их размер варьируется в пределах от 3 до 35 мкм. Пластинчатые частицы существенно крупнее, их размеры составляют 10–100 мкм, а толщина 1–3 мкм. Наблюдаемая микроструктура дает основания предполагать, что руда *C* представляет собой смесь из двух или более железорудных мате-

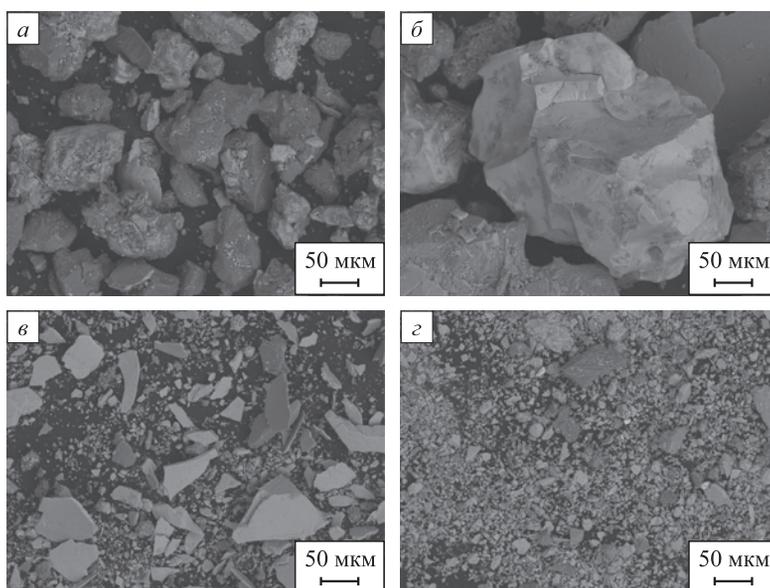


Рис. 1. Микрофотографии: руда А (а), В (б), С (в) и D (г)

Fig. 1. SEM photos: ore A (a), B (b), C (c) and D (d)

риалов. Руда D (китайского происхождения) имеет в своем составе частицы осколочной и сферической форм (рис. 1, г) субмикронного размера: от 3 до 35 мкм. Известно, что магнетитовые руды, как правило, отличаются трудной измельчаемостью, а процесс измельчения является одной из самых затратных операций при обогащении полезных ископаемых. Субмикронный размер частиц может свидетельствовать о том, что железорудный материал подвергался предварительной обработке реагентами для извлечения более ценных элементов.

В табл. 1 представлены результаты определения методом энергодисперсионной спектроскопии (EDX) элементного состава исходных и обработанных в течение 1 ч водородом при температуре 375 °С руд. Следует отметить схожесть исследуемых материалов по составу. Российские рудные материалы характеризуются высоким содержанием кремния (более 20 мас. %), так как они не обогащались. Натрий в количестве 0,7 – 0,8 % присутствует только в руде B. Сера в количестве 0,2 – 0,6 мас. % присутствует во всех образцах, кроме

Таблица 1. Элементный состав железорудных материалов в исходном состоянии и после обработки в токе водорода при температуре 375 °С в течение 1 ч

Table 1. Elemental composition of iron ore materials in the initial state and after processing in hydrogen flow at a temperature of 375 °C for 1 h

Состояние материала	Содержание элемента, мас. %											
	O	Na	Mg	Al	Si	S	K	Ca	Fe	Mn	Ti	Ba
Руда А												
До обработки	41,74	–*	0,45	2,91	20,10	0,61	0,46	0,53	33,21	–	–	–
После обработки	26,76	–	0,51	2,55	21,10	1,37	0,52	1,16	46,03	–	–	–
Руда В												
До обработки	46,73	0,81	2,38	3,42	21,88	0,18	1,05	1,92	21,48	–	0,15	–
После обработки	41,37	0,71	2,33	3,14	27,40	0,43	1,02	2,35	21,34	–	–	–
Руда С												
До обработки	33,10	–	1,02	1,23	1,43	–	0,26	5,28	57,67	–	–	–
После обработки	23,16	–	1,35	1,73	2,70	–	0,37	6,36	64,32	–	–	–
Руда D												
До обработки	33,69	–	–	1,55	3,20	0,35	0,40	2,81	56,76	0,85	–	0,39
После обработки	29,23	–	0,65	1,85	4,39	0,52	0,52	4,52	57,14	1,18	–	–

* – ниже предела обнаружения методом EDX для соответствующего элемента.

руды С. В этом образце серы не обнаружено. Отсутствие серы может быть связано с повышенным содержанием кальция, который мог быть добавлен специально, либо уже находился в природном сырье в виде карбонатов или других соединений.

С целью проверки наличия углерода в исследуемых железорудных материалах были исследованы составы газа, образующегося при прокаливании рудных материалов на воздухе. Спектры подтверждают, что при температуре 800 °С имеет место выделение CO₂ при а.е.м. = 44 вследствие разложения карбонатов. На рис. 2 для примера представлен масс-спектр газовой фазы, которая образовывалась в результате прокалывания образца из руды С на воздухе при температуре 800 °С. Общая потеря массы при окислительном отжиге руд А и В составила 3,52 и 3,16 % соответственно. Убыль массы при прокаливании китайских железорудных материалов составила 19,59 % (руда С) и 12,45 % (руда D). Более высокие значения общей убыли массы у китайских рудных материалов объясняются более высоким содержанием карбонатов, а также меньшим содержанием диоксида кремния.

Взаимодействие железорудных материалов с водородом в неизотермических условиях протекает с заметными отличиями в режимах изменения массы. Сравнительный анализ термогравиметрических кривых (рис. 3) позволяет выделить общие закономерности и отличительные особенности протекания процесса металлизации железорудных материалов различной природы в токе водорода. Под металлизацией понимают процессы частичного или полного разложения оксидных форм и восстановление до металлов или низших оксидов.

Первые два пика на термограмме руды А (рис. 3, а, кривая ДТГ) соответствуют удалению адсорбированной влаги. Пик в районе 300 °С, вероятно, относится к раз-

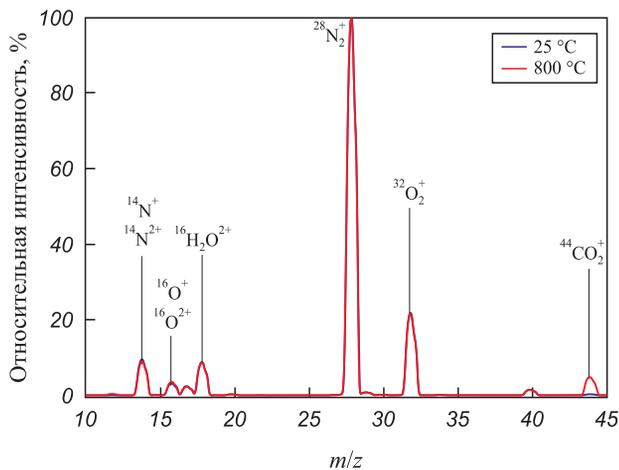


Рис. 2. Масс-спектры газовой фазы, образующейся при продувке воздухом руды А при температурах 25 и 800 °С

Fig. 2. Mass spectra of the gas phase formed during air blowing of ore A at 25 and 800 °C

ложению гидроксидов, которые могли образоваться при контакте руды с влагой. В интервале 350 – 450 °С происходит восстановление гематита до магнетита. На следующих этапах протекает восстановление магнетита до железа (при температурах менее 570 °С), минуя образование вюститита. В связи с тем, что процесс потери массы

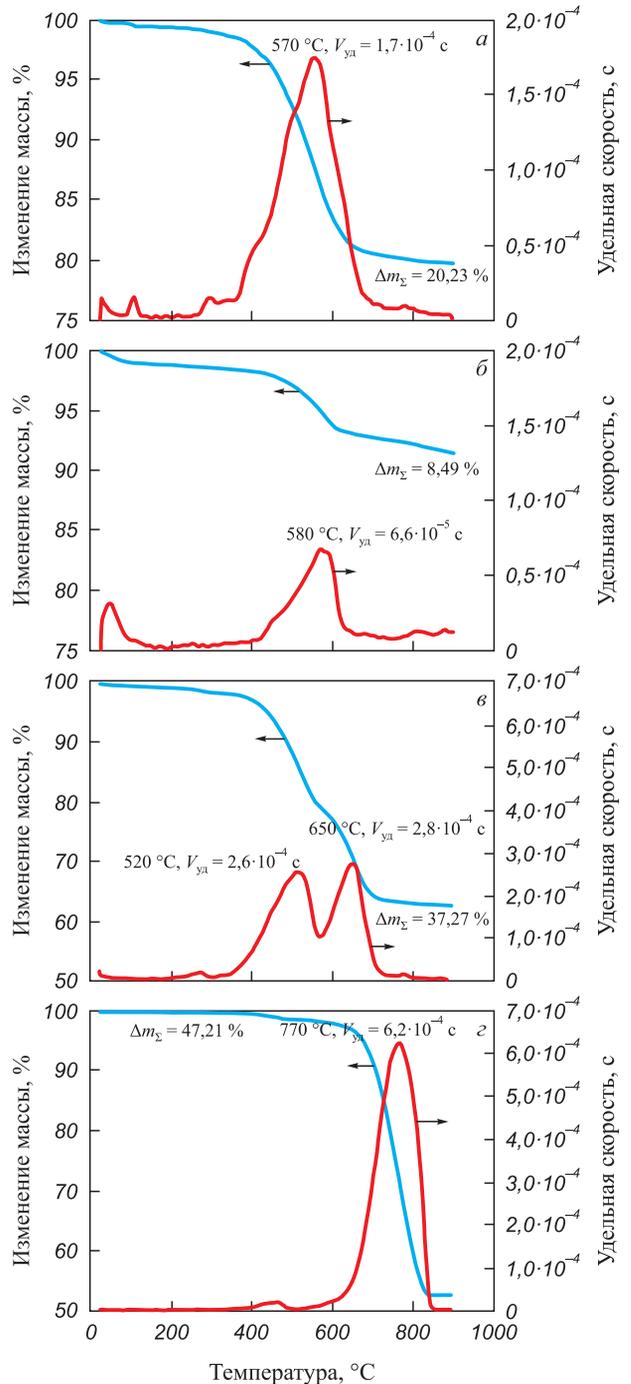


Рис. 3. Термогравиметрические кривые обработки железных руд в токе водорода в режиме линейного нагрева со скоростью 10 °С/мин: а – руда А; б – руда В; в – руда С; з – руда D

Fig. 3. Thermogravimetric curves of iron ore processing in hydrogen flow in linear heating mode at a rate of 10 °C/min: а – ore A; б – ore B; в – ore C; з – ore D

не заканчивается при температуре 570 °С, возможно образование промежуточного продукта FeO в интервале 570 – 800 °С. Небольшой пик в районе 800 °С, вероятно, связан с разложением карбонатов. Максимальная скорость процесса достигается при температуре 570 °С.

Температурные интервалы металлизации руд *B* и *A* аналогичны (рис. 3, б), несмотря на то, что руда относится к магнетитовому типу. В составе имеются небольшие количества гидроокиси железа и гематита. На последнем этапе происходит существенная убыль массы по причине более высокого содержания кальция и, соответственно, карбонатов. Максимум скорости процесса приходится на 580 °С.

На термограмме руды *C* (рис. 3, в) наблюдаются два основных пика, что подтверждает высказанное ранее предположение о получении образца механическим смешением двух различных железорудных материалов (вероятно, природной руды и побочного продукта обогащения). Максимумы удельных скоростей фиксируются при температурах 520 и 650 °С. Более низкая температура достижения максимальной скорости может быть объяснена высокой дисперсностью частиц и, соответственно, большей реакционной способностью части рудного материала.

Процесс металлизации руды *D* (рис. 3, г) отличается от первых трех образцов. Несмотря на высокую дисперсность материала, восстановление начинается при температуре 550 °С, а максимальная скорость фиксируется при 770 °С. Это говорит о том, что данный железорудный материал является не концентратом, а, вероятно, побочным продуктом, полученным при переработке минерального сырья [21].

Для исследования поведения образцов в изотермических условиях были выбраны температуры 375 и 400 °С и образцы руд *A* и *D*, выдержку в водороде при указанных выше температурах осуществляли в течение

1 ч. На дифрактограммах исходных веществ имеются пики, соответствующие фазе гематита (рис. 4). Обработка при 375 °С приводит к полному переходу отдельной фазы гематита в магнетит для всех исследованных образцов. Кроме этого, на дифрактограммах появились пики чистого железа, что показывает принципиальную возможность получения чистого железа при температурах менее 400 °С. Существенной разницы в дифрактограммах, полученных при 375 и 400 °С, не обнаружено, что говорит о качественно одинаковых процессах, которые, вероятно, отличаются при данных температурах только глубиной протекания, но весьма незначительно.

На рис. 5 представлены результаты измерений магнитных свойств материалов в исходном состоянии и обработанных при температуре 375 °С в токе водорода в течение часа.

Измерения намагниченности исходной руды и продуктов восстанавливающего отжига проводились на некомпактированных изотропных порошках. Значения основных магнитных характеристик образцов сведены в табл. 2.

Анализ полученных полевых зависимостей говорит о том, что все образцы являются магнитомягкими со средними значениями коэрцитивной силы около 20 кА/м. Значение коэффициента прямоугольности петель (M_r/M_s) указывает на то, что образцы состоят из частиц изотропных магнитных фаз. Восстанавливающий отжиг всех образцов (кроме руды *B*) приводит к возрастанию значений намагниченности насыщения на порядок. Это объясняется тем, что в процессе термической обработки образовалось много железосодержащих фаз с высокими показателями магнитных свойств. Последнее подтверждается результатами рентгенофазового анализа. Стоит отметить, что высокая намагниченность насыщения является важной для выбора параметров магнитной сепарации железосодержащих руд.

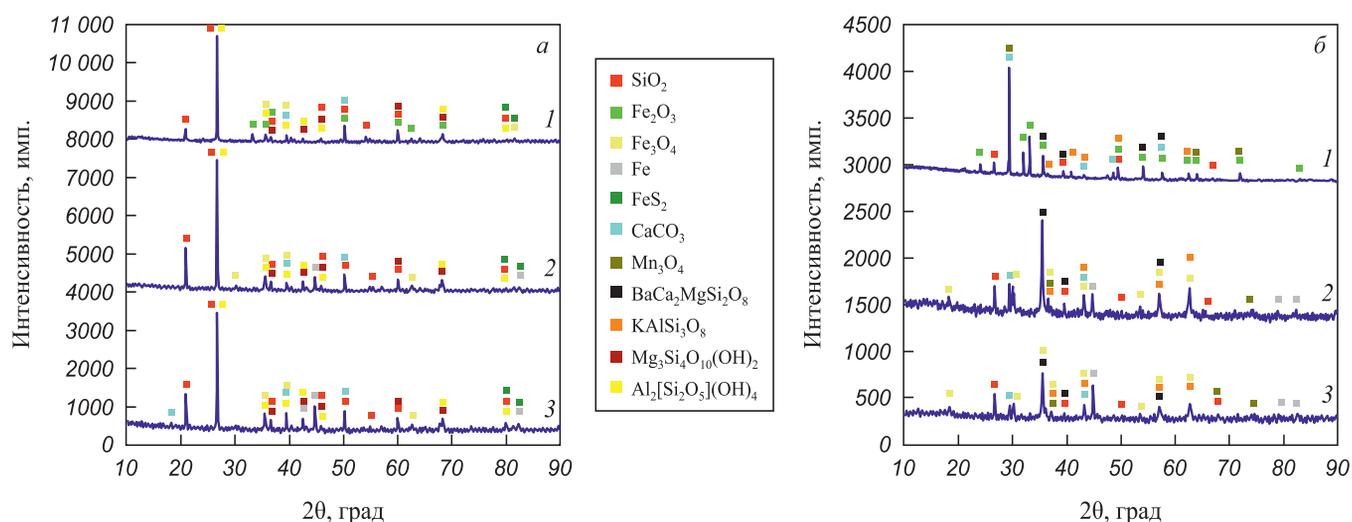


Рис. 4. Дифрактограммы руды *A* (а) и руды *D* (б) в исходном состоянии (1) и обработанных при температурах 375 (2) и 400 °С (3)

Fig. 4. XRD curves of ore *A* (a) and ore *D* (b) in the initial state (1) and processed at temperatures of 375 (2) and 400 °C (3)

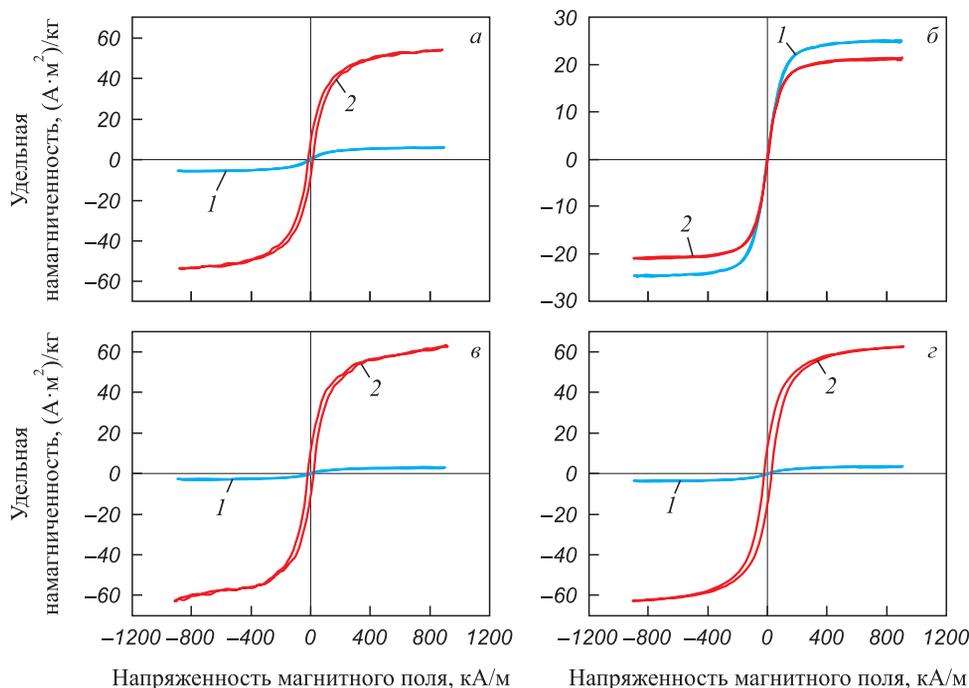


Рис. 5. Петли гистерезиса рудных материалов в исходном состоянии (1) и обработанных при температуре 375 °С (2): а – руда А; б – руда В; в – руда С; г – руда D

Fig. 5. Hysteresis loops of ore materials in the initial state (1) and processed at a temperature of 375 °C (2): а – ore A; б – ore B; в – ore C; г – ore D

Таблица 2. Магнитные характеристики для рудных материалов в исходном состоянии и обработанных при температуре 375 °С

Table 2. Magnetic characteristics for ore materials in the initial state and processed at a temperature of 375 °C

Образец руды		Намагниченность насыщения, (А·м ²)/кг	Остаточная намагниченность, (А·м ²)/кг	Коэрцитивная сила, кА/м	M_r/M_s
А	до отжига	5,50	0,49	12,7	0,09
	после отжига	53,80	8,37	15,8	0,16
В	до отжига	24,80	0,51	2,4	0,02
	после отжига	21,30	0,49	2,3	0,02
С	до отжига	2,65	10,90	19,5	4,11
	после отжига	62,00	0,48	20,1	0,01
D	до отжига	3,76	0,28	10,9	0,07
	после отжига	62,90	13,90	24,9	0,22

Таким образом, существенное повышение магнитных характеристик делает применение технологии низкотемпературного восстановления водородом железосодержащих руд перспективным для получения материалов, которые в дальнейшем могут быть подвергнуты обогащению с использованием методов магнитной сепарации.

Выводы

Показана возможность частичного восстановления водородом при температурах ниже 400 °С выбранных типов рудных материалов, в том числе с высоким

содержанием SiO₂ (более 20 мас. %) и большим средним размером частиц (более 1 мм).

Установлено, что обработка в токе водорода исследуемых железорудных образцов при температуре 375 °С в течение часа обеспечивает формирование фаз магнетита и частично восстановленного железа, при этом остатков фазы гематита на дифрактограммах образцов не обнаружено.

Обработка гематитовых железных руд в водороде при температуре 375 °С приводит существенному повышению магнитных характеристик и делает материал перспективным для обогащения с использованием методов магнитной сепарации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Rebonato R., Kainth D., Melin L., O'kane D. Optimal climate policy with negative emissions. *International Journal of Theoretical and Applied Finance*. 2024;27(01):2450012. <https://doi.org/10.1142/S0219024924500122>
2. Zou C., Wu S., Yang Z., Pan S., Wang G., Jiang X., Guan M., Yu C., Yu Z., Shen Y. Progress, challenge and significance of building a carbon industry system in the context of carbon neutrality strategy. *Petroleum Exploration and Development*. 2023;50(1):210–228. [https://doi.org/10.1016/S1876-3804\(22\)60382-3](https://doi.org/10.1016/S1876-3804(22)60382-3)
3. Holappa L. A general vision for reduction of energy consumption and CO₂ emissions from the steel industry. *Metals*. 2020;10(9):1117. <https://doi.org/10.3390/met10091117>
4. Heidari A., Niknahad N., Lijana M., Fabritius T. A review on the kinetics of iron ore reduction by hydrogen. *Materials*. 2021;14(24):7540. <https://doi.org/10.3390/ma14247540>
5. Qiao Y., Wang G. Recent status of production, administration policies, and low-carbon technology development of China's steel industry. *Metals*. 2024;14(4):480. <https://doi.org/10.3390/met14040480>
6. Spreitzer D., Schenk J. Reduction of iron oxides with hydrogen – A review. *Steel Research International*. 2019;90(10):1900108. <https://doi.org/10.1002/srin.201900108>
7. Zhang J., Li K., Liu Z., Yang T. Primary Exploration of Hydrogen Metallurgy. Springer Singapore; 2024:391.
8. Lagioia G., Spinelli M.P., Amicarelli V. Blue and green hydrogen energy to meet European Union decarbonisation objectives. An overview of perspectives and the current state of affairs. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2023;48(4):1304–1322. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.10.044>
9. Dash S.K., Chakraborty S., Elangovan D. A brief review of hydrogen production methods and their challenges. *Energies*. 2023;16(3):1141. <https://doi.org/10.3390/en16031141>
10. Zhiznin S.Z., Shvets N.N., Timakhov V.M., Gusev A.L. Economics of hydrogen energy of green transition in the world and Russia. Part I. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2023;48(57):21544–21567. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.03.069>
11. Кукушкин А.Б., Кукушкин А.С., Левашова М.Г., Лисица В.С., Неверов В.С., Пшенов А.А., Сдвиженский П.А., Толстикова И.Ю., Хуснутдинов Р.И., Серов С.В., Тугаринов С.Н. Влияние термодинамической неравновесности рециклинга водорода на перезарядочную спектроскопию периферийной плазмы токамака. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: термоядерный синтез*. 2022;45(3):12–22.
Kukushkin A.B., Kukushkin A.S., Levashova M.G., Lisitsa V.S., Neverov V.S., Pshenov A.A., Sdvizhenskii P.A., Tolstikhina I.Yu., Khusnutdinov R.I., Serov S.V., Tugarinov S.N. The effect of thermodynamic nonequilibrium of hydrogen recycling on the charge-exchange spectroscopy of tokamak edge plasma. *Problems of Atomic Science and Technology. Series: Thermonuclear Fusion*. 2022;45(3):12–22.
12. Svoboda J. Magnetic Techniques for the Treatment of Materials. Springer Science & Business Media; 2004:642. <https://doi.org/10.1007/1-4020-2107-0>
13. Yuan S., Wang R., Zhang Q., Li Y., Gao P. Extraction and phase transformation of iron in fine-grained complex hematite ore by suspension magnetizing roasting and magnetic separation. *Korean Journal of Chemical Engineering*. 2022;39:1891–1901. <https://doi.org/10.1007/s11814-022-1116-1>
14. Zelenova I.M. Iron-ore concentrates in iron-powder production. *Steel in Translation*. 2009;39(9):827–830 (2009). <https://doi.org/10.3103/S0967091209090216>
15. Syrkov A.G., Prokopchuk N.R. Dispersed iron obtaining by the method of solid state hydride synthesis and the problem of hydrophobicity of metal. *CIS Iron and Steel Review*. 2021;21:16–22. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2021.01.03>
16. Москалина А.А., Чайка А.Л., Корнилов Б.В., Лебедь В.В., Джигота М.Г. Повышение энергоэффективности доменной печи путем вдувания предварительно нагретого ПУТ с оксидами железа. *Сталь*. 2021;(7):8–13.
Moskalina A.A., Chaika A.L., Kornilov B.V., Lebed' V.V., Dzhigota M.G. Improvement of blast furnace energy efficiency by injection of preheated pulverized coal fuel with iron oxides. *Steel in Translation*. 2021;51(7):468–474. <https://doi.org/10.3103/S0967091221070056>
17. Бородулин А.В., Чайка А.Л., Сохацкий А.А., Корнилов Б.В. Исследование влияния вдувания в горн пылевидных оксидов железа и предварительно нагретого пылеугольного топлива на показатели тепловой работы доменной печи. *Экология и промышленность*. 2016;(2(47)):48–53.
Borodulin A.V., Chaika A.L., Sokhatskii A.A., Kornilov B.V. Investigation of impact of injection of pulverized ferric oxides and preheated pulverized-coal fuel in hearth to indexes of heat operation of blast furnace. *Ecologiya i promyshlennost'*. 2016;(2(47)):48–53. (In Russ.)
18. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. *Металлургия железа*. Москва: Академкнига; 2007:464.
19. Богданди Л.Ф., Энгель Г.-Ю. Восстановление железных руд/ Пер. с нем. Е.Ф. Вегмана, Ю.С. Юсфина, под ред. А.Н. Похвиснева. Москва: *Металлургия*; 1971:519.
20. He J., Li K., Zhang J., Conejo A.N. Reduction kinetics of compact hematite with hydrogen from 600 to 1050 °C. *Metals*. 2023;13(3):464. <https://doi.org/10.3390/met13030464>
21. Lileev A.S., Konyukhov Yu.V., Zhukov D.G., Khanna R. Properties of nanocrystalline magnetic powders of the Fe–O system Obtained from iron ore dust using magnetic pulse processing. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2024;15(3):883–888. <https://doi.org/10.1134/S2075113324700333>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Юрий Владимирович Конюхов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой обогащения и переработки полезных ископаемых и техногенного сырья, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
ORCID: 0000-0003-0219-4809
E-mail: ykonukhov@misis.ru

Yurii V. Konyukhov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Mineral Processing and Industrial Wastes Recycling, National University of Science and Technology "MISIS"
ORCID: 0000-0003-0219-4809
E-mail: ykonukhov@misis.ru

Rita Khanna, PhD, профессор, Университет Нового Южного Уэльса, Институт материаловедения и инженерии

ORCID: 0009-0004-3629-6891

E-mail: rita.khanna66@gmail.com

Никита Андреевич Масленников, ассистент кафедры обогащения и переработки полезных ископаемых и техногенного сырья, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: masl.nik2000@gmail.com

Кэцзян Ли, PhD, профессор, Пекинский университет науки и технологии, Институт металлургической и экологической инженерии

ORCID: 0000-0002-7807-8241

E-mail: likejiang@ustb.edu.cn

Цзэн Лян, аспирант, Пекинский университет науки и технологии, Институт металлургической и экологической инженерии

E-mail: zeng_l99@163.com

Игорь Николаевич Бурмистров, д.т.н., ведущий эксперт кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-0776-2465

E-mail: burmistrov.in@isis.ru

Дмитрий Юрьевич Карпенков, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник кафедры магнетизма, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова

ORCID: 0000-0001-8686-2303

E-mail: karpenkov_d_y@mail.ru

Сергей Владимирович Кашевский, магистрант кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: serg.kashevsky@gmail.com

Максим Владимирович Кравченко, к.т.н., директор Ташкентского филиала, Национальный исследовательский университет «МЭИ»

E-mail: Kravchenkomv@mpei.ru

Rita Khanna, PhD, Prof., University of New South Wales, Institute of Materials Science and Engineering

ORCID: 0009-0004-3629-6891

E-mail: rita.khanna66@gmail.com

Nikita A. Maslennikov, Assistant of the Chair of Mineral Processing and Industrial Wastes Recycling, National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: masl.nik2000@gmail.com

Kejiang Li, PhD, Prof., School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing

ORCID: 0000-0002-7807-8241

E-mail: likejiang@ustb.edu.cn

Zeng Liang, PhD Student, School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing

E-mail: zeng_l99@163.com

Igor' N. Burmistrov, Dr. Sci. (Eng.), Leading Expert of the Chair of Functional Nanosystems and High-Temperature Materials, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-0776-2465

E-mail: burmistrov.in@isis.ru

Dmitrii Yu. Karpenkov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Chair of Magnetism, M.V. Lomonosov Moscow State University

ORCID: 0000-0001-8686-2303

E-mail: karpenkov_d_y@mail.ru

Sergei V. Kashevskii, MA Student of the Chair of Functional Nanosystems and High-Temperature Materials, National University of Science and Technology "MISIS"

E-mail: serg.kashevsky@gmail.com

Maksim V. Kravchenko, Cand. Sci. (Eng.), Director of Branch in Tashkent, National Research University "Moscow Power Engineering Institute"

E-mail: Kravchenkomv@mpei.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Ю. В. Конюхов – идея работы, научное руководство, разработка методологии исследования, написание окончательного варианта рукописи.

Р. Ханна – концептуализация, подготовка обзора и редактирование текста.

Н. А. Масленников – проведение исследований, анализ и обработка данных.

К. Ли – участие в написании черновой версии рукописи, рецензирование и редактирование.

Ц. Лян – рецензирование и редактирование.

И. Н. Бурмистров – участие в описании и обсуждении результатов, рецензирование и редактирование.

Д. Ю. Карпенков – проведение измерений, анализ, обработка данных и их обсуждение.

С. В. Кашевский – проведение измерений и обработка данных.

М. В. Кравченко – рецензирование и редактирование.

Yu. V. Konyukhov – formation of the article idea, scientific guidance, writing the final version of the manuscript.

R. Khanna – conceptualization, review and editing.

N. A. Maslennikov – carrying out research, data analysis and processing.

K. Li – participation in draft writing, review and editing.

Z. Liang – review and editing.

I. N. Burmistrov – participation in the description and discussion of the results, review and editing.

D. Yu. Karpenkov – carrying out research, analysis, data processing and discussion.

S. V. Kashevskii – carrying out research, data processing.

M. V. Kravchenko – review and editing.

Поступила в редакцию 11.10.2024

После доработки 17.10.2024

Принята к публикации 17.10.2024

Received 11.10.2024

Revised 17.10.2024

Accepted 17.10.2024



УДК 669.017.16:669.018.294.2

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-653-659



Оригинальная статья

Original article

О РЕЗУЛЬТАТАХ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

И. А. Олифиренко^{1,2}, Т. Н. Осколкова¹, Е. В. Полевой²

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

² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

✉ oskolkovatiana@yandex.ru

Аннотация. Большое влияние на потребительские свойства рельсов оказывает стойкость металла к образованию дефектов контактной усталости и развитию износа. Наиболее значимыми факторами, лимитирующими срок службы рельсов в кривых участках железнодорожного пути, являются износ рельсов наружных нитей и развитие дефектов контактной усталости во внутренних нитях пути. В связи с этим при разработке новой продукции важное значение приобретают методы достоверной лабораторной оценки стойкости рельсового металла. В работе описывается изменение характера повреждаемости рельсов различных категорий твердости дефектами контактной усталости, проводится оценка их износостойкости. Исследование дефектов и прогнозирование ресурса рельсов требуют комплексного подхода. Приводится краткое описание моделирования условий образования и накопления контактно-усталостных дефектов. Рассматриваемые параметры оказывают влияние на износостойкость рельсового металла различного химического состава. В процессе испытаний изменяются микроструктура рельсов и характер роста трещин. Авторы провели сравнительный анализ полученных данных, характеризующих износостойкость рельсовых сталей различных категорий твердости. Основой методики оценки износостойкости железнодорожных рельсов является физическое моделирование процесса адгезионно-деформационного механизма трения образцов на роликовой машине трения (трибометр). При проведении лабораторных испытаний исследуемых категорий рельсов машина трения автоматически выдает и фиксирует целый ряд вычислительных параметров, показанных в работе. Проведенные исследования являются перспективными с практической точки зрения. Полученные результаты могут быть использованы для развития теории по увеличению срока службы дифференцированно упрочненных рельсов производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат».

Ключевые слова: трибометр, износ, износостойкость, рельсы, твердость, контактно-усталостные дефекты, трение, микроструктура, деформированная структура

Для цитирования: Олифиренко И.А., Осколкова Т.Н., Полевой Е.В. О результатах трибологических исследований железнодорожных рельсов. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):653–659. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-653-659>

ON THE RESULTS OF TRIBOLOGICAL STUDIES OF RAILWAY RAILS

I. A. Olifirenko^{1,2}, T. N. Oskolkova¹, E. V. Polevoi²

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

² JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant (16 Kosmicheskoe Route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

✉ oskolkovatiana@yandex.ru

Abstract. Metal resistance to the formation of contact fatigue defects and wear development has a great influence on the consumer properties of rails. The most significant factors limiting the service life of rails in curved sections of the railway track are wear of rails of the outer threads and development of contact fatigue defects in the inner threads of the track. In this regard, methods of reliable laboratory assessment of the rail metal resistance become important in the development of new products. The paper describes the change in the nature of damage to rails of various hardness categories by contact fatigue defects, and evaluates their wear resistance. The study of defects and forecasting of the rail resource require an integrated approach. The paper provides a brief description of modeling the conditions of formation and accumulation of contact fatigue defects. The parameters under consideration have an effect on the wear resistance of rail metal of various chemical compositions. During the testing, the rails microstructure and the nature of crack growth change. The authors made a comparative analysis of the data obtained characterizing the wear resistance of rail steels of various hardness categories. The basis of the methodology for assessing the wear resistance of railway rails is the physical modeling of adhesion-deformation mechanism of friction of the samples on a roller friction machine (tribometer). During laboratory tests of the studied categories of rails, the friction machine automatically outputs and records a number of computational parameters shown in the work. The conducted research is promising

from a practical point of view. The results obtained can be used to develop a theory to increase the service life of differentially hardened rails produced by JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant.

Keywords: tribometer, wear, wear resistance, rails, hardness, defects, friction, microstructure, deformed structure

For citation: Olifirenko I.A., Oskolkova T.N., Polevoi E.V. On the results of tribological studies of railway rails. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):653–659. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-653-659>

ВВЕДЕНИЕ

По требованиям ГОСТ Р 51685 качество рельсового металла оценивается рядом механических свойств (предел текучести (σ_T), временное сопротивление разрыву (σ_B), относительное удлинение (δ_5), относительное сужение (φ), ударная вязкость, твердость на поверхности катания и по сечению, уровень остаточных напряжений), а также соответствием металлопроката требованиям по микро- и макроструктуре, загрязненности неметаллическими включениями, качеству поверхности, прямолинейности и др. Все вышеперечисленное влияет на эксплуатационные свойства рельсов, однако один и тот же комплекс свойств может быть достигнут различными путями (легированием, термической обработкой, энергосиловыми и температурно-временными режимами прокатки). При разных видах обработки реализуются различные механизмы упрочнения и формирования структуры, непосредственно влияющие на стойкость к образованию и развитию дефектов контактной усталости и на износостойкость. Особенно сильно эти различия проявляются при эксплуатации рельсов в кривых участках железнодорожного пути. Рельсы наружной нити кривых участков пути интенсивно изнашиваются под действием боковых сил от гребня колес подвижного состава, где боковая сила обусловлена ориентацией между вращающимися колесами и касательной к рельсам кривой [1 – 3].

Длительное время основной характеристикой износостойкости стали считалась твердость. Исследования последних лет [4; 5] показывают, что природа изнашивания значительно более сложная и износостойкость не может оцениваться только твердостью. На абразивный износ влияют твердость, прочность и пластичность стали. Также стоит отметить, что износостойкость, помимо твердости, зависит от химического состава, особенностей технологии производства рельсов и их микроструктуры [6 – 8].

В связи с развитием тяжеловесного движения и общей тенденцией роста грузонапряженности [9] проблемы износа рельсов в кривых участках пути и образования контактно-усталостных дефектов приобретают большую актуальность, что нашло отражение в исследованиях [10 – 15], посвященных определению механизмов образования и развития дефектов контактной усталости и структуры в процессе эксплуатации. Другим направлением исследований данной проблематики является оценка потребительских свойств непосредственно в пути [16 – 21] или с применением

специализированных стендов [22; 23], в которых моделируют взаимодействие пары колесо – рельс в полном масштабе. На установке колесо – рельс с большой точностью можно оценить качественные характеристики износостойкости, поскольку рельс испытывается как цельная конструкция и учитываются неравномерность структуры и свойств по сечению, что отражает его работу на различных этапах жизненного цикла. При этом существенными недостатками непосредственных измерений в пути являются высокая степень влияния собственно условий эксплуатации при полигонных испытаниях, а также большая длительность как полигонных (~2,0 – 2,5 года), так и лабораторных стендовых (0,5 – 1,0 год) испытаний. Кроме того, испытательные стенды колесо – рельс – это дорогостоящее испытательное оборудование и в настоящее время в РФ отсутствует.

Таким образом, в настоящее время актуальной задачей при производстве рельсовой продукции является разработка и внедрение новых методов оценки в лабораторных условиях стойкости металла к образованию износа и контактно-усталостных дефектов. Такие методы позволят оценивать эффективность применяемых технологических решений и будут способствовать ускорению разработки востребованной продукции. Первоочередной задачей в области оценки износостойкости рельсов является поиск обоснованной методики, поскольку в настоящее время в научно-технической документации разработанная типовая методика отсутствует.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В настоящей работе в качестве объекта исследования использовали дифференцированно термоупрочненные рельсы типа Р65 составов 1 и 2 текущего производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») стали марки 76ХФ. Химический состав стали марки 76ХФ по ГОСТ Р 51685 – 2022 следующий, мас. %: С 0,71 – 0,84; Мн 0,75 – 1,25; Si 0,25 – 1,00; Р не менее 0,020; S не менее 0,020; Al не менее 0,004; Cr 0,20 – 0,60; V 0,03 – 0,15. Составы текущего производства отличаются по содержанию углерода и марганца: состав 1 – 0,76 % С, 0,79 % Мн; состав 2 – 0,81 % С, 0,97 % Мн.

Испытания образцов трением проводили на роликовой машине трения со следующими характеристиками: – нагрузка – до 5 кН;

- скорость вращения образцов – до 3000 об./мин;
- возможность проведения испытаний с лубрикантом и без него, с возможностью разогрева смазочных материалов до 100 °С.

Машина оснащена датчиками износа, вихретоковым датчиком, двумя датчиками вибрации, которые проводят измерения в трех плоскостях (x, y, z).

Испытания всех исследуемых образцов проводили при одинаковых режимах:

- нагрузка – 1,2 кН;
- скорость вращения рельсового ролика – 217 об./мин;
- коэффициент проскальзывания – ~10 %;
- время испытания – 120 мин;
- твердость контактного ролика – 59 HRC;
- смазочные материалы отсутствуют.

Также стоит отметить ряд вычислительных параметров, которые машина фиксирует в виде графиков: коэффициент трения, степень проскальзывания, сила трения, скорость проскальзывания и скорость подъема, зависимость скольжения от диаметра ролика (машина вычисляет параметры в соответствии с новыми вводными параметрами).

В работе изменяли скорость скольжения контактного ролика с целью удержания коэффициента (степени) проскальзывания 10 % в связи с изменением диаметра ролика в процессе трения.

Для проведения лабораторных испытаний с целью оценки износостойкости образцов из рельсов текущего производства составов 1 и 2 вырезали по одному образцу в соответствии с чертежом (рис. 1).

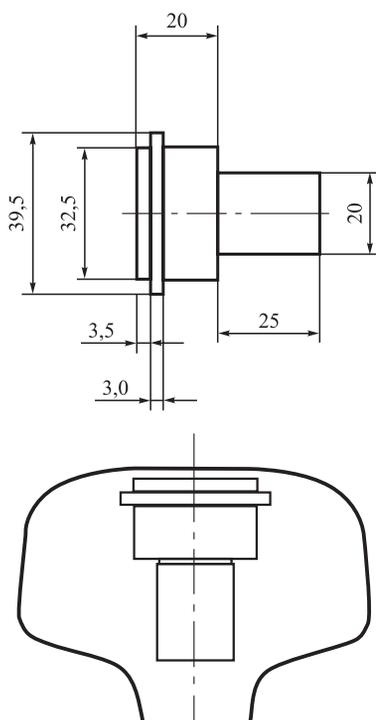


Рис. 1. Схема и место вырезки образцов

Fig. 1. Scheme and place of cutting samples

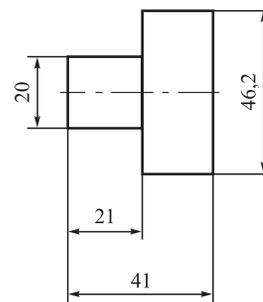


Рис. 2. Схема контактного образца

Fig. 2. Diagram of the contact sample

В качестве контактного образца использовали термоупрочненный ролик с твердостью $(59 \div 59) \pm 2$ HRC из стали марки 31Mn4 в соответствии с Европейским стандартом DIN 21544. Схема контактного образца представлена на рис. 2.

Оценка интенсивности износа рельсовых роликов проводилась с 52 000 до 156 000 оборотов с целью исключения влияния качества поверхности в начале испытаний и отслоения металла при последних циклах испытаний.

Износостойкость определялась как величина, обратная интенсивности износа (из-за малой потери массы при испытании использовались лабораторные аналитические весы с точностью до одной десятичной):

$$W = \frac{m_1 - m_2}{N_{\text{цикл}}} \cdot 10^{-5},$$

где W – износостойкость, г/цикл; m_1 и m_2 – масса образца до и после испытаний, г; $N_{\text{цикл}}$ – количество оборотов (1 цикл = 2600 об.).

К параметрам, влияющим на износостойкость рельсового металла, относится совокупность нескольких характеристик, которые позволяют оценивать и улучшать рельсовую сталь по износостойкости, а именно: твердость материала; химический состав (карбидообразующий углерод) и сера (определяет количество сульфидов марганца и железа, которые играют роль концентраторов напряжений в микроочагах разрушения при износе) [16]; параметры микроструктуры (межпластинчатое расстояние, диаметр зерна, размер перлитных колоний, объемная доля цементита); влияние карбидов и карбонитридов (их количество, форма и распределение) [4].

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Твердость металла исследуемых образцов измеряли методом Виккерса на микротвердомере «Qness Q10A+» по семи точкам по поверхности образца при нагрузке 50 Н, результаты измерений приведены в табл. 1.

Из представленных данных видно, что твердость образцов из рельсов состава 2 выше на 7,85 %.

Таблица 1. Результаты измерений твердости образцов

Table 1. Results of hardness measurements of the samples

Состав	Твердость, НV, в точках измерения						
	1	2	3	4	5	6	7
1	405	395	384	387	392	402	402
2	433	426	432	439	437	428	436

Микроструктуру металла рельсов исследовали на поперечных шлифах, изготовленных из зоны выкружки головки рельса после электрополировки и травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). Исследуемая зона находилась на расстоянии 2–4 мм от поверхности катания головки рельса.

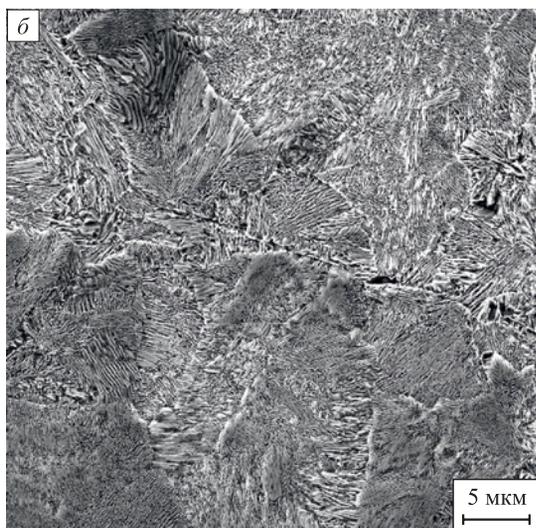
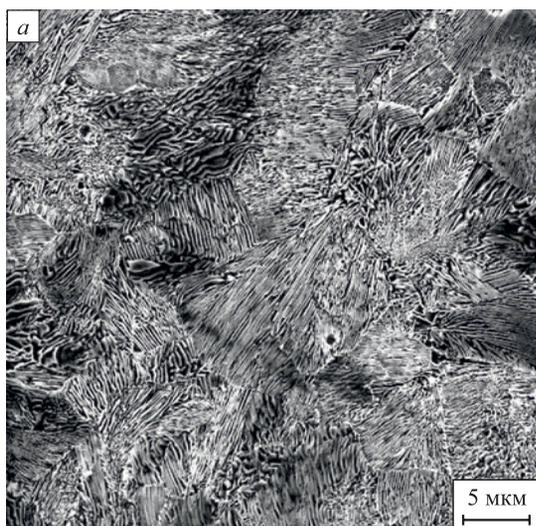


Рис. 3. Микроструктура металла рельсов состава 1 (а) и состава 2 (б)

Fig. 3. Microstructure of metal of the rails of composition 1 (a) and composition 2 (b)

Таблица 2. Параметры микроструктуры рельсов

Table 2. Parameters of the rail microstructure

Состав	Межпластинчатое расстояние, мкм	Диаметр зерна, мкм	Номер зерна
1	0,109	24,20	8
2	0,091	19,50	9

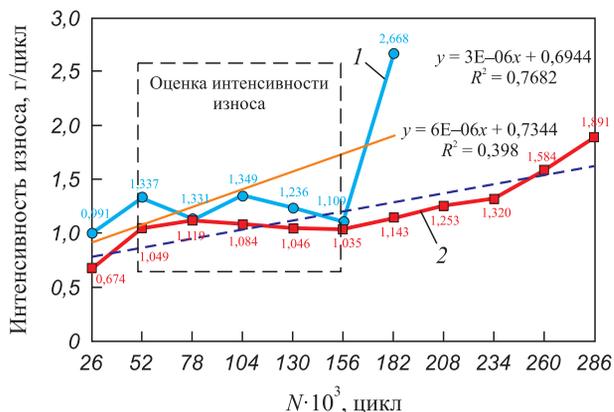


Рис. 4. Интенсивность износа рельсов состава 1 (●) и состава 2 (■)

Fig. 4. Wear rate of the rail samples of composition 1 (●) and composition 2 (■)

Результаты измерений представлены в табл. 2 и на рис. 3.

Из анализа полученных данных следует, что межпластинчатое расстояние в микроструктуре металла исследуемых рельсов состава 1 незначительно превышает значение, полученное для рельсов состава 2. При этом диаметр зерна в металле рельсов с пониженным содержанием углерода и марганца (состав 1) превышает диаметр зерна в металле рельсов состава 2 на 1,0 балл. Зерно образцов 1 и 2 соответствует значениям 24,20 мкм (8 номер) и 19,50 мкм (9 номер).

Средняя интенсивность износа образцов из рельсов состава 2 составила $1,0665 \cdot 10^{-5}$ г/цикл, что на 13,5 % ниже интенсивности износа, полученной в результате испытаний образцов из рельсов состава 1 со значением $1,2324 \cdot 10^{-5}$ г/цикл.

Необходимо отметить, что после 182 000 оборотов образцы, вырезанные из рельсов состава 1, показали резкую потерю массы (рис. 4).

Микроструктуру образцов после цикла испытаний трением изучали на оптическом инвертированном микроскопе Olympus JX71. Оценка микроструктуры показала наличие волокнисто-деформированной структуры с толщиной слоя до 82,4 мкм на образцах состава 2 и до 103,9 мкм на образцах состава 1 по краям образца (рис. 5, а, б), а также до 67,7 мкм на образцах состава 2 и до 77,6 мкм на образцах состава 1 по центральной части образца (рис. 5, в, г).

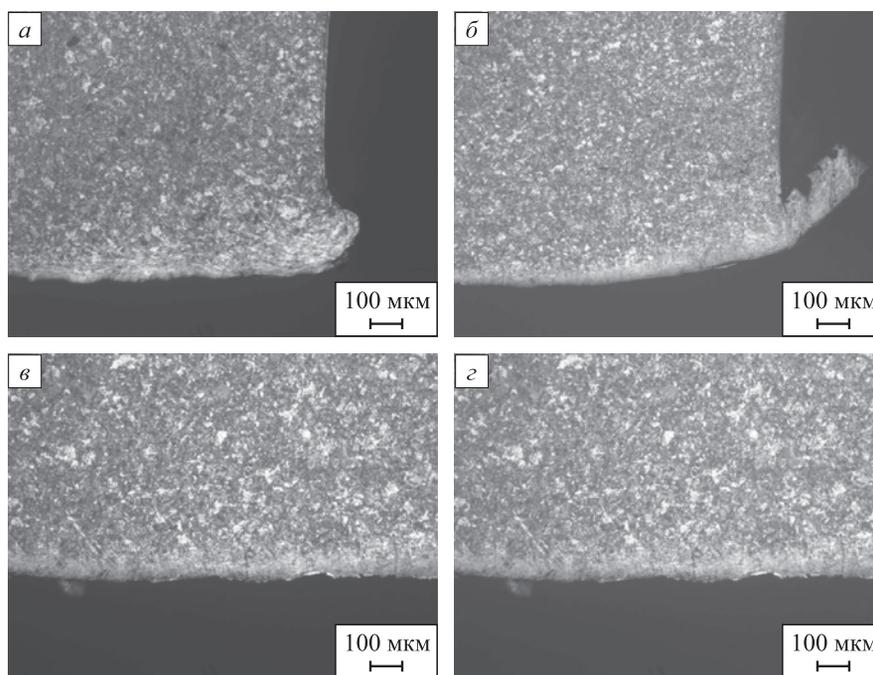


Рис. 5. Волокнисто-деформированная структура по краям образцов рельсов (а, б) и по центральной части образцов рельсов (в, з) состава 1 (а, в) и состава 2 (б, з)

Fig. 5. Fibrous-deformed structure along the edges of the rail samples (a, б) and along the central part of the rail samples (в, з) of composition 1 (a, в) and composition 2 (б, з)

Выводы

Повышение содержания углерода и марганца в рельсовой стали приводит к повышению износостойкости и стойкости к дефектам контактно-усталостного происхождения.

Научные результаты работы могут быть использованы для развития теории по увеличению срока службы рельсов, сокращению расходов на их текущее содержание и повышение надежности дифференцированно упрочненных рельсов производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Yokoyama H., Mitao S., Yamamoto S. Wear and rolling contact fatigue behavior in pearlitic and bainitic rail steels. In: *7th International Heavy Haul Conf.* Fukuyama, Japan: Materials & Processing Research Center; 2001:551–557.
2. Горячева И.Г., Шур Е.А., Борц А.И., Захаров С.М. Исследование механизмов повреждаемости рельсов нового поколения и моделирование их возникновения. *Бюллетень Объединенного ученого совета ОАО РЖД.* 2017;(4):25–27.
Goryacheva I.G., Shur E.A., Bortz A.I., Zakharov S.M. New generation rails damageability mechanisms evaluation and damage occurrence design. *Bulletin of the Joint Scientific Council of Russian Railways.* 2017;(4):25–27. (In Russ.).
3. Горячева И.Г., Захаров С.М., Коган А.Я., Торская Е.В., Шур Е.А., Абдурашитов А.Ю., Борц А.И., Заграничек К.Л. Комплексный подход к прогнозированию работоспособности и ресурса рельсов нового поколения. *Бюллетень Объединенного ученого совета ОАО РЖД.* 2017;(5-6):16–26.
Goryacheva I.G., Zakharov S.M., Kogan A.Ya., Torskaya E.V., Shur E.A., Abdurashitov A.Yu., Borts A.I., Zagranichkek K.L. Complex approach to forecasting the operability and resource of new generation rails. *Bulletin of the Joint Scientific Council of Russian Railways.* 2017;(5-6): 16–26. (In Russ.).
4. Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Юнусов А.М., Добужская А.Б., Галицын Г.А. К вопросу об износостойкости рельсов. *Сталь.* 2019;(7):62–65.
Polevoy E.V., Yunin G.N., Yunusov A.M., Dobuzhskaya A.B., Golitsyn G.A. On the issue of wear resistance of rails. *Stal'.* 2019;(7):62–65. (In Russ.).
5. Jendel T. Prediction of wheel profile wear – comparisons with field measurements. *Wear.* 2002;253(1-2):89–99.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(02\)00087-X](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(02)00087-X)
6. Заграничек К.Л., Борц А.И., Перков И.Е. Сравнительная оценка сопротивления износу дифференцированно термоупрочненных рельсов общего и специального назначения в лабораторных условиях. В кн.: *Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений. Сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия» (Новокузнецк, 26–27 сентября 2019 г.).* Екатеринбург: УИМ; 2020:94–114. (In Russ.).
7. Shur E.A., Borts A.I., Bazanova L.V. Fatigue life of damaged rails. *Journal of Physics: Conference Series.* 2020;1431(1):012071.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/1431/1/012071>

8. Совершенствование рельсовых сталей. *Железные дороги мира*. 2016;(1):74–76.
Improvement of rail steels. *Zheleznye dorogi mira*. 2016;(1):74–76. (In Russ.).
9. Обобщение мирового опыта тяжеловесного движения: управление содержанием системы колесо – рельс / Пер. с англ. под ред. С.М. Захарова. Москва: Интекст; 2017:420.
10. Dang Van, Maitournam M.H., Moumni Z., Roger F. A comprehensive approach for modeling fatigue and fracture of rails. *Engineering Fracture Mechanics*. 2009;76(17):2626–2636. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.12.020>
11. Goryacheva I.G., Zakharov S.M., Torskaya E.V. Rolling contact fatigue and wear of wheel/rail simulation. In: *Proceedings of the Second Int. Conf. on Railway Technology Research Development and Maintenance*. Stirlingshire, Scotland: Civil-Comp Press; 2014:0123456789.
12. Kabo E., Ekberg A. Prediction of RCF from laboratory tests. In: *INNOTRACK Concluding Technical Report*. 2010:131–133.
13. Rodríguez-Arana B., Emeterio A.S., Panera M., Montes A., Alvarez D. Investigation of a relationship between twin-disc wear rates and the slipping contact area on R260 grade rail. *Tribology International*. 2022;168:107456. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.107456>
14. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Полевой Е.В., Рубаникова Ю.А., Кормышев В.Е. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференциально закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 3. Структура и свойства рельсов после пропущенного тоннажа 1,77 млрд т брутто. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2021;(2):81–87.
Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Polevoy E.V., Rubanikova Yu.A., Kormyshev V.E. Evolution of structural-phase states and properties of differentially hardened 100-meter rails during extremely long-term operation. Message 3. Structure and properties of rails after the transported tonnage of 1.77 billion tons. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2021;(2):81–87. (In Russ.).
15. Pacey M.N., James M.N., Patterson E.A. A new photoelastic model studying fatigue cracks closure. *Experimental Mechanics*. 2005;45(1):42–45. <https://doi.org/10.1007/BF02428989>
16. Шур Е.А., Цвигун В.Н., Койнов Р.С. Модели образования фратографических рельефов на усталостных трещинах. *Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии*. 2018;(40):118–135.
Shur E.A., Tsvigun V.N., Koinov R.S. Models of formation of factographic reliefs on fatigue cracks. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sekcii Rossiiskoi akademii nauk. Otdelenie metallurgii*. 2018;(40):118–135. (In Russ.).
17. Горячева И.Г., Борц А.И., Захаров С.М., Заграничек К.Л., Шур Е.А. Исследование и моделирование возникновения поверхностных контактно-усталостных повреждений в рельсах. В кн.: *Трибология – машиностроению. Труды XII Международной научно-технической конференции, посвященной 80-летию ИМАШ РАН*. 2018:146–149.
18. Некрасов Д.Б., Палагин С.В., Лыков К.Ю. О расширении полигонов и совершенствовании методик мониторинга и испытаний рельсов. *Путь и путевое хозяйство*. 2023;(4):29–31.
Nekrasov D.B., Palagin S.V., Lykov K.Yu. On the expansion of landfills and the improvement of methods for monitoring and testing rails. *Railway Track and Facilities*. 2023;(4):29–31. (In Russ.).
19. Шур Е.А. Как правильно сравнивать износостойкость различных рельсов. *ПСИ-эксперт*. 2018;(1-2):20–25.
Shur E.A. How to compare the wear resistance of different rails correctly. *RSP Expert*. 2018;(1-2):20–25. (In Russ.).
20. Некрасов Д.Б., Борц А.И., Бехер С.А., Бобров А.Л., Палагин С.В., Шляхтенков С.П. Обеспечение эффективности шлифования на основе диагностики преддефектных состояний. *Путь и путевое хозяйство*. 2024;(3):17–19.
Nekrasov D.B., Borts A.I., Becher S.A., Bobrov A.L., Palagin S.V., Shlyakhtenko S.P. Ensuring the effectiveness of grinding based on the diagnosis of pre-defective conditions. *Railway Track and Facilities*. 2024;(3):17–19. (In Russ.).
21. Некрасов Д.Б., Палагин С.В., Лыков К.Ю. Результаты испытаний рельсов категории ДТ400ИК. *Путь и путевое хозяйство*. 2023;(2):20–22.
Nekrasov D.B., Palagin S.V., Lykov K.Yu. Test results of rails of the DT400IK category. *Railway Track and Facilities*. 2023;(2):20–22. (In Russ.).
22. Burstow M. A whole life rail model application and development for RSSB – Continued development of an RCF damage parameter. London: Rail Safety and Standards Board; 2004:74.
23. Chen Y.-T., Liu D.-Y., Fang H.-S., Bai B.-Z. Rolling contact fatigue of rail steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2000;12(5):50–53.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Иван Андреевич Олифиренко, главный специалист по физическим методам исследования дирекции по рельсовому производству научно-производственного центра, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»; аспирант кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: Ivan.Olifirenko@evraz.com

Татьяна Николаевна Осколкова, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1310-1284

E-mail: oskolkovatiana@yandex.ru

Ivan A. Olifirenko, Chief Specialist in Physical Research Methods, Directorate for Rail Production of the Research and Production Center, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant; Postgraduate of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

E-mail: Ivan.Olifirenko@evraz.com

Tat'yana N. Oskolkova, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-1310-1284

E-mail: oskolkovatiana@yandex.ru

Егор Владимирович Полевой, к.т.н., начальник бюро металловедения и термической обработки технического отдела рельсовой площадки, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

E-mail: egor.polevoj@evraz.com

Egor V. Polevoi, Cand. Sci. (Eng.), Head of Bureau of Metal Science and Heat Treatment of Technical Department of the Rail Site, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant

E-mail: egor.polevoj@evraz.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. А. Олифиренко – постановка задачи и цели исследований, проведение трибологических и механических испытаний, написание текста статьи, проведение исследований образцов методами сканирующей электронной микроскопии, обсуждение и анализ результатов.

Т. Н. Осолкова – постановка задачи и цели исследований, обсуждение и анализ результатов.

Е. В. Полевой – анализ и обобщение результатов исследования.

I. A. Olifirenko – setting the task and goals of research, conducting tribological and mechanical tests, writing the text, conducting studies of samples using scanning electron microscopy, discussion and analysis of the results.

T. N. Oskolkova – setting the task and goals of research, discussion and analysis of the results.

E. V. Polevoi – analysis and summarizing of the results.

Поступила в редакцию 25.04.2024

После доработки 05.06.2024

Принята к публикации 17.09.2024

Received 25.04.2024

Revised 05.06.2024

Accepted 17.09.2024



УДК 669.168.3:621.365.2

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-660-664

Оригинальная статья
Original article

ПОДЭЛЕКТРОДНЫЙ ПРОМЕЖУТОК И УДЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ ВАННЫ ФЕРРОСПЛАВНОЙ ПЕЧИ

А. П. Шкирмонтов

Финансовый университет при Правительстве Российской Федерации (Россия, 125167, Москва, Ленинградский пр., 49/2)

aps-panor@yandex.ru

Аннотация. Для повышения энерготехнологической эффективности работы ферросплавной печи проведены исследования выплавки 45 %-ного ферросилиция углеродотермическим способом. Для исследования технологии выплавки ферросплавов в ряде случаев применяются способы замера и изменения удельного электросопротивления шихтовых материалов при температурах до 1900 К для выплавки марганцевых сплавов из различных руд, углеродистого феррохрома, ферросилиция, ферросиликомарганца и ферросиликоалюминия. Для серии плавов 45 %-ного ферросилиция проводили замеры полезного напряжения, силы тока электрода, коэффициента мощности. По мере выплавки рассчитывали сопротивление ванны и для реакционной плавильной зоны (плавильного тигля) определяли удельное электросопротивление в одноэлектродной печи при различных подэлектродных промежутках. Выплавка по технологии с увеличенным подэлектродным промежутком выполнена в крупномасштабной опытной электропечи мощностью 130 – 290 кВ·А. Увеличение подэлектродного промежутка от (0,6 ÷ 0,9) до 6,0 диаметров электрода приводит к эффекту повышения в 2,5 раза сопротивления, напряжения и мощности в ванне (каждого показателя), но при этом несколько снижается удельное электросопротивление плавильной зоны печи при неизменном диаметре (150 мм) электрода. Определен оптимальный подэлектродный промежуток (расстояние электрод – подина) в ванне одноэлектродной печи по изменению удельного электросопротивления. Оптимальным является значение 3,33 диаметра электрода. При допущении отклонений около ±5 % от этой величины возможно проводить эффективную выплавку 45 %-ного ферросилиция в диапазоне 3,2 – 3,5 диаметров электрода для подэлектродного промежутка при рудовосстановительном процессе с закрытой дугой.

Ключевые слова: ферросплавы, электропечь, подэлектродный промежуток, сила тока электрода, рабочее напряжение, сопротивление ванны, коэффициент мощности, степень извлечения

Для цитирования: Шкирмонтов А.П. Подэлектродный промежуток и удельное электросопротивление ванны ферросплавной печи. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):660–664. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-660-664>

SUB-ELECTRODE GAP AND SPECIFIC ELECTRICAL RESISTANCE OF A FERROALLOY FURNACE BATH

A. P. Shkirmontov

Financial University under the Government of the Russian Federation (49/2 Leningradskii Ave., Moscow 125167, Russian Federation)

aps-panor@yandex.ru

Abstract. To increase the energy-technological efficiency of a ferroalloy furnace, the author studied the smelting of 45 % ferrosilicon by a carbon-thermal method. In some cases, methods for measuring and changing the specific electrical resistance of charge materials at temperatures up to 1900 K are used to study the technology of smelting ferroalloys for smelting manganese alloys from various ores, carbonaceous ferrochrome, ferrosilicon, ferrosilicon manganese and ferrosilicon aluminum. For a series of heats of 45 % ferrosilicon, measurements of the useful voltage, electrode current, and power factor were carried out. As smelting progressed, the bath resistance was calculated and for the reaction melting zone (melting crucible), the specific electrical resistance in the single-electrode version of the furnace was determined at various sub-electrode gaps. Smelting using technology with an increased sub-electrode gap was performed in a large-scale experimental electric furnace with a capacity of 130 – 290 kV·A. As a result, it was found that an increase in the sub-electrode gap from (0.6 ÷ 0.9) to 6.0 of electrode diameters leads to the effect of a 2.5-fold increase in resistance, voltage and power in the bath (each indicator), but at the same time to a slight decrease in the specific electrical resistance of the melting zone of the furnace with a constant diameter (150 mm) of the electrode. The optimal sub-electrode gap (electrode – substrate distance) in the bath of a single-electrode furnace was determined by changing the specific electrical resistance. The optimal value is 3.33 of the electrode diameter. Assuming deviations of about ±5 % of this value, it is possible to efficiently smelt 45 % ferrosilicon in the range of 3.2 – 3.5 electrode diameters for the sub-electrode gap during the ore recovery process with a closed arc.

Keywords: ferroalloys, electric furnace, sub-electrode gap, electrode current, operating voltage, bath resistance, power factor, recovery rate

For citation: Shkirmontov A.P. Sub-electrode gap and specific electrical resistance of a ferroalloy furnace bath. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):660–664. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-660-664>

ВВЕДЕНИЕ

Выплавка ферросплавов углеродотермическим методом относится к наиболее энергозатратным [1] и материалоемким производствам [2] черной металлургии. Эффективность работы ферросплавной электропечи зависит от многих факторов: технологических особенностей выплавки из рудных материалов [3; 4]; электрических параметров и режимов работы [5; 6]; теплотехнических параметров и особенно тепловой работы ванны ферросплавной печи; особенностей конструкции плавильных агрегатов.

Одним из основных параметров процесса производства ферросплавов является комплексная величина – подэлектродный промежуток (расстояние электрод – подина) в ванне печи. Для ферросплавных электропечей традиционных конструкций при выплавке углеродотермическим способом сплавов кремния, хрома, марганца подэлектродный промежуток в основном составляет около $0,6 \div 0,9$ диаметра электрода печи [7]. Электропечь работает в комплексном режиме сопротивления и электрической дуги, при этом процесс характеризуется большими значениями силы тока электрода (десятки килоампер) и сравнительно невысоким напряжением, тем самым имеет место низкое активное сопротивление ванны.

Для улучшения энерготехнологических параметров и работы печи на повышенном напряжении была предложена технология выплавки с увеличенным подэлектродным промежутком (выше традиционных значений $0,6 \div 0,9$ диаметра электрода) с улучшением энерготехнологических параметров. Благодаря значительному увеличению глубины ванны печи рассматриваемая технология выплавки ферросплавов позволяет обойтись без уменьшения заглубления электродов в шихту, увеличить активное сопротивление ванны, рабочее напряжение, коэффициент мощности, электрический и тепловой КПД [8]. При этом основным является вопрос, до какой оптимальной величины можно увеличивать расстояние электрод – подина, так как в результате повышаются размеры плавильной зоны, в том числе по вертикали в ванне ферросплавной печи, что требует значительного увеличения глубины ванны.

Цель настоящей работы состояла в том, чтобы провести выплавку 45 %-ного ферросилиция углеродотермическим методом, обосновать и исследовать до какой оптимальной величины можно увеличивать подэлектродный промежуток (электрод – подина) в ванне одноэлектродной ферросплавной печи без уменьшения заглубления электрода в шихту и ухудшения парамет-

ров выплавки ферросилиция на базе крупномасштабной опытной электропечи.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования технологии выплавки ферросплавов в ряде случаев применяют способы замера и изменения удельного электросопротивления шихтовых материалов при температурах до 1900 К: для марганцевых сплавов из казахстанских руд [9]; для углеродистого феррохрома и ферромарганца, 75 %-ного ферросилиция и ферросиликомарганца MnC17 [10]; для ферросиликоалюминия [11]; для сплавов хрома [12]; для углеродистых восстановителей [13]. Большая часть исследований посвящена замерам удельного электросопротивления нетрадиционных углеродистых восстановителей для ферросплавов [14; 15] и кремния [16; 17].

В настоящей работе были проведены серии плавов 45 %-ного ферросилиция, замеры полезного напряжения, силы тока электрода, коэффициента мощности и расчеты сопротивления ванны или реакционной плавильной зоны (плавильного тигля) для определения удельного электросопротивления в одноэлектродной печи для различных подэлектродных промежутков.

Предварительно перед выплавкой футеровку ванны печи медленно разогревали под током на коксе в течение не менее одних суток. В конце прогрева увеличивали токовую нагрузку и подавали первые порции шихты для выплавки с закрытой дугой. Первый выпуск ферросилиция через летку проводили не менее чем через 2 ч работы печи с постепенным наращиванием уровня колошника небольшими партиями подачи шихты. Затем выпуск ферросилиция проводили каждый час работы печи с периодической загрузкой шихты. При этом поддерживали силу тока электрода (плотность тока электрода) в неизменных пределах значений, близких к предельно допустимым для рассматриваемого диаметра графитированного электрода 150 мм. При хорошем ходе печи медленно увеличивали рабочее напряжение и подэлектродный промежуток без изменения заглубления электрода в шихту от выпуска к выпуску и без снижения температуры ферросилиция на выпуске из электропечи [18].

ОПИСАНИЕ УСТАНОВКИ

В качестве плавильного агрегата использовали одноэлектродную шахтную печь с подводом переменного тока с частотой 50 Гц к рабочему графитированному электроду и к электропроводной углеродистой подине. Печь оборудована леткой выпуска для ферро-

силиция, диаметр электрода 150 мм, сила тока около 4,7 кА. Теплоизолирующая часть футеровки состояла из шамотного кирпича и шамотной крупки, рабочий слой стен – из хромомagneзитового кирпича. Для лучшей стойкости горн печи (нижняя часть) выложен на высоту одного диаметра электрода углеродистыми блоками. Футеровка подины состояла из листового асбеста, шамотной крупки, четырех слоев шамотного кирпича, двух слоев углеродистых блоков и набивки из электродной массы. Сечение ванны и электропроводной подины составляло 500×500 мм, глубина ванны – 1200 мм. Используемая мощность электропечной установки при выплавке составляла 130 – 290 кВ·А [8].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Выплавку 45 %-ного ферросилиция проводили на традиционных шихтовых материалах (кварцит, коксик, железная стружка). Заглубление электродов в шихту было не менее 1,5 – 1,7 диаметра электрода. В качестве базового варианта сравнения выплавку проводили при традиционном подэлектродном промежутке (0,6 ÷ 0,9 диаметра электрода). Затем в процессе длительной выплавки повышали расстояние электрод – подина, что достигалось постепенным увеличением рабочего напряжения и поддержанием силы тока электрода. Наибольшая величина подэлектродного промежутка составила 6,0 диаметров электрода. Активное сопротивление ванны возросло от 4,8 до 12 мОм (увеличилось в 2,5 раза). Аналогичным образом возросли мощность в печи и напряжение при таком расстоянии

электрода – подина без уменьшения заглубления электрода в шихту и благодаря значительному увеличению глубины ванны печи. При этом следует отметить, что при повышении расстояния электрод – подина сопротивление ванны печи изменялось не линейно. В результате отмечено снижение удельного электросопротивления плавильной зоны [19], несмотря на значительный рост сопротивления ванны ферросплавной печи (см. рисунок).

Коэффициент мощности печи увеличился от 0,905 до 0,976; электрический КПД – от 0,904 до 0,942. Сравнительно небольшой тепловой КПД для малых печей возрос от 0,309 до 0,374. Удельный расход электроэнергии снизился от 9020 до 7168 кВт·ч/т из-за введения дополнительной мощности в ванну печи. Для всей кампании выплавки извлечение кремния в сплав составило 91,9 – 92,1 %, температура сплава на выпуске – 1650 – 1720 °С. Содержание кремния в получаемом сплаве было на уровне 42,3 – 45,6 % Si, что соответствовало требованиям стандарта.

На основании исследований по изменению сопротивления ванны и удельного электросопротивления плавильной зоны от увеличения подэлектродного промежутка при выплавке в ферросплавной печи получены следующие соотношения:

$$R = 5,61(h/d_3)^{0,40}; \tag{1}$$

$$\rho/d_3 = 18,69(h/d_3)^{-0,60}, \tag{2}$$

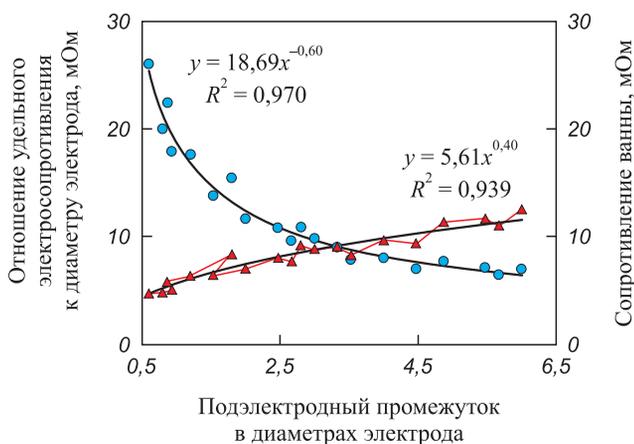
где R – сопротивление ванны печи; h/d_3 – подэлектродный промежуток в диаметрах электрода; ρ/d_3 – отношение удельного электросопротивления плавильной зоны печи к диаметру электрода печи.

Несмотря на значительный рост сопротивления ванны при выплавке 45 %-ного ферросилиция, отмечено существенное снижение удельного электросопротивления плавильной зоны печи при увеличении подэлектродного промежутка (расстояние электрод – подина) от 0,6 ÷ 0,9 до 6,0 диаметров электрода (см. рисунок).

По данным монографий Б.М. Струнского [20; 21], в которых приведены обобщения результатов работ П.В. Сергеева [22], W.H. Kelly, M.J. Morkramer и других исследователей по выплавке ферросплавов в электропечах, были отмечены значительные диапазоны изменения удельного электросопротивления:

- 0,60 ÷ 0,95 Ом·см для 45 %-ного ферросилиция;
- 0,50 ÷ 1,25 Ом·см для 75 %-ного ферросилиция;
- 0 ÷ 2,00 Ом·см для углеродистого феррохрома;
- 0,20 ÷ 0,55 Ом·см для углеродистого ферромарганца;
- 0,25 ÷ 0,38 Ом·см для ферросиликомарганца.

Если учитывать, что относительный подэлектродный промежуток для выплавки массовых ферросплавов составляет 0,6 ÷ 0,9 диаметра электрода, то изменение удельного сопротивления ванны тоже



Изменение активного сопротивления ванны и удельного электросопротивления плавильной зоны печи при выплавке 45 %-ного ферросилиция в зависимости от подэлектродного промежутка:

- – отношение удельного электросопротивления к диаметру электрода; ▲ – сопротивление ванны печи

Changes in the bath active resistance and specific electrical resistance of the furnace melting zone depending on increase in sub-electrode gap when smelting 45 % ferrosilicon:

- – ratio of specific electrical resistance to the electrode diameter; ▲ – resistance of the furnace bath

значительно, что оказывает определенное влияние на регулирование пещью.

В соответствии с решением системы уравнений, состоящей из выражения (1) относительно роста сопротивления ванны печи и уравнения (2) по снижению удельного электросопротивления плавильной зоны, при одновременном увеличении подэлектродного промежутка получен оптимальный вариант решения. В результате расчета подэлектродный промежуток при выплавке равен 3,33 диаметра электрода. При этом параметры электропечи при выплавке ферросилиция в оптимальном режиме имели достаточно неплохие значения: коэффициент мощности до 0,939; электрический КПД до 0,921; тепловой КПД до 0,364. При допущении отклонений $\pm 5\%$ от этой величины подэлектродного промежутка возможно оптимально проводить выплавку ферросплавов в диапазоне $3,2 \div 3,5$ диаметра электрода. При работе с большим подэлектродным промежутком потребуется дополнительно увеличить глубину ванны печи.

Выводы

Выплавка 45 %-ного ферросилиция углеродотермическим методом с увеличенным подэлектродным промежутком от $0,6 \div 0,8$ до $6,0$ диаметров электрода приводит к общему эффекту повышения сопротивления в 2,5 раза, напряжения и мощности в ванне при определенном снижении удельного электросопротивления плавильной зоны печи. В результате оптимальной величиной является подэлектродный промежуток 3,33 диаметра электрода. При допущении отклонений $\pm 5\%$ от этой величины возможно проводить выплавку ферросплавов в диапазоне $3,2 \div 3,5$ диаметра электрода.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Syvachenko V., Yemchytysky V., Nezhurny V. Direction of saving energy resources in the technology of electrothermal processes. In: *Proceedings of the XIV Int. Ferroalloys Congress: INFACON XIV. Kiev, Ukraine. 31 May – 4 June 2015*. Kiev; 2015:700–702.
- Degel R., Lux T., Joubert H. Furnace integrity of ferroalloy furnaces – symbiosis of process, cooling, refractory lining and furnace design. In: *Proceedings of the XV Int. Ferroalloys Congress: INFACON XV. Cape Town, South Africa. 25-28 February*. Cape Town; 2018:269–282.
- Grishchenko S.G., Kutsin V.S., Kravchenko P.A. Ferroalloy industry of Ukraine: Current status, development trends and future prospects. In: *Proceedings of the XIV Int. Ferroalloys Congress: INFACON XIV. Kiev, Ukraine. 31 May – 4 June 2015*. Kiev; 2015:1–5.
- Degel R., Frihling C., Koneke M. History and new milestones in submerged arc furnace technology for ferroalloy and silicon production. In: *Proceedings of the XIV Int. Ferroalloys Congress: INFACON XIV. Kiev, Ukraine. 31 May – 4 June 2015*. Kiev; 2015:7–16.
- Gasik M. Handbook of Ferroalloys. Theory and Technology. Elsevier Ltd.; 2013:520.
<https://doi.org/10.1016/C2011-0-04204-7>
- Gasik M., Dashevskii V., Bizhanov A. Ferroalloys. Theory and Practice. Springer Nature Switzerland; 2020:328.
<https://doi.org/10.1007/978-3-030-57502-1>
- Шкирмонттов А.П. Роль подэлектродного промежутка в ферросплавной печи в улучшении энерготехнологических параметров выплавки углеродотермическим процессом. *Электрометаллургия*. 2017;(6):24–31.
Shkirmontov A.P. The role of sub-electrode gap in a ferroalloy furnace in improving the energy-technological parameters of smelting by carbon-thermal process. *Elektrometallurgiya*. 2017;(6):24–31. (In Russ.).
- Шкирмонттов А.П. Энерготехнологические параметры выплавки ферросплавов в электропечах. Москва: НИТУ МИСиС; 2018:216.
- Жунусов А.К., Толымбеков А.Б. Металлургическая переработка марганцевых руд месторождения «ГУР» и Западный Камыс. Павлодар: Керееску; 2016:209.
- Воробьев В.П. Электротермия восстановительных процессов. Екатеринбург: УрО РАН; 2009:370.
- Бакиров А.Г., Жунусов А.К., Чекимбаев А.Ф., Шошай Ж. Исследование удельного электрического сопротивления шихтовых смесей для выплавки ферросиликоалюминия. *Наука и Техника Казахстана*. 2008;(2):14–19.
Bakirov A.G., Zhunusov A.K., Chekimbaev A.F., Shoshai Zh. Investigation of the electrical resistivity of charge mixtures for smelting ferrosilicoaluminium. *Nauka i Tekhnika Kazakhstana*. 2008;(2):14–19. (In Russ.).
- Кожевников Г.Н., Зайко В.П. Электротермия сплавов хрома. Москва: Наука; 1980:188.
- Нурмуханбетов Ж.У., Ким В.А., Толымбеков М.Ж. Электросопротивление углеродистых восстановителей. *Новости науки Казахстана*. 2005;(2):35–40.
Nurmukhanbetov Zh.U., Kim V.A., Tolymbekov M.Zh. Electrical resistance of carbon reducing agents. *Novosti nauki Kazakhstana*. 2005;(2):35–40. (In Russ.).
- Воробьев В.П. Получение и применение карборундсодержащих углеродистых восстановителей в технологии кремния и ферросплавов. *Сталь*. 2015;(6):22–25.
Vorob'ev V.P. Carborundum-bearing carbon reducing agents in silicon and silicon-ferroalloy production. *Steel in Translation*. 2015;45(6):439–442.
<https://doi.org/10.3103/S0967091215060157>
- Ульева Г.А. Исследование физико-химических свойств специальных видов кокса и его применения для выплавки высококремнистых сплавов: автореф. дисс. канд. техн. наук. Екатеринбург; 2013:23.
- Исин Д.К., Байсанов С.О., Мехтиев А.Д., Байсанов А.С., Исин Б.Д. Технология получения кристаллического кремния с применением нетрадиционных восстановителей. *Металлург*. 2013;(11):88–93.
Isin D.K., Baisanov S.O., Mekhtiev A.D., Baisanov A.S., Isin B.D. Technology for the production of crystalline silicon using non-traditional reducing agents. *Metallurg*. 2013;(11):88–93. (In Russ.).
- Ким В.И. Новые виды углеродистых восстановителей для выплавки технического кремния. *Сталь*. 2017;(2):25–27.

Kim V.I. New types of carbon reducing agents for smelting of technical silicon. *Stal'*. 2017;(2):25–27. (In Russ.).

18. Shkirmontov A.P. Establishing the theoretical foundations and energy parameters for the production of ferroalloys with a larger-than-normal gap under the electrode. *Metallurgist*. 2009;53(5–6):300–308.

<https://doi.org/10.3103/s0967091222120117>

19. Шкирмонтов А.П. Изменение активного сопротивления ванны и удельного электросопротивления реакционной зоны выплавки ферросилиция при увеличении подэлектродного промежутка. В кн.: *Физико-химические основы*

металлургических процессов: Международная научная конференция: Сборник трудов. Москва: ИМЕТ РАН; 2019:69.

20. Струнский Б.М. Расчеты руднотермических печей. Москва: Metallurgia; 1982:192.
21. Струнский Б.М. Руднотермические плавильные печи. Москва: Metallurgia; 1972:368.
22. Сергеев П.В. Энергетические закономерности руднотермических электропечей, электролиза и электрической дуги. Алма-Ата: Изд-во АН Казахской ССР; 1963:251.

Сведения об авторе

Information about the Author

Александр Прокопьевич Шкирмонтов, д.т.н., директор Центра Редакции научных журналов, Финансовый университет при Правительстве Российской Федерации

E-mail: aps-panor@yandex.ru

Aleksandr P. Shkirmontov, Dr. Sci. (Eng.), Director of the Editorial Center of Scientific Journals, Financial University under the Government of the Russian Federation

E-mail: aps-panor@yandex.ru

Поступила в редакцию 26.04.2024
После доработки 22.05.2024
Принята к публикации 17.10.2024

Received 26.04.2024
Revised 22.05.2024
Accepted 17.10.2024



УДК 621.774

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-665-670



Оригинальная статья

Original article

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СОПРОТИВЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 12Х18Н10Т

А. В. Выдрин^{1,2}, А. В. Красиков³, А. А. Корсаков², Е. А. Гейм^{1,2}✉¹ Южно-Уральский государственный университет (Россия, 454080, Челябинск, пр. Ленина, 76)² ООО «Исследовательский центр ТМК» (Россия, 143026, Москва, Инновационный центр Сколково, Большой бул., 5)³ АО «Волжский трубный завод» (Россия, 404119, Волгоградская область, Волжский, пр. Metallurgov, 6)

✉ geymea@tmk-group.com

Аннотация. Сопротивление металлов и сплавов пластической деформации имеет свойства функционала, так как зависит от истории развития деформации во времени. Особенно это характерно для процессов горячей деформации. Вместе с тем сложность математического описания и отсутствие необходимого экспериментального оборудования долгое время не позволяли конструировать функционалы подобного типа. В настоящее время в связи с появлением многофункциональных исследовательских комплексов типа Gleeble такая возможность появилась. Соответственно была разработана методика исследования функциональных свойств сопротивления металлов и сплавов пластической деформации, которая была применена для исследования стали 12Х18Н10Т. Выбор марки стали обусловлен тем, что поведение нержавеющей стали аустенитного класса при пластическом деформировании существенно отличается от углеродистых сталей. С другой стороны, в настоящее время вопросам производства металлоизделий из нержавеющей марок стали уделяется все больше внимания. Это связано, с одной стороны, с ужесточением условий эксплуатации металлоизделий, освоением новых областей их применения и, с другой стороны, достаточно высокой долей импорта на рынке изделий из нержавеющей марок стали аустенитного класса. Поэтому исследование технологических свойств подобных металлов и сплавов является актуальным. При этом следует отметить, что наиболее заметно функциональные свойства сопротивления металла пластической деформации проявляются при горячем деформировании в условиях непрерывной прокатки, поэтому в данной работе исследован температурный интервал горячей пластической деформации. Полученные результаты могут быть использованы для определения энергосиловых параметров в таких процессах, как непрерывная прокатка полос в чистовых группах клетей и непрерывная раскатка гильз в линиях современных трубопрокатных агрегатов.

Ключевые слова: непрерывная прокатка, сопротивление металла пластической деформации, горячая деформация, история деформирования, аустенитный класс, технологические свойства металла, энергосиловые параметры

Для цитирования: Выдрин А.В., Красиков А.В., Корсаков А.А., Гейм Е.А. Функциональные свойства сопротивления пластической деформации стали 12Х18Н10Т. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):665–670. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-665-670>

FUNCTIONAL PROPERTIES OF PLASTIC DEFORMATION RESISTANCE OF 12KH18N10T STEEL

A. V. Vydrin^{1,2}, A. V. Krasikov³, A. A. Korsakov², E. A. Geim^{1,2}✉¹ South Ural State University (76 Lenina Ave., Chelyabinsk 454080, Russian Federation)² LLC “Research Center TMK” (5 Bol’shoi Blvd., Skolkovo, Moscow 143026, Russian Federation)³ JSC “Volzhskii Pipe Plant” (6 Metallurgov Ave., Volzhskii, Volgograd Region 404119, Russian Federation)

✉ geymea@tmk-group.com

Abstract. The resistance of metals and alloys to plastic deformation has functional properties, since it depends on the history of the development of deformation over time. This is especially true for hot deformation processes. At the same time, complexity of the mathematical description and lack of the necessary experimental equipment for a long time did not allow us to design functionals of this type. Currently, due to the emergence of multi-functional research complexes like Gleeble, such an opportunity has appeared. Accordingly, a methodology was developed to study the functional properties of the resistance of metals and alloys of plastic deformation, which was applied to the study of 12Kh18N10T steel. The choice of steel grade is due to the fact that the behavior of austenitic stainless steel during plastic deformation differs significantly from carbon steels. On the other hand, at present, more and more attention is being paid to the production of metal products from stainless steels. This is due, on the one hand, to the tightening of the operating conditions of metal products, the development of new areas of their application and, on the other hand, a fairly high share of imports in the market of products made of austenitic stainless steels. Therefore, the study of the technological properties of such metals and alloys is relevant. At the same time, it should be noted that the most significant functional properties of the metal resistance to plastic deformation are mani-

fested during hot deformation under continuous rolling conditions. Therefore, in this paper, the temperature range of hot plastic deformation is investigated. The results obtained can be used to determine the energy-power parameters in such processes as continuous rolling of strips in the finishing groups of strands and continuous rolling of sleeves in the lines of modern pipe rolling units.

Keywords: continuous rolling, metal resistance to plastic deformation, hot deformation, history of deformation, austenitic class, technological properties of metal, energy-power parameters

For citation: Vydrin A.V., Krasikov A.V., Korsakov A.A., Geim E.A. Functional properties of plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):665–670. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-665-670>

ВВЕДЕНИЕ

Наиболее производительным и эффективным способом получения длинномерных металлических изделий является непрерывная прокатка. В последнее время ее широко используют при производстве сортового металла, полос и труб [1–3]. С другой стороны, на качество готового продукта, прокатываемого на непрерывных станах, существенное влияние оказывает настройка скоростного режима стана, которая, в свою очередь, определяет уровень энергосиловых параметров. Поэтому для определения рационального скоростного режима процесса непрерывной прокатки необходимо иметь зависимости, связывающие кинематические параметры с усилиями, действующими на границах очага деформации.

Известен ряд работ [4–6], в которых описана методика определения такой взаимосвязи. Анализ получаемых с ее помощью результатов расчета усилия при непрерывной прокатке показал, что они достаточно хорошо совпадают с реальными значениями, однако всегда являются заниженными. При этом следует отметить, что усилие прокатки прямо пропорционально сопротивлению металла пластической деформации [7]. Согласно дальнейшим исследованиям было выявлено, что обычно используемые методики расчета сопротивления металла пластической деформации [8; 9] дают заниженные результаты при расчетах технологических параметров процессов непрерывной прокатки, так как не учитывают реальную трансформацию прочностных свойств, в частности остаточное упрочнение после прокатки в предыдущей клетки стана. Влияние истории деформирования на величину сопротивления металла пластической деформации при непрерывной горячей прокатке полос также отмечается в работе [10], однако для моделирования используются выражения, аналогичные упомянутым выше. Отмеченное выше свидетельствует о необходимости проведения дополнительных исследований сопротивления пластической деформации различных марок стали.

Одним из востребованных видов металлопродукции являются бесшовные трубы из нержавеющей марок стали, в частности марки 12X18N10T [11]. Поскольку непрерывная прокатка – это наиболее производительный и экономически выгодный процесс раскатки гильз при производстве бесшовных труб [12; 13], актуальным

является исследование закономерностей формирования сопротивления пластической деформации стали 12X18N10T именно при непрерывной прокатке.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В настоящей работе эксперименты проводились с использованием современной универсальной испытательной установки Gleeble 3800 [14–16] в вакуумной среде (низкий вакуум) на модуле PocketJaw с приваркой к образцам хромель-алюмелевых термопар (для контроля температуры при нагреве, а также измерения деформационного разогрева). Нагрев образцов со скоростью 5 °C/с до температуры испытания с последующей 5-мин выдержкой осуществлялся пропуском электрического тока. Для измерения деформации использованы высокотемпературные датчики продольной и поперечной деформации.

С целью определения скорости деформационного упрочнения стали проведены опыты на растяжение при комнатной температуре. В качестве рабочей гипотезы принималось, что в этом случае процессы разупрочнения отсутствуют.

Характер изменения сопротивления металла пластической деформации в процессе испытаний зависит от значения этой величины в исходном состоянии, которая, в свою очередь, зависит от температуры нагрева. В связи с этим проведена отдельная серия испытаний по растяжению образцов из стали 12X18N10T при температурах от 800 до 1200 °C с шагом 100 °C.

Чтобы определить скорость процессов разупрочнения, проводилось ступенчатое растяжение цилиндрических образцов с различным временем паузы при температурах от 800 до 1200 °C с шагом 100 °C. При этом считалось, что во время паузы процессы упрочнения отсутствуют и падение напряжения характеризует скорость разупрочнения.

Все полученные экспериментальные данные обрабатывались с помощью метода наименьших квадратов в соответствии с методикой, представленной в работе [17].

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Общий вид кривых упрочнения нержавеющей стали 12X18N10T, полученных в опытах на одноосное растяжение при различных температурах, приведен на рис. 1.

Таблица 1. Сопротивление пластической деформации стали 12Х18Н10Т при температуре 25 °С

Table 1. Plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel at 25 °C

Логарифмическая деформация	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
Напряжение, МПа	380	530	600	720	790	900	980	1100	1170	1270

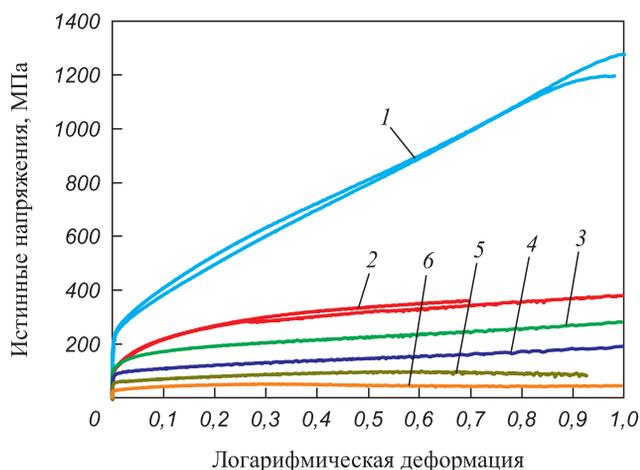


Рис. 1. Влияние логарифмического показателя деформации и температуры на сопротивление пластической деформации стали 12Х18Н10Т при температуре, °С: 1 – 25; 2 – 800; 3 – 900; 4 – 1000; 5 – 1100; 6 – 1200

Fig. 1. Influence of logarithmic strain measure and temperature on plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel at temperature, °C: 1 – 25; 2 – 800; 3 – 900; 4 – 1000; 5 – 1100; 6 – 1200

Для аппроксимации кривой деформационного упрочнения использовались результаты, полученные при температуре 25 °С (табл. 1).

В работе [18] отмечено, что для аппроксимации зависимости сопротивления пластической деформации металлов и сплавов от степени деформации в холодном состоянии достаточно хорошо подходит степенная зависимость. Обработка экспериментальных данных с помощью метода наименьших квадратов позволила получить для стали 12Х18Н10Т уравнение

$$\sigma_{s0} = 200 + 1064\varepsilon^{0,78},$$

где ε – логарифмическая деформация.

Статистическая обработка экспериментальных данных (табл. 2) дала возможность также определить характер влияния температуры на начальное сопротивление стали 12Х18Н10Т пластической деформации.

Полученная при этом эмпирическая зависимость может быть представлена в виде

$$\sigma_{s0}(\theta_0) = 200 \left(\frac{1350 - \theta_0}{1325} \right)^{0,87},$$

где θ_0 – температура нагрева заготовки.

Следует отметить, что сопротивление пластической деформации стали 12Х18Н10Т в опытах на растяжение исследовалось и ранее. Так, например, в работе [19] на основе многочисленных экспериментальных исследований предложена оригинальная методика, согласно которой вне зависимости от марки стали отношение фактического значения сопротивления металла пластической деформации σ_s к среднему σ_{sc} для определенной степени деформации ε остается постоянным. При этом среднее значение сопротивления металла пластической деформации определяется экспериментально. В частности, в Южно-Уральском государственном университете с использованием этой методики и кулачкового пластометра для стали 12Х18Н10Т получена следующая зависимость:

$$\sigma_{sc} = 1892u^{0,0974} \varepsilon^{0,2637} \exp(-0,0022t),$$

где u – скорость деформации; t – температура нагрева.

В тоже время следует отметить, что достоверность полученных в настоящее время результатов требует проверки, поскольку применяемое оборудование, методики и способы измерений имели определенную погрешность.

С другой стороны, возможности современного исследовательского оборудования позволяют существенно повысить достоверность результатов и расширить диапазон их применения. В частности, появляется возможность ступенчатого нагружения образцов и исследования таким образом закономерностей разупрочнения во время междеформационной паузы. Известно проведение подобных исследований с помощью универсальной испытательной установки Gleeble 3800 [20], однако они в большей степени

Таблица 2. Начальное значение сопротивления пластической деформации стали 12Х18Н10Т при различных температурах

Table 2. Initial value of plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel at different temperatures

Показатель	Температура, °С				
	800	900	1000	1100	1200
Напряжение, МПа	100	100	60	40	30
Расчет, МПа	93,07	78,16	62,81	46,87	30,05
Погрешность, %	6,9	21,8	4,7	17,2	0,2

ориентированы на изучение структуры металла. Поэтому были проведены опыты на ступенчатое растяжение образцов для получения зависимости коэффициента разупрочнения [8] от температуры. В качестве примера на рис. 2 приведена запись изменения сопротивления металла пластической деформации с учетом междеформационной паузы.

В результате обработка представленных экспериментальных данных с помощью метода наименьших квадратов позволила получить следующую зависимость:

$$k = 4,75 \frac{1350 - t}{t - 25} - 0,93.$$

АНАЛИЗ И ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследование сопротивления пластической деформации стали 12Х18Н10Т подтвердило имеющуюся в настоящее время информацию об интенсивном упрочнении этой марки стали при холодной деформации. При этом характер упрочнения достаточно точно описывается степенной зависимостью.

Предложенный новый вид зависимости исходного уровня сопротивления пластической деформации стали 12Х18Н10Т от температуры нагрева качественно правильно и количественно удовлетворительно описывает эту зависимость. Достаточно большая погрешность имеет место при температуре порядка 900 °С. Однако, с другой стороны, процесс раскатки гильзы происходит при более высоких температурах, при которых полученная зависимость имеет достаточно хорошую сходимость с фактическими данными. Тем не менее вопрос поиска более подходящей формы уравнения регрессии остается.

Зависимость коэффициента разупрочнения стали 12Х18Н10Т от температуры получена впервые. При этом ранее не было прецедентов использования в этом уравнении свободного члена. Анализ предложенной новой зависимости показал, что в результате расчета по ней при больших температурах коэффициент разупрочнения может принимать отрицательные значения, что лишено физического смысла, так как коэффициент разупрочнения представляет собой промежуток времени, за который металл полностью разупрочняется. Поэтому, чтобы в формуле вышеуказанное гарантированно учитывалось, свободный член следует принять как минимум равным нулю. Однако, как показали расчеты, при этом ухудшается качество аппроксимации при более низких температурах. Таким образом, предлагается оставить вид формулы неизменным, но в случае получения отрицательных значений коэффициента разупрочнения принимать его равным нулю. Альтернативный вариант связан с поиском нового, более подходящего вида уравнения регрессии.

Исследование характера разупрочнения стали 12Х18Н10Т при высоких температурах позволило выявить еще одну ее особенность, а именно более интенсивный характер ее разупрочнения в промежутках между обжатиями по сравнению, например, со сталями феррито-перлитного класса [8].

Ранее было показано [17], что для определения актуальной величины сопротивления металла пластической деформации с учетом ее развития во времени, весь временной отрезок процесса деформирования, включая паузы между обжатиями, разбивается на временные промежутки и для каждого *i*-го временного промежутка сопротивление пластической деформации вычисляется по рекуррентной формуле.

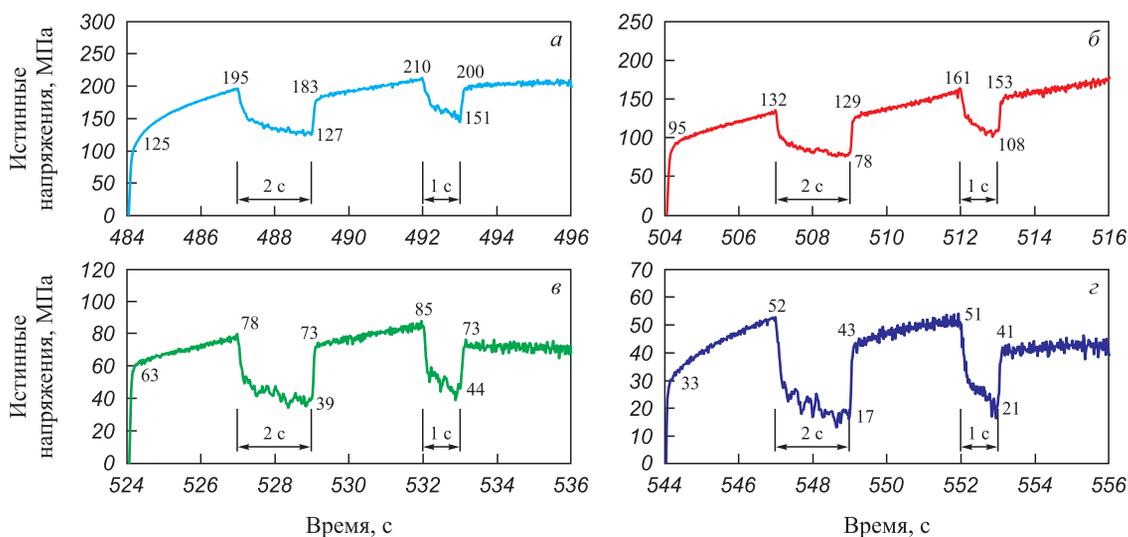


Рис. 2. Изменение сопротивления деформации стали 12Х18Н10Т при ступенчатом растяжении при температуре, °С: а – 900; б – 1000; в – 1100; г – 1200

Fig. 2. Change in plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel under stepwise tension at temperature, °С: а – 900; б – 1000; в – 1100; г – 1200

Результаты исследования сопротивления пластической деформации стали 12X18N10T позволяют предложить для его определения в диапазоне температур 900 – 1200 °С следующее рекуррентное уравнение

$$\sigma_{si} = 200 \left(\frac{1350 - \theta_0}{1325} \right)^{0,87} + \sum_{i=1}^m \left\{ 1064 \left(\varepsilon_i^{0,78} - \varepsilon_{i-1}^{0,78} \right) + \left(\sigma_{s(i-1)} - \sigma_0 \right) \times \exp \left[- \frac{\Delta \tau_i}{4,75 \frac{1350 - t}{t - 25}} \right] - 1 \right\},$$

где i – номер временных интервалов, на которые разбивается промежуток времени деформирования; m – число временных интервалов, на которые разбивается промежуток времени деформирования; $\Delta \tau_i$ – продолжительность временного интервала.

Выводы

Изучено сопротивление пластической деформации стали 12X18N10T в горячем состоянии. При этом, наряду с определением конкретных значений эмпирических коэффициентов, обнаружена еще одна особенность деформирования нержавеющей марки стали – гораздо более высокие скорости разупрочнения, чем у сталей феррито-перлитного класса.

Полученный комплекс экспериментальной информации может быть использован при определении формоизменения и энергосиловых параметров процесса непрерывной раскатки гильз из нержавеющей марки стали аустенитного класса на непрерывных раскатных станах с контролируемо-перемещаемой оправкой.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Cernuschi E. FQMTM: Danieli 3-roll pass retained mandrel mill for high quality seamless tube production. *Iron and Steel*. 2008;43(12):92–95.
- Дукмасов В.Г., Агеев Л.М. Состояние и развитие технологий и оборудования в мировой черной металлургии. Челябинск: Издательство ЮУрГУ; 2002:187.
- Дукмасов В.Г., Ильичев В.Г. Эффективность современных технологий в металлургии. Челябинск: Издательство ЮУрГУ; 2006:178.
- Коликов А.П., Романцев Б.А., Алещенко А.С. Обработка металлов давлением: теория процессов трубного производства. Москва: Издательский дом НИТУ «МИСиС»; 2019:502.
- Al-Jumaili M.J., Vydrin A.V., Shkuratov E.A. Elaboration of a digital model for estimation of power parameters of a rolling process in a continuous rolling mill. *AIP Conference Proceeding*. 2020;2213(1):020066. <https://doi.org/10.1063/5.0000302>
- Выдрин А.В., Ахмеров Д.А., Храмов Е.В. Имитационная математическая модель процесса редуцирования труб. *Черные металлы*. 2021;(10):56–60.
Vydrin A.V., Akhmerov D.A., Khramkov E.V. Simulation mathematical model of the pipe reduction process. *Chernye metally*. 2021;(10):56–60. (In Russ.).
- Друян В.М., Гуляев Ю.Г., Чукмасов С.А. Теория и технология трубного производства. Днепропетровск: РИА «Днепр-ВАЛ»; 2001:544.
- Al-Khuzai A.S.O., Vydrin A.V., Shirokov V.V. Study of the resistance of metal to plastic deformation of steel pipe in a wide range of temperature variation. *Materials Today: Proceedings*. 2020;20(4):617–620. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.09.199>
- Солод В.С., Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю. Математическое моделирование сопротивления деформации при горячей прокатке углеродистых сталей. *Металл и литье Украины*. 2006;(7–8):52–56.
Solod V.S., Beigel'zimer Ya.E., Kulagin R.Yu. Mathematical modeling of deformation resistance during hot rolling of carbon steels. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2006;(7–8):52–56. (In Russ.).
- Aghasafari P., Salimi M., Daraei A. Flow stress evaluation in hot rolling of steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014;23(8):2819–2828. <http://doi.org/10.1007/s11665-014-1049-x>
- Волкова А.В. Рынок стальных труб – 2021. НИУ ВШЭ; 2021:69.
- Kazaneki J. Wytwarzanie rur bez szwu. Krakow: Wydawnictwa AGN; 2003:622. (In Pol.).
- Романцев Б.А., Гончарук А.В., Вавилкин Н.М., Самусев С.В. Обработка металлов давлением. Москва: МИСиС, 2008:960.
- Kawulok R., Opela P., Schindler I., Kawulok P. Model of hot deformation resistance of the iron aluminide of the type Fe–40 at.%Al. In: *METAL 2013 – 22nd Int. Conf. on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings 15–17.05.2013*, Brno, Czech Republic, EU: 444–449.
- Дья Х., Кнапиньски М., Ковалек А. Моделирование процессов обработки металлов давлением и исследование их механических свойств с помощью устройства Gleeble 3800. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2011;(7):16–20.
Dyua Kh., Knapinski M., Kovalek A. Modeling of metal forming processes and investigation of their mechanical properties using the Gleeble 3800 device. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2011;(7):16–20. (In Russ.).
- Poliak E.I., Jonas J.J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. *ISIJ International*. 2003;43(5):684–61. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.684>
- Дукмасов В.Г., Выдрин А.В. Математические модели и процессы прокатки профилей высокого качества. Челябинск: Издательство ЮУрГУ; 2002:215.
- Клименко П.Л. Упрочнение стали и цветных металлов при холодной и горячей деформации: Монография. Днепропетровск: Пороги; 2011:187.
- Коновалов А.В., Вичужанин Д.И., Партин А.С., Козлов А.В. Методика определения кривой упрочнения материала оболочек ТВЭЛов. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2017;83(7):58–61.

Konovalov A.V., Vichuzhanin D.I., Partin A.S., Kozlov A.V. Determination of true stress-strain (hardening) curve for the fuel rod material. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2017;83(7):58–61. (In Russ.).

20. Radionova L.V., Perevozchikov D.V., Makoveckii A.N., Eremin V.N., Akhmedyanov A.M., Rushchits S.V. Study of hot deformation behavior of stainless steel AISI 321. *Materials*. 2022;4057(15):4057. <https://doi.org/10.3390/ma15124057>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Владимирович Выдрин, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Процессы и машины обработки металлов давлением», Южно-Уральский государственный университет; главный научный сотрудник, ООО «Исследовательский центр ТМК»
E-mail: VydrinAV@susu.ru

Aleksandr V. Vydrin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair “Processes and Units of Metal Forming”, South Ural State University; Chief Researcher, LLC “Research Center TMK”
E-mail: VydrinAV@susu.ru

Андрей Владимирович Красиков, к.т.н., главный прокатчик, АО «Волжский трубный завод»
E-mail: KrasikovAV@vtz.ru

Andrei V. Krasikov, Cand. Sci. (Eng.), Chief Rollerman, JSC “Volzhskii Pipe Plant”
E-mail: KrasikovAV@vtz.ru

Андрей Александрович Корсаков, к.т.н, начальник отдела бесшовных труб, заведующий лабораторией винтовой прокатки, ООО «Исследовательский центр ТМК»
E-mail: KorsakovAA@tmk-group.com

Andrei A. Korsakov, Cand. Sci. (Eng.), Head of Division of Seamless Pipes, Head of the Laboratory of Screw Rolling, LLC “Research Center TMK”
E-mail: KorsakovAA@tmk-group.com

Евгений Александрович Гейм, аспирант кафедры «Процессы и машины обработки металлов давлением», Южно-Уральский государственный университет; младший научный сотрудник, ООО «Исследовательский центр ТМК»
ORCID: 0000-0003-0856-0056
E-mail: geymea@tmk-group.com

Evgenii A. Geim, Postgraduate of the Chair “Processes and Units of Metal Forming”, South Ural State University; Junior Researcher, LLC “Research Center TMK”
ORCID: 0000-0003-0856-0056
E-mail: geymea@tmk-group.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. В. Выдрин – разработка теоретических принципов функциональных свойств сопротивления металла пластической деформации.

A. V. Vydrin – developing theoretical principles of functional properties of metal resistance to plastic deformation.

А. В. Красиков – обобщение полученных результатов.

A. V. Krasikov – generalization of results.

А. А. Корсаков – обработка экспериментальных данных.

A. A. Korsakov – processing experimental data.

Е. А. Гейм – проведение экспериментальных исследований.

E. A. Geim – conducting experimental studies.

Поступила в редакцию 10.05.2023

Received 10.05.2023

После доработки 04.10.2024

Revised 04.10.2024

Принята к публикации 23.10.2024

Accepted 23.10.2024



УДК 669.054.83:66.094.2

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-671-678



Оригинальная статья

Original article

ВОЗДЕЙСТВИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЦЕССЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДОВ ЖЕЛЕЗА В ТЕХНОГЕННОМ СЫРЬЕ

М. В. Клеоновский¹, О. Ю. Шешуков^{1,2}, М. А. Михеенков^{1,2},
А. М. Михеенков¹, О. В. Матюхин¹

¹ Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

² Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

✉ kleonovskiy@yandex.ru

Аннотация. Рассмотрены способы повышения эффективности восстановления оксидов железа из техногенных отходов (пылей дуговой сталеплавильной печи) с применением механохимической активации, помола и прессования. Проведен анализ химического и фазового составов образцов пылей, что позволило выявить их потенциал для переработки. Эксперименты включали исследование влияния помола и прессования при давлениях до 300 МПа на фазовый состав материалов, а также оценку эффекта добавления кокса в процессе механохимической активации. Для изучения влияния давления прессования на восстановительные процессы был проведен обжиг брикетов при температуре 1200 °С. Полученные результаты показали, что степень металлизации железа возрастает при увеличении давления прессования: содержание металлического железа достигает 19 % при давлении 300 МПа, что выше по сравнению с 17 % в исходном состоянии без прессования. Новизна работы заключается в оптимизации параметров прессования и демонстрации его влияния на процесс восстановления железа. Предложенные условия позволяют повысить эффективность переработки техногенных отходов, что может быть использовано для улучшения экологической и экономической составляющих производства.

Ключевые слова: механохимическая активация, сталеплавильные пыли, металлизация, восстановление оксидов, извлечение цинка, фазовый состав, вторичные ресурсы, переработка отходов

Для цитирования: Клеоновский М.В., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Михеенков А.М., Матюхин О.В. Воздействие механической обработки на процессы восстановления оксидов железа в техногенном сырье. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(6):671–678.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-671-678>

EFFECT OF MECHANICAL PROCESSING ON REDUCTION OF IRON OXIDES IN MAN-MADE RAW MATERIALS

M. V. Kleonovskii¹, O. Yu. Sheshukov^{1,2}, M. A. Mikheenkova^{1,2},
A. M. Mikheenkova¹, O. V. Matyukhin¹

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)

² Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

✉ kleonovskiy@yandex.ru

Abstract. The study considers ways to increase the efficiency of reduction of iron oxides from man-made waste (dust from electric arc furnaces) using mechanochemical activation (MCA), grinding and pressing. The analysis of chemical and phase compositions of the dust samples was carried out, which made it possible to identify their potential for processing. The experiments included a study of the effect of grinding and pressing at pressures up to 300 MPa on the materials' phase composition, as well as an assessment of the effects of coke addition during MCA. To study the effect of pressing pressure on the reduction processes, briquettes were fired at a temperature of 1200 °C. The results showed that the degree of iron metalliza-

tion increases with an increase in pressing pressure: concentration of metallic iron reaches 19 % at a pressure of 300 MPa, which is higher compared to 17 % in the initial state without pressing. The novelty of the work lies in optimizing the pressing parameters and demonstrating its effect on the iron reduction process. The proposed conditions make it possible to increase the efficiency of processing man-made waste, which can be used to improve the environmental and economic components of production.

Keywords: mechanochemical activation, steelmaking dust, metallization, oxide reduction, zinc extraction, phase composition, secondary resources, waste recycling

For citation: Kleonovskii M.V., Sheshukov O.Yu., Mikheenkov M.A., Mikheenkov A.M., Matyukhin O.V. Effect of mechanical processing on reduction of iron oxides in man-made raw materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):671–678.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-671-678>

ВВЕДЕНИЕ

Переработка техногенного сырья стала одной из ключевых задач современной промышленности и экологии. Техногенное сырье включает в себя различные отходы и побочные продукты, образующиеся в результате производственных процессов. Эти материалы часто содержат ценные компоненты, такие как металлы, минералы и химические соединения, которые могут быть извлечены и повторно использованы. Увеличить эффективность переработки сырья можно с помощью помола и прессования, т. е. механохимической активации (МХА) [1; 2].

Механохимическая активация – это процесс, при котором осуществляется механическое воздействие на твердые вещества, приводящее к изменениям их физико-химических свойств. Это воздействие может включать в себя такие операции, как измельчение, прессование, прокатывание и другие формы механического воздействия. Процесс МХА используется для повышения реакционной способности материалов [3], изменения их фазового состава [4], улучшения взаимодействия между компонентами и активации химических реакций [5], которые в обычных условиях протекают медленно или совсем не протекают.

Ниже представлены основные аспекты МХА.

• **Измельчение и разрушение кристаллической решетки.** В процессе измельчения происходит разрушение кристаллической решетки твердых веществ, что приводит к появлению дефектов и увеличению удельной поверхности. Это способствует повышению реакционной способности материала, так как дефекты могут выступать в качестве центров зарождения новых фаз и инициировать химические реакции [6 – 8].

• **Образование активных центров.** Механическое воздействие создает активные центры на поверхности частиц, которые могут быть свободными радикалами, дефектами решетки или поверхностными несоответствиями. Эти активные центры способны инициировать химические реакции, которые в нормальных условиях протекают очень медленно или требуют высоких температур и катализаторов [9; 10].

• **Изменение фазового состава.** Механохимическая активация может привести к изменению фазо-

вого состава материала. Например, возможно образование новых фаз, которых не было в исходном материале, либо существующие фазы могут преобразовываться в более устойчивые или реакционноспособные формы [11 – 13].

• **Повышение химической активности.** Механохимически активированные материалы зачастую демонстрируют повышенную химическую активность. Это может быть использовано, например, для ускорения процессов восстановления металлов из оксидов, синтеза новых соединений или разрушения стойких химических связей [14 – 16].

• **Снижение температуры реакций.** Благодаря МХА, многие химические реакции имеют возможность протекать при более низких температурах, чем это требовалось бы без активации. Это связано с накоплением механической энергии в материале, которая способствует преодолению энергетического барьера реакции [17; 18].

Таким образом, МХА является важным инструментом для управления физико-химическими свойствами материалов, открывая новые возможности для создания инновационных технологий и процессов.

При изучении условий пирометаллургического восстановления окалина было установлено, что повышение давления прессования при подготовке ее к обжигу с 0 до 300 МПа увеличивает степень металлизации при нагреве в 2 раза, а температура начала металлизации снижается более, чем на 40 °С [19]. Сделано предположение, что наблюдаемые эффекты при пирометаллургическом восстановлении окалина являются следствием МХА оксидов железа в окалине при ее прессовании. Соответственно, целью работы является подтверждение вышеизложенного предположения, а также оптимизация параметров прессования и демонстрация влияния механической обработки сырья на процессы восстановления железа.

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ФРАНКЛИНИТА ПРИ МХА

Изучено влияние помола и давления прессования на фазовый состав пыли дуговой сталеплавильной печи (ДСП). Для оценки влияния МХА на фазовый состав пыли ДСП исследованные пробы пыли перемешивали

Таблица 1. Состав сырьевой смеси первой серии и режимы обработки

Table 1. Composition of raw material mixture of the first series and processing mode

Наименование пробы	Содержание				Помол, мин	Давление прессования, МПа
	пыль ДСП		кокс			
	%	г	%	г		
1.1	100	20	0	0	0	0
1.2					2	0
1.3					2	100
1.4					2	200
1.5					2	300

Таблица 2. Состав сырьевой смеси второй серии и режимы обработки

Table 2. Composition of raw material mixture of the second series and processing mode

Наименование пробы	Содержание				Помол, мин	Давление прессования, МПа
	пыль ДСП		кокс			
	%	г	%	г		
2.1	80	16	20	4	0	0
2.2					2	0
2.3					2	100
2.4					2	200
2.5					2	300

и на их основе готовили усредненную пробу, которую подвергали помолу в течение 2 мин и прессовали при давлении от 0 до 300 МПа. Состав сырьевой смеси первой серии и режимы обработки приведены в табл. 1.

Во второй серии к пыли добавляли кокс и сырьевую смесь подвергали МХА. Состав сырьевой смеси второй серии и режимы обработки приведены в табл. 2.

Продукты обработки подвергались количественному фазовому анализу.

Количественный рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре STADI-P (STOE, Germany). Съемка проводилась в CuK_α -излучении (40 кВ, 30 мА), графитовый монохроматор, в диапазоне углов рассеяния $2\theta = 10 \div 70^\circ$ с шагом $0,02^\circ$ и выдержкой 2 с. Анализ результатов выполняли с использованием базы данных PDF-2 (Release 2008 RDB 2.0804).

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МХА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПЫЛИ ДСП

Результаты фазового анализа проб 1.1 – 1.5 без кокса приведены на рис. 1.

Результаты фазового анализа молотых и прессованных проб свидетельствуют, что интенсивность всего

рентгеновского спектра в зависимости от давления прессования изменяется циклически. В табл. 3 и на рис. 1 приведено изменение содержания фаз в пробах в зависимости от режимов обработки.

Результаты испытаний указывают на то, что содержание соединений изменяется в противофазе. С увеличением давления прессования до 150 МПа содержание ZnO в пробе увеличивается, а франклинита $\text{ZnO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ снижается. При дальнейшем повышении давления прессования до 300 МПа содержание франклинита $\text{ZnO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ увеличивается, а содержание ZnO уменьшается. Соответственно, необходимо контролировать

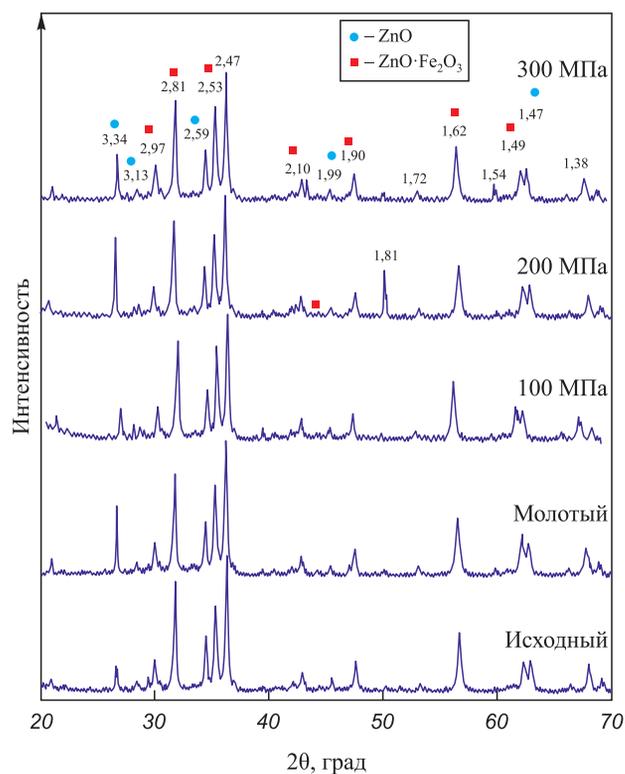


Рис. 1. Результаты фазового анализа проб 1.1 – 1.5

Fig. 1. Results of phase analysis of the samples 1.1 – 1.5

Таблица 3. Содержания фаз в пробах в зависимости от режимов обработки

Table 3. Phase composition in the samples depending on processing modes

Наименование пробы	Давление прессования, МПа	Содержание, мас. %	
		ZnO	$\text{ZnO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$
1.1	0	34,9	44,6
1.2	50*	36,1	43,0
1.3	100	42,6	37,3
1.4	200	38,0	39,1
1.5	300	34,9	44,5

* – условное обозначение помола.

и поддерживать оптимальное давление прессования в зависимости от желаемых содержаний соединений в конечном продукте.

Результаты фазового анализа проб 2.1 – 2.5 с коксом приведены на рис. 2.

Результаты фазового анализа молотых и прессованных проб свидетельствует, что интенсивность всего рентгеновского спектра, так же, как и в образцах без кокса, изменяется циклически в зависимости от давления прессования. В табл. 4 и на рис. 2 приведено изменение содержания фаз в пробах в зависимости от режимов обработки.

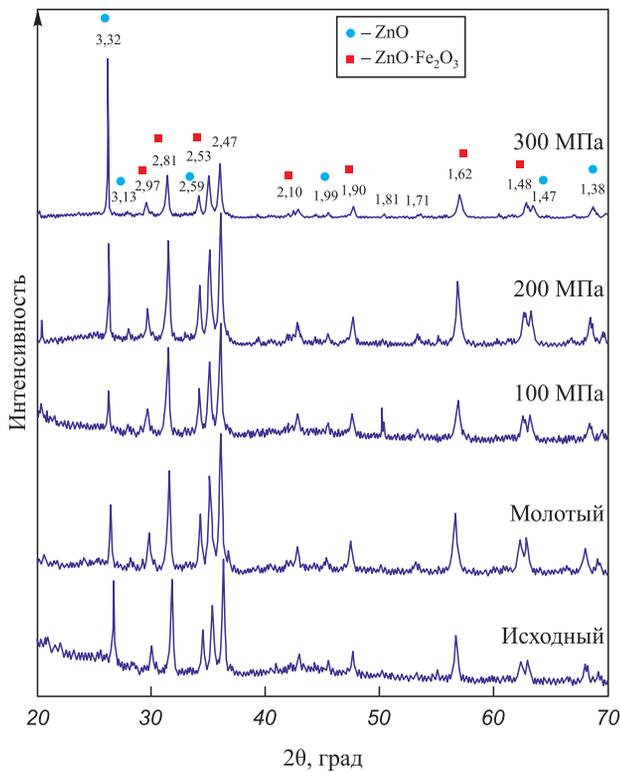


Рис. 2. Результаты фазового анализа проб 2.1 – 2.5

Fig. 2. Results of phase analysis of the samples 2.1 – 2.5

Таблица 4. Содержания фаз в пробах 2.1 – 2.5 в зависимости от режимов обработки

Table 4. Phase composition in the samples 2.1 – 2.5 depending on processing modes

Наименование пробы	Давление прессования, МПа	Содержание, мас. %	
		ZnO	ZnO·Fe ₂ O ₃
2.1	0	37,4	40,7
2.2	50*	34,1	43,3
2.3	100	32,1	43,4
2.4	200	35,6	41,5
2.5	300	46,6	31,6

* – условное обозначение помола.

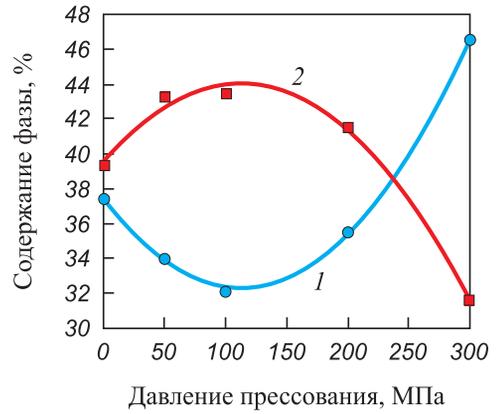
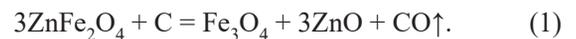


Рис. 3. Содержания фаз в пробах 2.1 – 2.5 в зависимости от режимов обработки: 1 – ZnO; 2 – ZnO·Fe₂O₃

Fig. 3. Phase composition in the samples 2.1 – 2.5 depending on processing modes: 1 – ZnO; 2 – ZnO·Fe₂O₃

Результаты испытаний показывают, что с повышением давления прессования содержание свободного ZnO сначала уменьшается, а потом резко увеличивается. Если в исходной пробе соотношение рассматриваемых фаз ZnO/ZnO·Fe₂O₃ составляет 37,4/40,7, то после полной МХА соотношение данных фаз равно 46,6/31,6. Вероятнее всего, изменение количества фаз происходит за счет взаимодействия с коксом по реакции



На рис. 3 приведен график зависимости изменения содержания фаз ZnO и ZnO·Fe₂O₃ от давления.

ОБЖИГ ПРЕССОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ

Для оценки влияния давления прессования на фазовый состав продуктов обжига готовили сырьевую смесь на основе пыли ДСП, кокса и сухого компонента связки при его содержании 10 %. Составляющие сырьевой смеси подвергали совместному помолу. После помола в сырьевую смесь добавляли жидкий компонент связки и брикетировали при давлениях 0, 100, 200 и 300 МПа. Состав связки приведен в патенте [20], а состав сырьевой смеси для обжига и режимы ее обработки приведены в табл. 5.

Перед брикетированием вводилась связка, состоящая из шлака агрегата ковш-печь (АКП), жидкого стекла и кремнефтористоводородной кислоты. В составе шлака АКП содержится около 40 % двухкальциевого силиката (2CaOSiO₂), который, вступая в реакцию с жидким стеклом, вызывает его отверждение примерно через 30 мин после смешения с образованием водостойких тоберморитоподобных кальций-натриевых гидросиликатов. Этого времени достаточно для осуществления брикетирования. После брикети-

Таблица 5. Состав сырьевой смеси для обжига и режимы ее обработки

Table 5. Composition of the raw mixture for firing and its processing mode

Наименование пробы	Содержание										Давление прессования, МПа
	пыль ДСП		шлак АКП		кокс, сверх 100 %		ЖСМ-3,0 γ-1,2		КФВК γ-1,08		
	%	г	%	г	%	г	%	мл	%	мл	
3.1	90	18	10	2	20,0	4	7,5	1,5	3,75	0,75	0
3.2	90	18	10	2	20,0	4	7,5	1,5	3,75	0,75	100
3.3	90	18	10	2	20,0	4	7,5	1,5	3,75	0,75	200
3.4	90	18	10	2	20,0	4	7,5	1,5	3,75	0,75	300

рования и полного отверждения брикеты приобретают высокую прочность. Кремнефтористоводородная кислота тоже вступает в реакцию с жидким стеклом, вызывая его твердение [21]. Однако кислота еще играет роль флюсообразующей добавки. Она, вступая в реакцию с оксидом кальция шлака, образует флюорит (плавиковый шпат), являющийся сильным флюсом.

В работе [22] показано, что при содержании связки менее 10 % реализуется бездиффузионный режим восстановления оксидов железа. В этом режиме степень металлизации сильно зависит от давления прессования. При содержании связки 10 % появляется жидкая фаза и реализуется диффузионный режим восстановления оксидного железа. В этом режиме степень металлизации не зависит от давления прессования, она во всем диапазоне давлений примерно одинакова.

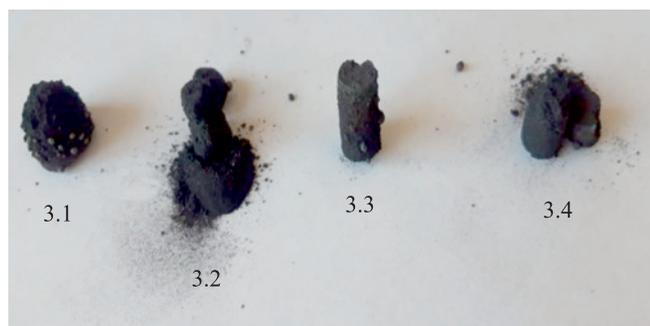


Рис. 4. Общий вид обожженных образцов

Fig. 4. General view of the fired samples

Таблица 6. Содержание фаз в исследованных пробах

Table 6. Phase composition in the studied samples

Наименование пробы	Содержание фазы, мас. %	
	Fe _{мет}	2CaO·SiO ₂ , 3CaO·SiO ₂
3.1	17,1	82,9
3.2	16,3	83,7
3.3	17,4	82,6
3.4	19,0	80,8

Содержание кокса соответствует стехиометрии оксидного железа и углерода плюс 15 % сверх стехиометрии с учетом зольности кокса.

Сухие брикеты обжигали до 1200 °С в течение 1 ч. Температура обжига соответствовала завершению металлизации [22]. Изотермическая выдержка при температуре 1200 °С составляла 30 мин. На рис. 4 приведен общий вид обожженных образцов.

На обожженных образцах, приведенных на рис. 4, хорошо видны капли металлического железа.

Продукты обжига подвергались фазовому анализу. Содержание фаз в исследованных пробах приведено в табл. 6.

Результаты испытаний свидетельствуют, что с повышением давления прессования содержание металлического железа сначала снижается, но потом увеличивается и при 300 МПа достигает 19 % относительно 17 % в исходном состоянии без прессования. Исходя из этого, целесообразно поддерживать давление прессования на уровне 300 МПа, так как меньшее давление прессования может оказывать отрицательный эффект на степень металлизации.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования показали значительное влияние давления прессования на фазовый состав и процессы восстановления оксидов железа в пыли ДСП. В первой серии экспериментов, где использовались образцы без добавления кокса, наблюдалось циклическое изменение содержания фаз в зависимости от давления прессования (табл. 3). При давлениях до 150 МПа содержание ZnO увеличивалось, а содержание франклинита ZnO·Fe₂O₃ снижалось. Однако при дальнейшем повышении давления до 300 МПа отмечалось обратное явление: содержание ZnO уменьшалось, а франклинита возрастало. Это свидетельствует о необходимости контроля давления прессования для достижения требуемого соотношения фаз в конечном продукте.

При исследовании второй серии образцов с добавлением кокса (табл. 4) результаты фазового анализа также продемонстрировали циклическое изменение содержа-

ния фаз ZnO и $ZnO \cdot Fe_2O_3$ в зависимости от давления прессования. Существенное увеличение содержания свободного ZnO при давлении 300 МПа свидетельствует о протекании реакции восстановления франклинита ($ZnFe_2O_4$) с участием углерода. Взаимодействие по уравнению (1) приводит к образованию магнетита (Fe_3O_4), оксида цинка и угарного газа (CO), что подтверждает влияние МХА на разрушение франклинита и восстановление оксидов железа.

Результаты оценки влияния давления прессования на процессы обжига (табл. 6) показали, что при повышении давления с 0 до 300 МПа содержание металлического железа сначала снижается, а затем возрастает, достигая максимума 19 % при давлении 300 МПа. Это свидетельствует о том, что оптимальное давление прессования должно составлять 300 МПа для достижения максимальной степени металлизации железа. Более низкие значения давления могут негативно сказываться на процессе восстановления железа, снижая его долю в конечном продукте.

Таким образом, результаты исследований подтверждают, что МХА, происходящая при прессовании пыли ДСП, способствует улучшению процессов восстановления оксидов железа. Оптимизация параметров прессования, в частности давление 300 МПа, позволяет достичь наибольшей эффективности металлизации. Это открывает перспективы для повышения производительности и экологической эффективности пирометаллургической переработки отходов.

Выводы

Показано, что МХА оказывает значительное влияние на фазовый состав пыли ДСП как с добавлением кокса, так и без него. В пробах без кокса обнаружено, что фазовый состав изменяется циклически с изменением давления прессования. При давлении до 150 МПа содержание оксида цинка (ZnO) увеличивается, в то время как содержание франклинита ($ZnO \cdot Fe_2O_3$) снижается. При дальнейшем повышении давления до 300 МПа содержание франклинита возрастает, а количество свободного ZnO уменьшается, что указывает на необходимость точного контроля давления для достижения желаемого фазового состава.

В пробах с добавлением кокса также наблюдается циклическое изменение фазового состава в зависимости от давления. При повышении давления сначала уменьшается содержание свободного ZnO , а затем оно резко возрастает. Эти изменения, вероятно, обусловлены реакцией взаимодействия франклинита с коксом, в результате которой образуются магнетит (Fe_3O_4), ZnO и угарный газ.

При обжиге прессованных образцов выявлено, что с повышением давления прессования содержание металлического железа сначала снижается, но затем

увеличивается и достигает максимума при 300 МПа. Это свидетельствует о том, что давление прессования 300 МПа является оптимальным для достижения высокой степени металлизации, тогда как более низкое давление может отрицательно сказаться на качестве конечного продукта.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Saedi A., Jamshidi-Zanjani A., Mohseni M., Darban A., Nejati H. Mechanical activation of lead–zinc mine tailings as a substitution for cement in concrete construction. *Construction and Building Materials*. 2023;364:129973. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2022.129973>
2. Yuan W., Wu Z., Song Q., Huang Q., Zhang C., Crittenden J. Lead recovery from waste CRT funnel glass by mechanochemical reaction with reductive Al powder. *Waste Management*. 2023;172:43–50. <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2023.09.008>
3. Mañosa J., Alvarez-Coscojuela A., Marco-Gibert J., Maldonado-Alameda A., Chimenos J.M. Enhancing reactivity in muscovitic clays: Mechanical activation as a sustainable alternative to thermal activation for cement production. *Applied Clay Science*. 2024;250:107266. <https://doi.org/10.1016/j.clay.2024.107266>
4. Penczner S., Kumar P., Patel M., Bouchard L., Iacopino D., Patel R. Innovations in mechanochemical synthesis: Luminescent materials and their applications. *Materials Today Chemistry*. 2024;38:102177. <https://doi.org/10.1016/j.mtchem.2024.102177>
5. Baki V.A., Ke X., Heath A., Calabria-Holley J., Terzi C., Sirin M. The impact of mechanochemical activation on the physicochemical properties and pozzolanic reactivity of kaolinite, muscovite and montmorillonite. *Cement and Concrete Research*. 2022;162:106962. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2022.106962>
6. Kohobhange S.P., Manoratne C.H., Pitawala H.M., Rajapaksa R.M. The effect of prolonged milling time on comminution of quartz. *Powder Technology*. 2018;330:266–274. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.02.033>
7. Yang X., Liu J., Chen G., Wu F., Liu J., Jiang X. Synergistic effects of mechanochemical activation and selective O-alkylation on the chemical structure and gaseous products evolution during coal flash pyrolysis. *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*. 2024;180:106553. <https://doi.org/10.1016/j.jaap.2024.106553>
8. Abed F.H., Zareei S.A., Kurdi N.H., Emami A. Enhancing geopolymer binder reactivity and performance via mechanochemical activation: A comprehensive study of rheological, mechanical, and microstructural properties. *Construction and Building Materials*. 2024;430:136456. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2024.136456>
9. Yang C., Li Y., Tian Z., Qin W., Liu X., Wang X. Enhanced chalcopryrite leaching by mechanical activation: New insights from microstructure. *Minerals Engineering*. 2024; 212:108719. <https://doi.org/10.1016/j.mineng.2024.108719>
10. Hosseini S., Brake N.A., Nikookar M., Günaydın-Şen Ö., Snyder H.A. Enhanced strength and microstructure of dredged clay sediment-fly ash geopolymer by mechano-

- chemical activation. *Construction and Building Materials*. 2021;301:123984.
<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.123984>
11. Singh A., Bhadauria S., Thakare A., Kumar A., Mudgal M., Chaudhary S. Durability assessment of mechanochemically activated geopolymer concrete with a low molarity alkali solution. *Case Studies in Construction Materials*. 2024;20:e02715.
<https://doi.org/10.1016/j.cscm.2023.e02715>
 12. Zhihan Z., Zhi W., Dong W., Yong L., Wanhai X., Chenghao L., Yang L., Jian W., Guobiao L. A green process for selective REEs recovery from Rare earth waste through mechanochemical activation. *Separation and Purification Technology*. 2023;315:123654.
<https://doi.org/10.1016/j.seppur.2023.123654>
 13. Zhang Y., Liu B., Gu X., Nehdi M.L., Zhang L.V. Mechanochemical activation of iron ore tailing-based ternary supplementary cementitious materials. *Construction and Building Materials*. 2022;346:128420.
<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2022.128420>
 14. Odebiyi O.S., Guo Y., Hao Du, Liu B., Wang S. Effect of mechanochemical activation parameters on vanadium recovery from vanadium-bearing steel slag: Critical speed derivation for wet-ball milling. *Materials Chemistry and Physics*. 2024;324:129697.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2024.129697>
 15. Yu Y., Cui L., Zhang L., Wang Y. Efficient mechanochemical leaching of zinc from zinc oxide ores. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*. 2024;34:1976–1993.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(24\)66520-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(24)66520-9)
 16. Meng X., Hao J., Cao H., Lin X., Ning P., Zheng X., Chang J., Zhang X., Wang B., Sun Z. Recycling of $\text{LiNi}_{1/3}\text{Co}_{1/3}\text{Mn}_{1/3}\text{O}_2$ cathode materials from spent lithium-ion batteries using mechanochemical activation and solid-state sintering. *Waste Management*. 2019;84:54–63.
<https://doi.org/10.1016/j.wasman.2018.11.034>
 17. Kriskova L., Pontikes Y., Cizer Ö., Mertens G., Veuleman W., Geysen D., Jones P.T., Vandewalle L., Van Balen K., Blanpain B. Effect of mechanical activation on the hydraulic properties of stainless steel slags. *Cement and Concrete Research*. 2012;42(6):778–788.
<https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2012.02.016>
 18. Gao P., Wu X., Zhang D., Sun X., Zhang G., Chen F. Mechanochemical activation of aryl diazonium salts: Synthesis of polycyclic (hetero)aromatics. *Journal of Organic Chemistry*. 2024;89(17):12197–12203.
<https://doi.org/10.1021/acs.joc.4c01107>
 19. Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Некрасов И.В., Егизарьян Д.В., Ведмидь Л.Б. Влияние давления прессования на процесс восстановления оксидов железа техногенного происхождения. *Труды научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых: 65-летию ИМЕТ УрО РАН посвящается*. 2020:472–474.
Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Nekrasov I.V., Egizaryan D.V., Vedmid' L.B. Influence of pressing pressure on reduction of iron oxides of technogenic origin. In: *Proceedings of the Sci. and Pract. Conf. with Int. Part. and Elements of the School of Young Scientists: Dedicated to the 65th Anniversary of IMET UB RAS*. 2020:472–474. (In Russ.).
 20. Пат. 2705483 RU. Способ брикетирования железосодержащих отходов в виде окалина / Ведмидь Л.Б. Михеенков М.А., Шешуков О.Ю., Некрасов И.В.; заявл. 28.01.2019, опублик. 07.11.2019.
 21. Борсук П.А., Ляс А.М. Жидкие самотвердеющие смеси. Москва: Машиностроение; 1979:255.
 22. Sheshukov O., Mikheenkova M., Vedmid L., Nekrasov I., Egizaryan D. Mechanism of ion-diffusion solid-phase reduction of iron oxides of technogenic origin in the presence of the liquid phase and without it. *Metals*. 2020;10(12):1564.
<https://doi.org/10.3390/met10121564>

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

ORCID: 0000-0002-8874-9061

E-mail: kleonovskiy@yandex.ru

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

ORCID: 0000-0002-2452-826X

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

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

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

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

E-mail: ma@osk66.ru

Mikhail V. Kleonovskii, Engineer of the Chair “Metallurgy of Iron and Alloys”, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-8874-9061

E-mail: kleonovskiy@yandex.ru

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

ORCID: 0000-0002-2452-826X

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

Mikhail A. Mikheenkova, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; Senior Researcher of the Laboratory “Pyrometallurgy of Ferrous Metals”, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-7908-2955

E-mail: silast@mail.ru

Aleksandr M. Mikheenkova, Postgraduate of the Chair “Metallurgy of Iron and Alloys”, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

E-mail: ma@osk66.ru

Олег Владимирович Матюхин, к.т.н., доцент кафедры теплофизики и информатики в металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: o.v.matiukhin@urfu.ru

Oleg V. Matyukhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Thermal Physics and Informatics in Metallurgy", Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: o.v.matiukhin@urfu.ru

Вклад авторов**Contribution of the Authors**

М. В. Клеоновский – разработка концепции исследования и постановка задач, проведение экспериментальной части работы, помол и прессование проб при различных давлениях, анализ химического и фазового состава пылей ДСП, а также их изменения в процессе механохимической активации.

О. Ю. Шешуков – научное руководство, разработка методов брикетирования образцов, их обжиг с последующим анализом фазового состава.

М. А. Михеенков – анализ воздействия механохимической активации на фазовый состав пыли ДСП, изучение влияния помола и давления прессования на процессы восстановления оксидов железа, интерпретация данных, полученных в результате рентгенофазового анализа проб и при исследовании взаимодействия компонентов сырьевой смеси.

А. М. Михеенков – теоретическое обоснование исследования, анализ литературных источников, обоснование важности механохимической активации для повышения реакционной способности материалов.

О. В. Матюхин – обработка и визуализация экспериментальных данных, построение графиков зависимости фазового состава от давления и температуры, анализ результатов исследований, формулировка выводов, обсуждение результатов.

M. V. Kleonovskii – development of the research concept and tasks, conducting the experiments, grinding and pressing of the studied samples at various pressures, analysis of the chemical and phase composition of EAF dusts and their changes during mechanochemical activation.

O. Yu. Sheshukov – scientific guidance, development of the methods for samples briquetting, firing them with subsequent analysis of the phase composition.

M. A. Mikheenkov – analysis of the effect of mechanochemical activation on the phase composition of EAF dust, study of the effect of grinding and pressing pressure on reduction of iron oxides, interpretation of the data obtained as a result of X-ray phase analysis of samples, study of interaction of the raw mixture components.

A. M. Mikheenkov – theoretical substantiation of the study, literary analysis, justification of importance of mechanochemical activation to increase the materials reactivity.

O. V. Matyukhin – processing and visualization of experimental data, plotting the dependence of phase composition on pressure and temperature, analysis of the research results, writing the conclusions, discussion of the results.

Поступила в редакцию 04.09.2024
После доработки 23.09.2024
Принята к публикации 23.10.2024

Received 04.09.2024
Revised 23.09.2024
Accepted 23.10.2024



УДК 669:539.381.296

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-679-685

Оригинальная статья
Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С НАПЛАВКОЙ

С. П. Буякова¹, К. Н. Каюров², С. А. Баранникова¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, Академический пр., 2/4)

² ООО Научно-производственное предприятие геофизической аппаратуры «ЛУЧ» (Россия, 630051, Новосибирск, ул. 2-я Юргинская, 34)

bsa@ispms.ru

Аннотация. Работа посвящена изучению неоднородности деформации стальных образцов с лазерной наплавкой. В качестве материала подложки была выбрана высокоазотистая аустенитная нержавеющая сталь марки 08X18H6AG10C в состоянии поставки. Для повышения механических свойств конструктивных элементов, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания, на сталь наносили наплавку из композиционного порошка Ni–7Cr–6Fe + 60 % WC. Наплавку проводили при изменении мощности лазерного излучения (1 – 3 кВт) и скорости сканирования (0,005 – 0,040 м/с). Глубина проплавления одиночного валика уменьшается с увеличением скорости сканирования. Микротвердость варьируется в широких пределах по толщине наплавки (с 7000 ± 80 до 13 500 ± 70 МПа) и уменьшается с увеличением скорости сканирования. С использованием метода спекл-фотографии в процессе одноосного растяжения плоских образцов установлено, что режимы лазерной наплавки также влияют на уровень неоднородности деформации микрообъемов наплавленного слоя и подложки. На упругопластическом переходе коэффициент вариации локальных деформаций в образце увеличивается с ростом удельной энергии лазерной наплавки. Покрытия из композиционного порошка Ni–Cr–Fe + WC, полученные методом лазерной наплавки при заданных режимах, позволяют повысить твердость и ресурс конструктивных элементов роторных управляемых систем, изготовленных из стали марки 08X18H6AG10C.

Ключевые слова: пластическая деформация, локализация, наплавка, нержавеющая сталь, механические свойства

Благодарности: Работа выполнена в рамках комплексного проекта «Организация высокотехнологичного производства роторных управляемых систем для вскрытия сложных пластов и бурения скважин с большим отходом от вертикали в сложных геологических условиях, Арктике» (соглашение о предоставлении субсидии от 06 апреля 2022 № 075-11-2022-019), реализуемого Институтом физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

Для цитирования: Буякова С.П., Каюров К.Н., Баранникова С.А. Исследование неоднородности деформации нержавеющей стали с наплавкой. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):679–685. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-679-685>

INHOMOGENEITY OF DEFORMATION OF SURFACED STAINLESS STEEL

S. P. Buyakova¹, K. N. Kayurov², S. A. Barannikova¹

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

² LLK Scientific Production Enterprise of Geophysical Equipment “Luch” (34 2nd Yurginskaya Str., Novosibirsk 630051, Russian Federation)

bsa@ispms.ru

Abstract. The work is devoted to the study of the inhomogeneity of deformation of steel samples with laser surfacing. Highly nitrogenous austenitic stainless steel of the 08Kh18N6AG10S grade was selected as the substrate material in the state as received. To improve the mechanical properties of structural elements that operate under conditions of impact and abrasive wear, a surfacing of Ni–7Cr–6Fe + 60 % WC composite powder was applied to the steel. The surfacing was carried out with a change in the power of laser radiation from 1 to 3 kW and a change in the scanning speed from 0.005 to 0.040 m/s. The penetration depth of a single roller decreases with increasing the scanning speed. The microhardness varies widely in the surfacing thickness (from 7,000 ± 80 to 13,500 ± 70 MPa) and decreases with increasing scanning speed. Using the speckle photography method in the process of uniaxial extension of flat samples, it was found that the modes of laser surfacing also affect the level of inhomogeneity of deformation of micro-volumes of the deposited layer and the substrate. At the elastoplastic transition, the coefficient of variation of local deforma-

tions in the sample increases with an increase in the specific energy of laser surfacing. Coatings made of Ni–Cr–Fe + WC composite powder, obtained by laser surfacing under specified conditions, make it possible to increase the hardness and service life of structural elements of rotary controlled systems made of 08Kh18N6AG10S steel.

Keywords: plastic deformation, localization, surfacing, stainless steel, mechanical properties

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the complex project “Organization of high-tech production of rotary controlled systems for opening complex plates and drilling wells with a large deviation from the vertical in difficult geological conditions in the Arctic” (grant agreement No. 075-11-2022-019 dated April 06, 2022), implemented by the Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences with the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation in the framework of Government Decree No. 218 dated 04.09.2010.

For citation: Buyakova S.P., Kayurov K.N., Barannikova S.A. Inhomogeneity of deformation of surfaced stainless steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):679–685. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-679-685>

ВВЕДЕНИЕ

Повышение количества добываемого углеводородного сырья предусматривает наличие сложно построенных проектных профилей скважин, траектории которых могут содержать искривленные и наклонно-прямолинейные участки большой протяженности. Для бурения таких скважин в качестве привода долота используют роторные управляемые системы (РУС) [1; 2], их элементы изготавливают из немагнитных аустенитных нержавеющей сталей [3; 4]. В процессе высоких нагрузок в таких элементах развиваются дефекты, которые могут привести к авариям (в случае с РУС они наиболее часто возникают при роторном бурении скважины).

Повысить твердость и износостойкость поверхности стали можно путем нанесения металлокерамических (МС) покрытий [5 – 7], которые являются разновидностью металломатричных композитов и состоят из металлической матрицы, армированной частицами керамики. Керамические фазы обеспечивают высокую твердость, а относительно мягкая матрица удерживает керамику и придает такой композиции высокие трещиностойкость и прочность [8 – 11]. Металлокерамические материалы обладают высокой устойчивостью к абразивным воздействиям.

Одним из самых распространенных армирующих материалов для создания МС покрытий является карбид вольфрама WC, поскольку он обладает высокими твердостью и прочностью [12 – 16]. Благодаря этому такие покрытия широко используются для упрочнения исполнительных поверхностей изнашиваемых деталей машин и горнодобывающих инструментов. Сложность наплавки сталей аустенитного класса связана с их склонностью к образованию горячих трещин в процессе кристаллизации [17]. Трещины при затвердевании в металле сварного шва считаются наиболее вредными и наблюдаются чаще, чем другие виды растрескивания. Формирующаяся структура сталей аустенитного класса напрямую зависит от химического состава и теплофизических условий кристаллизации, которые определяются методом обработки [8; 17].

В настоящее время активно развиваются технологии аддитивного формирования изделий методом

последлойной наплавки [18 – 20], что связано с возможностью получать детали разнообразной геометрической формы, в том числе крупных размеров, а также уменьшить расход материала. При этом можно получать изделия с новым уровнем механических свойств, отличным от получаемых традиционными методами производства. Последлойная наплавка может осуществляться различными методами. В качестве источников нагрева используют лазер, электронный луч, электрическую и плазменную дуги. Независимо от способа и вида наплавляемого материала, одной из важных особенностей аддитивного формирования изделий методом последлойной наплавки является неоднородность (анизотропия) механических характеристик, что обусловлено особенностями процесса кристаллизации металла при последлойной наплавке, приводящими к неоднородной структуре в объеме наплавленного слоя и транскристаллитному характеру роста зерен. Широкие возможности для решения этих проблем предоставляют технологии наплавки с использованием концентрированных источников энергии.

В связи с тем, что протекающие вблизи интерфейса процессы при лазерной наплавке могут оказывать влияние на механические свойства материала, целью настоящей работы являлось изучение влияния режимов лазерной наплавки на неоднородность пластической деформации аустенитной стали с наплавкой.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве материала подложки использовали поковки из немагнитной высокоазотистой хромоникельмарганцевой нержавеющей стали марки 08X18N6AG10C следующего химического состава, мас. %: <0,06 C; 16,0 – 18,0 Cr; 5,0 – 6,0 Ni; >0,4 N; 8,5 – 10,0 Mn; 0,6 – 1,2 Si; остальное – железо. В настоящее время сталь марки 08X18N6AG10C имеет положительный опыт применения в геофизической аппаратуре и по сравнению с импортными аналогами имеет более высокие показатели пластичности и ударной вязкости при сохранении повышенной прочности [21]. Аустенитная нержавеющая сталь марки 08X18N6AG10C в состоянии поставки со средним раз-

мером зерна $42,3 \pm 6$ мкм обладает пределом текучести 800 МПа, пределом прочности 1000 МПа, относительным удлинением до разрыва 20 %. Микроструктура и фазовый состав исследуемой стали подробно описаны в работе [21].

Лазерную наплавку на поверхность стальных пластин Fe–Cr–Mn–Ni–N осуществляли порошком Ni–7Cr–6Fe + 60 % WC на экспериментальной установке Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (ИФПМ СО РАН). Материал наплавки представляет собой сплав на основе никеля с высоким содержанием карбидов вольфрама, равномерно распределенных в твердой матрице, твердость которой более 63 HRC. Размер частиц карбида вольфрама от 10 до 45 мкм позволил обеспечить максимальную стойкость против абразивного и эрозийного износов. Режимы наплавки подбирали таким образом, чтобы обеспечить однородное монокристаллическое покрытие по заранее отработанным технологическим режимам: диаметр луча (d) составлял 4 мм, мощность P волоконного лазера ЛС-15 – 1 – 3 кВт, скорость сканирования (V) – 0,005 ÷ 0,04 м/с, расход F порошка – 20 мг/с.

Электроискровым методом из заготовок были вырезаны плоские образцы с размерами рабочей части 50×8×2 мм, толщина наплавленного слоя Ni–7Cr–6Fe + 60 % WC составляла 1 мм, основного слоя (Fe–Cr–Mn–Ni–N) – 7 мм. Подготовленные образцы испытывались на одноосное растяжение при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Walter + Bai AG, серии LFM 125. Скорость перемещения подвижного захвата V_{mach} составляла 0,4 мм/мин, что обеспечивало скорость деформирования $1,67 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Структурные исследования осуществляли методами световой микроскопии (микроскоп AXIOVERT-200MAT), рентгеноструктурного анализа (рентгеновский дифрактометр ДРОН-07). Распределение химических элементов в составе основного и наплавленного металла по толщине пластины фиксировали на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) с приставкой Oxford Instruments для рентгеновского дисперсионного микроанализа (Центр коллективного пользования «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН). Для измерений микротвердости методом восстановленного отпечатка в соответствии с ГОСТ Р 8.748 – 2011 (ИСО 14577-1:2002) использовали микротвердомер ПМТ-3.

Регистрацию полей деформаций на поверхности плоских образцов осуществляли в процессе механических испытаний с использованием методики спекл-фотографии, описанной в работах [22 – 25]. Наиболее естественной для визуализации и анализа компонент тензора пластической дисторсии обычно является локальное удлинение в направлении оси растяжения образца ϵ_{xx} . Для количественной оценки степени неоднородности деформации подложки и наплавки использовался коэффициент вариации v локальных деформаций

как отношение стандартного отклонения к средней арифметической величине [26].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

При лазерной наплавке происходит расплавление гранул порошка, жидкий расплав смачивает частицы карбида вольфрама. В результате последующей высокоскоростной кристаллизации формируется металлокерамическое покрытие. Результаты механических испытаний показали, что поверхностное упрочнение аустенитной стали привело к увеличению предела прочности до 1500 МПа и снижению пластичности на 6 %.

Наплавку необходимо выполнять при оптимальных режимах для обеспечения металлургического соединения наплавленного материала с основой и исключения возможности разбавления покрытия материалом подложки. Условием предотвращения образования трещин в материале является использование различных режимов наплавки при нанесении одиночного валика. Геометрические параметры наплавленных валиков (толщина наплавленного слоя; глубина проплавления основы (стали); ширина зоны наплавки) зависят от скорости сканирования, расхода порошкового материала и мощности лазерного излучения. Для отработки режимов нанесения наплавки при постоянных скорости подачи порошка и размере лазерного луча переменными факторами были выбраны скорость сканирования V и мощность лазера P (см. таблицу). Данные параметры позволяют варьировать удельную энергию, которая рассчитывалась как в работе [17]:

$$E = \frac{P}{Vd},$$

где E – удельная энергия; P – мощность лазера; d – диаметр луча; V – скорость сканирования.

На рис. 1 показана зависимость глубины проплавления материала основы (L) от величины удельной энергии

Влияние режимов лазерной наплавки на фазовый состав композита

Effect of laser surfacing modes on the composite phase composition

№	P , кВт	V , м/с	Фазы
1	1,50	0,012	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C
2	1,50	0,016	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C
3	1,75	0,016	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C
4	2,00	0,020	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C
5	2,00	0,030	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C
6	2,00	0,035	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C
7	1,50	0,008	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C , Me_6C
8	2,00	0,008	γ -Fe, $Me_{23}C_6$, WC, W_2C , Me_6C

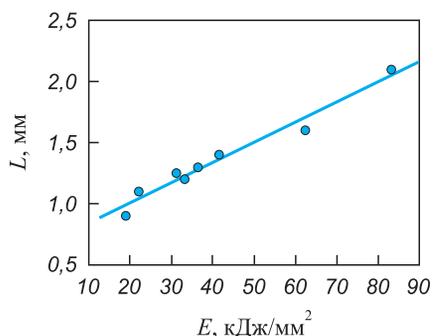


Рис. 1. Влияние удельной энергии (скорости сканирования и мощности лазера) на глубину проплавления стали марки 08X18H6AG10C

Fig. 1. Effect of specific energy (scanning speed and laser power) on the penetration depth of 08Kh18N6AG10S steel

гии E . Уменьшение глубины проплавления с увеличением скорости сканирования объясняется уменьшением энергии, поглощаемой во время лазерной наплавки. С увеличением скорости сканирования растет доля площади частиц карбида вольфрама WC и, следовательно, уменьшается глубина зоны перемешивания порошка Ni–7Cr–6Fe + 60 % WC и стали 08X18H6AG10C.

Методами рентгеноструктурного анализа и дисперсионного микроанализа определили, что содержание основных металлических легирующих элементов в основном металле соответствует марочному составу стали 08X18H6AG10C. В результате нагрева происходят диффузия легирующих элементов из основного металла в наплавленный слой и диффузия углерода в обратном направлении. В зоне соединения металлов со стороны аустенитной стали наблюдается снижение концентраций марганца, хрома и азота, а также повышение концентрации железа. В основном металле 08X18H6AG10C и зоне термического влияния не обнаружено видимых включений феррита и σ -фазы. В зоне термического влияния выделяется четкая линия стыковки дендритов. Анализ микроструктуры лазерной наплавки показал, что она состоит из различных зон: со столбчатой структурой, ориентированной нормально к зоне соединения с подложкой, и со смешанной структурой, состоящей из мелких равноосных дендритов и пластинчатой эвтектики, присутствующей на границах зерен. Микроструктура состоит из карбидов: как нерастворенных (WC), так и частично растворенных (W_2C) и выпавших в осадок ($Me_{23}C_6$, Me_6C) в аустенитной матрице (см. таблицу, где $Me = Cr, Fe, W$ и Ni). Объемная доля выделений изменяется в зависимости от режима наплавки и это отражается на изменении микротвердости.

Измерения показали, что средняя микротвердость основного металла составляет 3285 ± 80 МПа, а в зоне соединения с наплавкой достигает 3995 ± 70 МПа (рис. 2). Значение микротвердости наплавленного слоя Ni–Cr–Fe + WC меняется от 7000 ± 80

до $13\,500 \pm 70$ МПа в зависимости от режимов наплавки (рис. 2). Максимальное повышение микротвердости достигается при лазерной наплавке с низкой скоростью сканирования, что объясняется очень высокой массовой долей частиц WC при низкой скорости сканирования, а также за счет максимального растворения WC внутри матрицы. Увеличение скорости сканирования приводит к снижению объемной доли карбидов и, следовательно, снижает микротвердость наплавки. Кроме того, следует отметить, что при низкой скорости сканирования происходит постепенное снижение микротвердости по мере удаления от поверхности, что обусловлено различным содержанием и морфологией частиц WC. Такой вид градуированной микроструктуры может оказаться полезным для максимального повышения износостойкости без снижения прочности наплавленного слоя, в то время как более равномерное распределение микротвердости по глубине достигается при высокой скорости сканирования. Таким образом, варьирование микротвердости связано с развитием композиционных микроструктур, состоящих из различных карбидов, диспергированных в матрице нержавеющей стали.

Полученные с помощью методики спекл-фотографии данные локальных деформаций ϵ_{xx} позволили выявить области локализованной деформации в слоях основного металла и наплавки (рис. 3).

Из представленных данных следует, что пластическая деформация локализована в определенных зонах образца, в то время как другие объемы материала при заданном приросте деформации практически не деформируются. Для количественной оценки степени неоднородности деформации разных слоев использо-

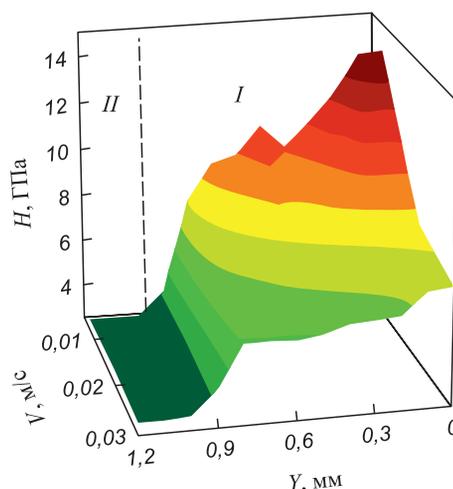


Рис. 2. Влияние скорости сканирования на распределение микротвердости в образце при мощности лазера 2 кВт (зона соединения показана штриховой линией): I – слой наплавки Ni–Cr–Fe + WC; II – сталь 08X18H6AG10C

Fig. 2. Effect of scanning speed on microhardness distribution in the sample at a laser power of 2 kW (dashed line – connection zone):

I – Ni–Cr–Fe + WC surfacing layer; II – 08Kh18N6AG10S steel

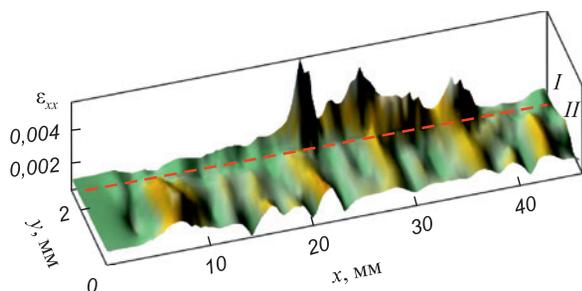


Рис. 3. Распределение локальных деформаций в образце при скорости сканирования 0,020 м/с и мощности лазера 2 кВт (зона соединения показана штриховой линией): I – слой наплавки Ni–Cr–Fe + WC; II – сталь 08X18H6AG10C

Fig. 3. Distribution of local deformations in the sample at scanning speed of 0.020 m/s and laser power of 2 kW (dashed line – connection zone):

I – Ni–Cr–Fe + WC surfacing layer; II – 08Kh18N6AG10S steel

ван коэффициент вариации локальных деформаций v . При $v > 0,4$ распределение локальных удлинений по длине образца $\epsilon_{xx}(x_i)$ становится существенно неоднородным, а средняя величина $\langle \epsilon_{xx} \rangle$ является нерепрезентативной [26].

Структурная неоднородность вблизи границы раздела наплавки и подложки оказывает влияние на характер развития локализованной деформации. Условием совместности деформации на поверхности раздела композита является равенство деформации микрообъемов, прилегающих непосредственно к границе раздела. Как следствие, должны быть одинаковыми и уровни неоднородности деформации микрообъемов различных слоев, оцениваемые с помощью коэффициента вариации v . Обеспечение указанных условий сопровождается усложнением напряженного состояния в этих областях.

На рис. 4 показано изменение уровня неоднородности деформации v образца с наплавкой для разных

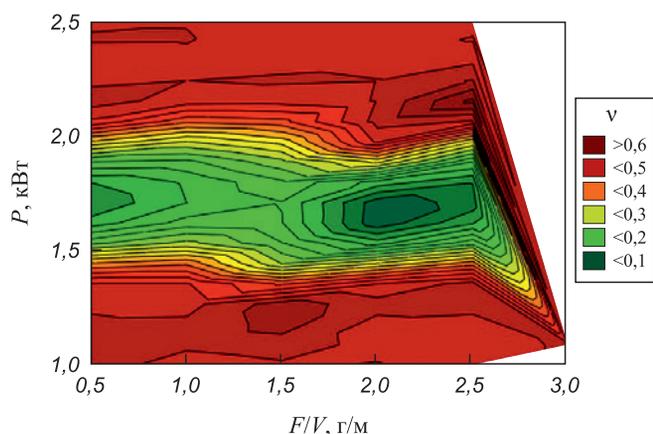


Рис. 4. Влияние режимов лазерной наплавки на степень неоднородности локальных деформаций в образце при общей деформации 0,01

Fig. 4. Effect of laser surfacing modes on inhomogeneity degree of local deformations in the sample at total deformation of 0.01

режимов на начальных этапах деформации при общей деформации $\epsilon = 0,01$. По достижению напряжения, равному пределу текучести, уровни неоднородности деформации со стороны нержавеющей стали и наплавленного слоя существенно различаются как с ростом общей деформации, так и с ростом удельной энергии.

Таким образом, детальный анализ распределений микротвердости и степени неоднородности деформации в исследуемом композите показал, что режим лазерной наплавки при мощности лазера 1,5 – 2,0 кВт и скорости сканирования 0,007 – 0,040 м/с характеризуется удовлетворительными геометрическими параметрами наплавленных валиков и отсутствием трещин в материале.

Выводы

Для предотвращения снижения механических свойств композита (сталь – наплавка) необходимо выбирать технологические режимы лазерной наплавки, обеспечивающие минимальный уровень неоднородности деформации микрообъемов как со стороны наплавленного слоя, так и со стороны основного металла.

Установлено влияние режимов лазерной наплавки на характер распределений микротвердости и локальных деформаций на начальных стадиях пластической деформации нержавеющей стали марки 08X18H6AG10C с наплавкой из композиционного порошка Ni–Cr–Fe + WC.

Можно рекомендовать покрытия из композиционного порошка Ni–7Cr–6Fe + 60 % WC, полученные методом лазерной наплавки при мощности лазера 1,5 – 2,0 кВт и скорости сканирования 0,007 – 0,040 м/с, для повышения твердости и ресурса конструктивных элементов роторных управляемых систем, которые изготавливают из стали марки 08X18H6AG10C.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Шевченко И.А. Бурение скважин с большим отходом от вертикали с использованием роторных управляемых систем при контроле геофизических параметров в режиме реального времени. *Современная наука: актуальные проблемы теории и практики. Серия: естественные и технические науки.* 2014;(1-2):36–39.
Shevchenko I.A. Drilling wells with a large departure from the vertical, using a rotary-driven systems with control geophysical parameters in real-time. *Sovremennaya nauka: aktual'nye problemy teorii i praktiki. Seriya: estestvennye i tekhnicheskie nauki.* 2014;(1-2):36–39. (In Russ.).
2. Закиров А.Я. Первые результаты испытаний роторно-управляемых систем российского производства. *Про нефть. Профессионально о нефти.* 2016;(2(2)):43–47.
Zakirov A.Ya. The first test results of Russian-made rotary-controlled systems. *Pro neft'. Professional'no o nefii.* 2016;(2(2)):43–47. (In Russ.).

3. Speidel M., Speidel H. Austenitic stainless steels of high strength and ductility. *International Journal of Materials Research*. 2004;95(7):596–600.
<http://doi.org/10.1515/ijmr-2004-0115>
4. Костина М.В., Ригина Л.Г. Азотосодержащие стали и способы их производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(8):606–622.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
Kostina M.V., Rigina L.G. Nitrogen-containing steels and methods of their production. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(8):606–622. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
5. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding. *The International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2009;27(2):472–478.
<http://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008>
6. Zhong M., Liu W., Zhang Y., Zhu X. Formation of WC/Ni hard alloy coating by laser cladding of W/C/Ni pure element powder blend. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2006;24(6):453–460.
<http://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2005.09.002>
7. Luo D., Hellman J., Luhulima D., Liimatainen J., Lindroos V.K. Interactions between tungsten carbide (WC) particulates and metal matrix in WC-reinforced composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;340(1-2):155–162.
[http://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00173-9](http://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00173-9)
8. Zhang Z., Yu T., Kovacevic R. Erosion and corrosion resistance of laser clad AISI 420 stainless steel reinforced with VC. *Applied Surface Science*. 2017;410:225–240.
<http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.03.137>
9. Xiao Q., Sun W.-L., Yang K.-X., Xing X.-F., Chen Z.-H., Zhou H.-N., Lu J. Wear mechanisms and micro-evaluation on WC particles investigation of WC-Fe composite coatings fabricated by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*. 2021;420:127341.
<http://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127341>
10. Lee H.K. Effects of the cladding parameters on the deposition efficiency in pulsed Nd:YAG laser cladding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008;202(1-3):321–327.
<http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.09.024>
11. Hu G., Yang Y., Qi K., Lu X., Li J. Investigation of the microstructure and properties of NiCrBSi coating obtained by laser cladding with different process parameters. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2020;73(10):2623–2634.
<http://doi.org/10.1007/s12666-020-02065-w>
12. Huang S.W., Samandi M., Brandt M. Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers. *Wear*. 2004;256(11-12):1095–1105.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00526-X](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00526-X)
13. Van Acker K., Vanhoyweghen D., Persoons R., Vangrunderbeek J. Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings. *Wear*. 2005;258(1-4):194–202.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.09.041>
14. Yang J., Liu F., Miao X., Yang F. Influence of laser cladding process on the magnetic properties of WC-FeNiCr metal-matrix composite coatings. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012;212(9):1862–1868.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.04.009>
15. Si S.-H., Yuan X.-M., Liu Y.-L., He Y.-Z., Keesam Sh. Effect of laser power on microstructure and wear resistance of WCP/Ni cermet coating. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2006;13:74–78.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(06\)60065-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(06)60065-4)
16. Guo Ch., Chen J., Zhou J., Zhao J., Wang L., Yu Y., Zhou H. Effects of WC–Ni content on microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-based alloys. *Surface and Coatings Technology*. 2012;206(8-9):2064–2071.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.06.005>
17. Anandan S., Pityana L., Majumdar J.D. Structure-property-correlation in laser surface alloyed AISI 304 stainless steel with WC + Ni + NiCr. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;536:159–169.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.095>
18. Durst G. A new development in metal cladding. *JOM*. 1956;8(3):328–333. <https://doi.org/10.1007/BF03377692>
19. Bogue R. Fifty years of the laser: its role in material processing. *Assembly Automation*. 2010;30(4):317–322.
<http://doi.org/10.1108/01445151011075771>
20. Han T., Zhou K., Chen Z., Gao Y. Research progress on laser cladding alloying and composite processing of steel materials. *Metals*. 2022;12(12):2055.
<https://doi.org/10.3390/met12122055>
21. Гордиенко А.И., Абдульменова Е.В., Козлова Т.В., Гоморова Ю.Ф., Власов И.В., Фотин И.А., Каюров К.Н., Буякова С.П. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства стали 08X18N6AG10С. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(2):195–204.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-195-204>
Gordienko A.I., Abdulmenova E.V., Kozlova T.V., Gomorova Yu.F., Vlasov I.V., Fotin I.A., Kayurov K.N., Buyakova S.P. Effect of heat treatment modes on structure and properties of 08Kh18N6AG10S steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(2):195–204.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-195-204>
22. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids. *Materials Research*. 2019;22(4):104–123.
<http://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0694>
23. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave physics of material plasticity. *Crystals*. 2019;9(9):458.
<https://doi.org/10.3390/cryst9090458>
24. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part I. Qualitative and quantitative patterns. *Physical Mesomechanics*. 2022;25(2):103–110.
<https://doi.org/10.1134/S1029959922020011>
25. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*. 2010;21(5):054014.
<http://doi.org/10.1088/0957-0233/21/5/054014>
26. Mendenhall W.M., Sincich T.L. *Statistics for Engineering and the Sciences*. New York: Chapman and Hall/CRC; 2016:1182.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Светлана Петровна Буякова, д.т.н., главный научный сотрудник, заведующий лабораторией физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-6315-2541

E-mail: sbuyakova@ispms.ru

Константин Николаевич Каюров, генеральный директор, ООО Научно-производственное предприятие геофизической аппаратуры «ЛУЧ»

ORCID: 0000-0001-9545-5400

E-mail: kayurov@looch.ru

Светлана Александровна Баранникова, д.ф.-м.н. ведущий научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-5010-9969

E-mail: bsa@ispms.ru

Svetlana P. Buyakova, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher, Head of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Testing, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-6315-2541

E-mail: sbuyakova@ispms.ru

Konstantin N. Kayurov, General Director, LLK Scientific Production Enterprise of Geophysical Equipment “Luch”

ORCID: 0000-0001-9545-5400

E-mail: kayurov@looch.ru

Svetlana A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-5010-9969

E-mail: bsa@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. П. Буякова – формулирование концепции работы, обзор литературы, анализ результатов.

К. Н. Каюров – подбор режимов лазерной наплавки, обсуждение результатов.

С. А. Баранникова – проведение исследований механических характеристик и неоднородности деформации, обсуждение результатов, написание текста статьи.

S. P. Buyakova – concept formulation, literary review, analysis of the results.

K. N. Kayurov – selection of laser surfacing modes, discussion of the results.

S. A. Barannikova – conducting studies on mechanical characteristics and heterogeneity of deformation, discussion of the results, writing the text.

Поступила в редакцию 03.06.2024

После доработки 21.08.2024

Принята к публикации 20.09.2024

Received 03.06.2024

Revised 21.08.2024

Accepted 20.09.2024



УДК 621:538.911:538.951

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-686-695

Оригинальная статья
Original article

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОГО СПЛАВА 56GM/(W + WC(Ni)), ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

А. В. Никоненко , А. В. Воронцов, Н. Н. Шамарин,
В. Р. Утяганова, Н. Л. Савченко, А. П. Зыкова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

 aliska-nik@mail.ru

Аннотация. В работе исследовали микроструктуру и механические характеристики композита на основе стали 56GM, полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства с введением при печати порошков W + WC(Ni). Показано, что композитный сплав 56GM/(W + WC(Ni)) характеризуется градиентной структурой, состоящей из основного слоя стали 56GM, промежуточного слоя 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)) и композиционного слоя 56GM/(W + WC(Ni)). Основой слоя 56GM характеризуется разнонаправленной игольчатой структурой, что соответствует феррито-мартенситному состоянию. В промежуточном слое 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)) игольчатая структура становится менее выраженной. В композиционном слое 56GM/(W + WC(Ni)) формируется равноосная зеренная структура со средним размером зерен 8,59 мкм, по границам которых наблюдаются трещины. Частицы карбида вольфрама WC располагаются преимущественно по границам мелких зерен и в небольшом количестве внутри самих зерен. Методом рентгенофазового анализа установлено, что композит 56GM/(W + WC(Ni)) преимущественно состоит из α -Fe (~80,6 об. %), Ni (~6 об. %), карбидной фазы WC (~10,3 об. %) и незначительной доли γ -Fe (3 об. %). Структура и свойства исходной стали 56GM изменяются не только в области непосредственного добавления легирующего порошка, но и в нижележащих слоях из-за диффузионных процессов и инфильтрации порошка W + WC(Ni) при печати. Значения микротвердости по мере удаления от подложки до композиционного слоя увеличиваются примерно от 3,5 до 6,5 ГПа. Испытания на одноосное растяжение показали максимальные предел прочности и предел текучести в промежуточном слое, которые составили 1100 – 1200 и 835 МПа соответственно.

Ключевые слова: электронно-лучевое аддитивное производство, композит, сталь 56GM, порошок вольфрама, порошок WC(Ni), структура, механические свойства

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2024-0001. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН.

Для цитирования: Никоненко А.В., Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Утяганова В.Р., Савченко Н.Л., Зыкова А.П. Структурно-фазовое состояние и свойства композитного сплава 56GM/(W + WC(Ni)), полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):686–695. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-686-695>

STRUCTURAL-PHASE STATE AND PROPERTIES OF 56GM/(W + WC(Ni)) COMPOSITE ALLOY OBTAINED BY WIRE ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

A. V. Nikonenko , A. V. Vorontsov, N. N. Shamarin,
V. R. Utyaganova, N. L. Savchenko, A. P. Zykova

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

 aliska-nik@mail.ru

Abstract. The authors investigated the microstructure and mechanical characteristics of 56GM steel-based composite produced by wire electron-beam additive manufacturing with the addition of W + WC(Ni) powders during printing. The analysis demonstrates that 56GM/(W + WC(Ni)) composite alloy is characterised by a gradient structure consisting of 56GM base layer, 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)) intermediate layer and 56GM/(W + WC(Ni)) composite layer. The base layer of 56GM steel is characterized by a multidirectional acicular structure, which corresponds to the ferrite-martensite state. In 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)) intermediate layer the acicular structure becomes less pronounced. In 56GM/(W + WC(Ni)) composite layer an equiaxed grain structure is formed, with an average grain size of 8.59 μm , along the boundaries of which cracks are observed. WC particles are located mainly along the boundaries of small grains and in small quantities inside the grains themselves. It was found that 56GM/(W + WC(Ni)) composite is mainly composed of $\alpha\text{-Fe}$ (~80.6 vol. %), Ni (~6 vol. %), WC carbide phase (~10.3 vol. %) and $\gamma\text{-Fe}$ (3 vol. %). The structure and properties of initial 56GM steel change both in the area of direct addition of alloying powder and in the underlying layers due to diffusion processes and infiltration of W + WC(Ni). Microhardness values increase from ~3.5 GPa to ~6.5 GPa with distance from the substrate to the composite layer. In uniaxial tensile tests, the ultimate tensile strength and yield strength values reached 1100 – 1200 MPa and 835 MPa in the intermediate layer, respectively.

Keywords: electron beam additive manufacturing, composite, 56GM steel, powder, WC(Ni) powder, structure, mechanical properties

Acknowledgements: The work was carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Problems of Socio-Mechanical Problems of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, topic No. FWRW-2024-0001. The research was carried out using the equipment of the Nanotech Center of Collective Use of the Institute of Problems of Socio-Mechanical Problems of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences.

For citation: Nikonenko A.V., Vorontsov A.V., Shamarin N.N., Utyaganova V.R., Savchenko N.L., Zykova A.P. Structural-phase state and properties of 56GM/(W + WC(Ni)) composite alloy obtained by wire electron beam additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):686–695. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-686-695>

ВВЕДЕНИЕ

Включение в стальную матрицу армирующих материалов (таких как оксиды, интерметаллические соединения, нитриды, карбиды и бориды) позволяет изготавливать материалы с повышенными эксплуатационными характеристиками ввиду взаимодействующих свойств арматуры и матрицы. Эти материалы известны как композиты со стальной матрицей (КСМ) [1]. Синтез КСМ представляет собой очень эффективный подход по улучшению механических свойств материалов: твердости, прочности, усталостной долговечности и износостойкости [2].

Традиционно КСМ получают методами литья или порошковой металлургии. Подобные технологии отнимают много времени и их сложно контролировать. Кроме того, дорогие литейные формы, крупнозернистая микроструктура и ограничения, связанные с формированием нежелательных межфазных соединений между армирующими частицами и матрицей, создают серьезные проблемы при приготовлении КСМ [3].

Гибридная технология электронно-лучевого аддитивного производства, включающая в себя одновремен-

ную или запрограммированную подачу проволочного и порошкового филаментов, – современная технология аддитивного производства, позволяющая изготавливать компоненты из металлов и композиты с заданной микроструктурой. В последнее время эта технология находится в стадии интенсивных исследований и несет в себе большой потенциал для получения новых металлических материалов с уникальными свойствами [4 – 6].

В качестве армирующих частиц для сплавов на основе железа подходит карбид вольфрама WC из-за его высокой температуры плавления, термической стабильности, прочности, твердости и хорошей смачиваемости, а также аналогичного железу коэффициента теплового расширения. Именно поэтому в последние годы предпринимались интенсивные попытки изготовления композитов WC/Fe разными способами, включая аддитивные технологии [7]. При этом особое внимание уделялось повышению микротвердости и износостойкости композитов, что является результатом хорошей адгезии частиц карбида вольфрама WC через их реакционный слой к матрице на основе железа. Однако при разработке высокопроизводительных КСМ были выявлены

и проблемы, такие как образование толстых и хрупких реакционных слоев между армирующими частицами и матрицей из-за образования карбидов типа Me_3C [8]. Их образование приводит к развитию трещин, которые впоследствии распространяются вдоль границы раздела карбида вольфрама WC и матрицы на основе железа [9]. Если это происходит, частицы карбида вольфрама WC не могут эффективно нести нагрузку, что ухудшает механические свойства композиционного материала. Управление фазовой эволюцией на границе между армирующими частицами карбида вольфрама WC и матрицей на основе железа должно зависеть от диффузии вольфрама, углерода, железа и других легирующих элементов, что чрезвычайно сложно из-за неравновесности аддитивных технологий, связанных с большой подачей энергии. Необходимо уделять особое внимание контролю толщины этого реакционного слоя, чтобы частицы карбида вольфрама WC обеспечивали хорошую несущую способность [10]. Кроме того, следует также исследовать, как вольфрам и углерод влияют на фазовое превращение матрицы на основе железа во время быстрого затвердевания при аддитивном выращивании, потому что они значительно расширяют диапазон ферритной и аустенитной стабильности соответственно [11].

Известно, что система из никеля и карбида вольфрама (Ni–WC) демонстрирует наилучшие характеристики при изготовлении высокоизносостойких наплавов на различный инструмент, применяемый в нефтегазовой промышленности [12]. В системе Ni–WC твердые частицы карбида вольфрама обеспечивают желаемую износостойкость, в то время как никелевые сплавы обладают относительно высокой ударной вязкостью, что позволяет нейтрализовать процессы охрупчивания карбидов вольфрама [13].

Известно, что добавление вольфрама замедляет кинетику выделения карбидов легирующих элементов сталей из-за его медленной диффузии [14; 15]. В работе [16] авторы сообщили, что введение вольфрама в инструментальную сталь для горячей обработки, легированную Cr–Mo–V, приводит к улучшению механических свойств при отпуске при высоких температурах и повышению устойчивости к размягчению за счет подавления процессов укрупнения наноразмерных карбидов. В работе [17] показано, что добавление вольфрама к стали, легированной Cr–Mo, аналогичным образом повышает предел прочности при высоких температурах, препятствуя восстановлению дислокаций при отпуске выше 650 °C, что приводит к уменьшению размеров карбидов $Me_{23}C_6$.

В последнее время остро востребованы материалы, которые способны противостоять сложным нагрузкам (тепловым, механическим, химическим, электромагнитным), в перспективе также нейтронному облучению [18; 19]. Необходимая способность функционировать в подобных условиях создает серьезные проблемы

для разработки материалов, при этом часто требуются соединения из нескольких материалов. Когда необходимо использовать два (или более) материала, возникает ряд проблем при их соединении в компактный материал. К таким проблемам относятся: несходство термических и механических свойств, приводящее к концентрации напряжений на границе раздела; физико-химическая несовместимость; отсутствие достаточного смачивания или высокая взаимная реакционная способность; нейтронно-физические проблемы с некоторыми припоями и т.д. [20 – 22].

Целью настоящей работы является исследование микроструктуры и механических характеристик композитов со стальной матрицей на основе жаропрочной высоколегированной стали и двумя видами армирующих частиц: частицами вольфрама и частицами карбида вольфрама, плакированного никелем. Данный композит синтезировался гибридным порошково-проволочным методом электронно-лучевого аддитивного производства.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для получения композита 56GM/(W + WC(Ni)) использовалась стальная проволока 56GM (аналог стали 40X9C2) диаметром 1 мм следующего химического состава, мас. %: Fe 86,9; Cr 9,24; Si 3,02; C 0,44; Mn 0,4.

Армирующие порошки вольфрама и карбида вольфрама, плакированного никелем (WC(Ni)), использовали в массовом соотношении 1:1. Изображения РЭМ частиц порошка вольфрама и WC(Ni) представлены на рис. 1, а и в. По данным рентгенофазового анализа в частицах порошка вольфрама присутствует незначительная доля оксида WO_3 (рис. 1, б). Изучение порошка WC(Ni) методом рентгенофазового анализа выявило фазы карбида вольфрама WC и никеля (рис. 1, з).

Композит 56GM/(W + WC(Ni)) формировали следующим образом. Методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства на подложке из нержавеющей стали 12X18H10 формировали слои из стали 56GM (рис. 2, а). После нанесения девяти слоев 56GM с помощью порошкового податчика на заготовку подавался порошок W + WC(Ni) суммарной массой 0,3 г (рис. 2, б). Далее наносился слой проволоки 56GM, что сопровождалось частичным плавлением порошков W + WC(Ni) и нижележащего слоя 56GM (рис. 2, в). После нанесения слоя проволоки 56GM с помощью порошкового податчика формировали второй слой W + WC(Ni) суммарной массой 0,3 г. Таким образом было нанесено три слоя с порошком W + WC(Ni) с последующим нанесением стали 56GM (толщина каждого слоя составляла 1 мм) (рис. 2, з) и получены образцы размером 72×36×9 мм.

Для исследования структурно-фазового состава и механических свойств 56GM/(W + WC(Ni)) вырезались образцы из трех зон (матрица, промежуточ-

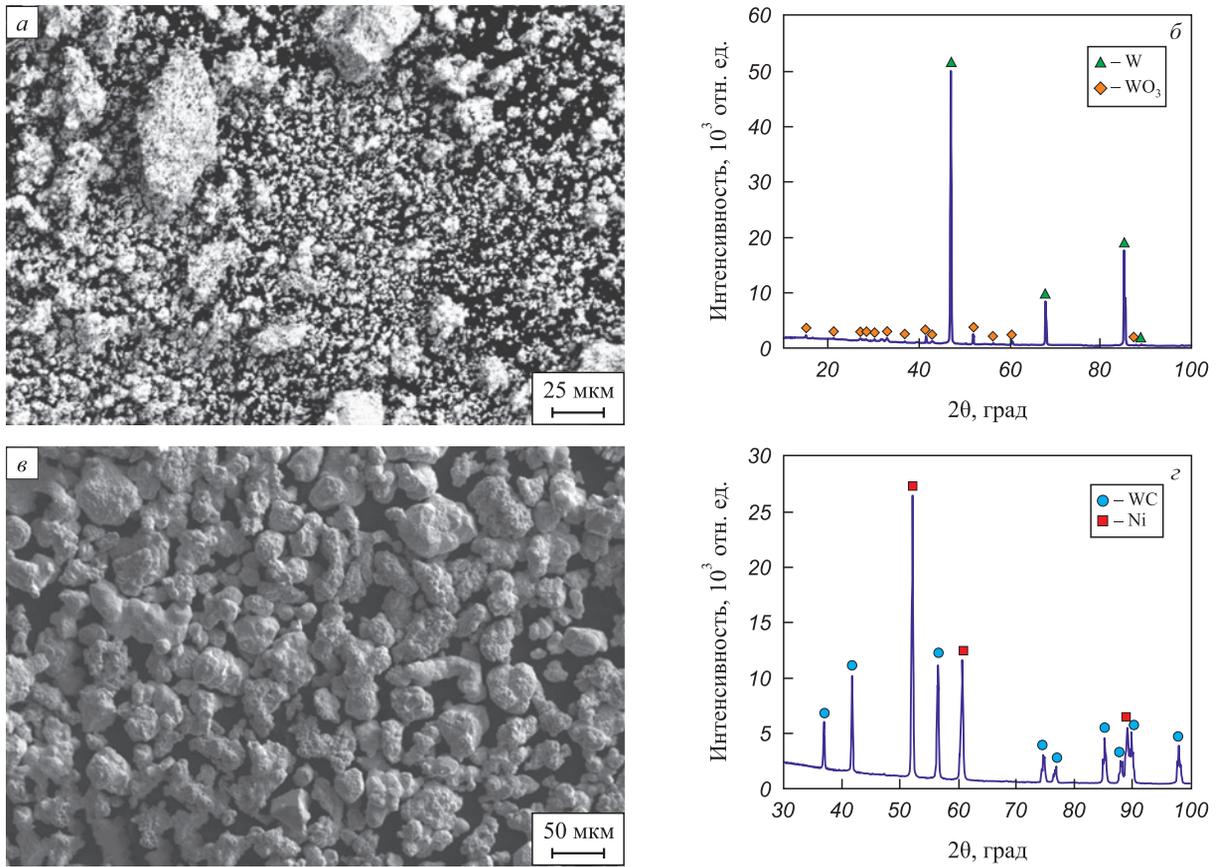


Рис. 1. РЭМ-изображения (а, в) и рентгенограммы (б, з) исходного порошка вольфрама (а, б) и порошка карбида вольфрама WC(Ni) (в, з)

Fig. 1. SEM images (a, v) and X-ray diffraction patterns (б, z) of the initial W powder (a, б) and WC(Ni) powder (в, z)

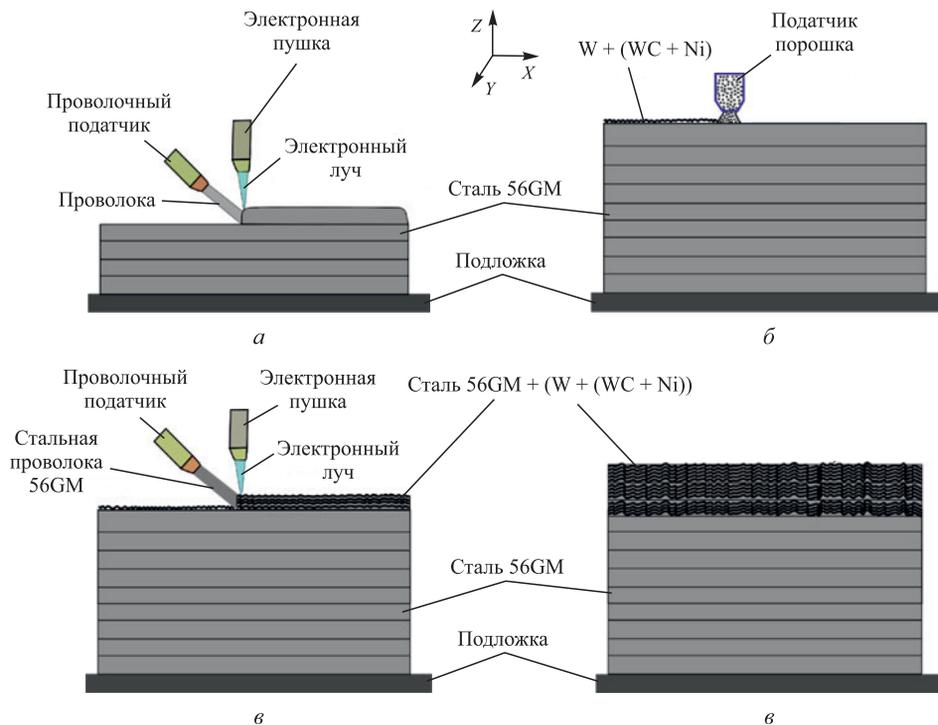


Рис. 2. Схема нанесения слоев композиционного образца 56GM/(W + (WC(Ni)))

Fig. 2. Scheme of deposition of layers of the composite sample 56GM/(W + (WC(Ni)))

ный слой и верхний слой композиционного образца). Образцы подготавливались по стандартной методике, включающей стадии шлифовки на наждачной бумаге и полировки на алмазных пастах (с зернистостью 14/10, 3/2 и 1/0). Для выявления элементов микроструктуры полированная поверхность образцов подвергалась химическому травлению реагентом CuSO_4 (0,008 кг) + H_2O (0,04 л) + HCl (0,04 л).

Макро- и микроструктуру образцов исследовали с помощью оптического микроскопа Altami Met 1S, конфокального лазерного микроскопа Olympus и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, сканирующий электронный микроскоп Thermo Fisher Scientific Apreo S LoVac, оснащенный энергодисперсионным спектрометром (EDS)). Размер частиц считался методом секущей на подготовленных металлографических шлифах. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 (CoK_α -излучение).

Микротвердость образцов измеряли с помощью твердомера ТВМ 5215 А Tochline с нагрузкой 0,5 Н, время выдержки составляло 10 с. Испытания на одноосное растяжение композитов были проведены на универсальной испытательной машине УТС-110М-100 при комнатной температуре со скоростью движения захватов 1 мм/мин. Для испытаний на одноосное растяжение вырезались плоские образцы вдоль и поперек направления печати в форме пропорционально уменьшенной лопатки по ГОСТ 1497, с размерами рабочей части $12 \times 2,7 \times 1,5$ мм из характерных областей композиционного материала (матрица, промежуточный слой и верхний композиционный слой).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 3, а представлено оптическое изображение композиционного сплава 56GM/(W + WC(Ni)) в сечении ZOY, где можно выделить несколько характерных зон: 1 – подложка из нержавеющей стали (в работе не рассматривается); 2 слой – сталь 56GM; 3 – промежуточный слой 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)); 4 – композиционный слой (56GM/(W + (WC(Ni))). В поперечном сечении ZOY образца 56GM/(W + (WC(Ni)) (слой 4) наблюдается большое количество границ плавления ванны расплава, образованных при печати слоев из стали 56GM. Слой 3 является промежуточным, характеризуется отчетливой границей между слоями напечатанной матрицы и композита (рис. 3, а). По результатам рентгеновской томографии образца 56GM/(W + (WC(Ni)) (рис. 3, б) не наблюдается макродефектов в виде пор или трещин во всех анализируемых зонах 1 – 3, показанных на рис. 3, а.

Методом рентгенофазового анализа установлено, что композит 56GM/(W + WC(Ni)) преимущественно состоит из α -Fe (~83,69 об. %) и карбидной фазы WC (~10,31 об. %) (рис. 3, в). Кроме этого, в композиционном слое наблюдается незначительная доля γ -Fe (рис. 3, в), во время как в основном и промежуточных слоях следов γ -Fe не наблюдалось.

По данным РЭМ в стали 56GM (слой 2) наблюдается разнонаправленная игольчатая структура, что соответствует феррито-мартенситному состоянию (красная стрелка, рис. 4, а). Установлено, что матрица композиционного сплава преимущественно состоит из ~78 ат. % Fe, ~12 ат. % Cr, ~6 ат. % Si, что соответствует

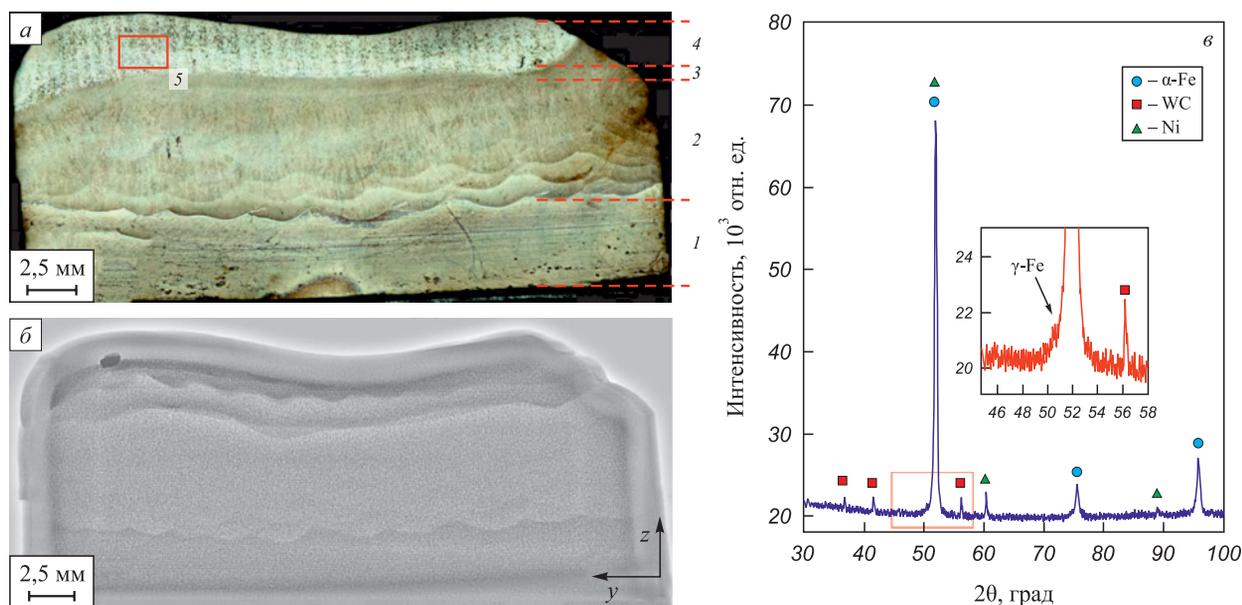


Рис. 3. Макроструктура (а), рентгеноскопия (б) и рентгенограмма (в) композита 56GM/(W + WC(Ni)):

1 – подложка; 2 – слой стали 56GM; 3 – промежуточный слой; 4 – композиционный слой 56GM/(W + WC(Ni)); 5 – образец для РФА

Fig. 3. Macrostructure (a), fluoroscopy (b) and X-ray pattern (v) of 56GM/(W + WC(Ni)) composite:

1 – substrate; 2 – layer of 56GM steel; 3 – intermediate layer; 4 – 56GM/(W + WC(Ni)) composite layer; 5 – sample for XRD

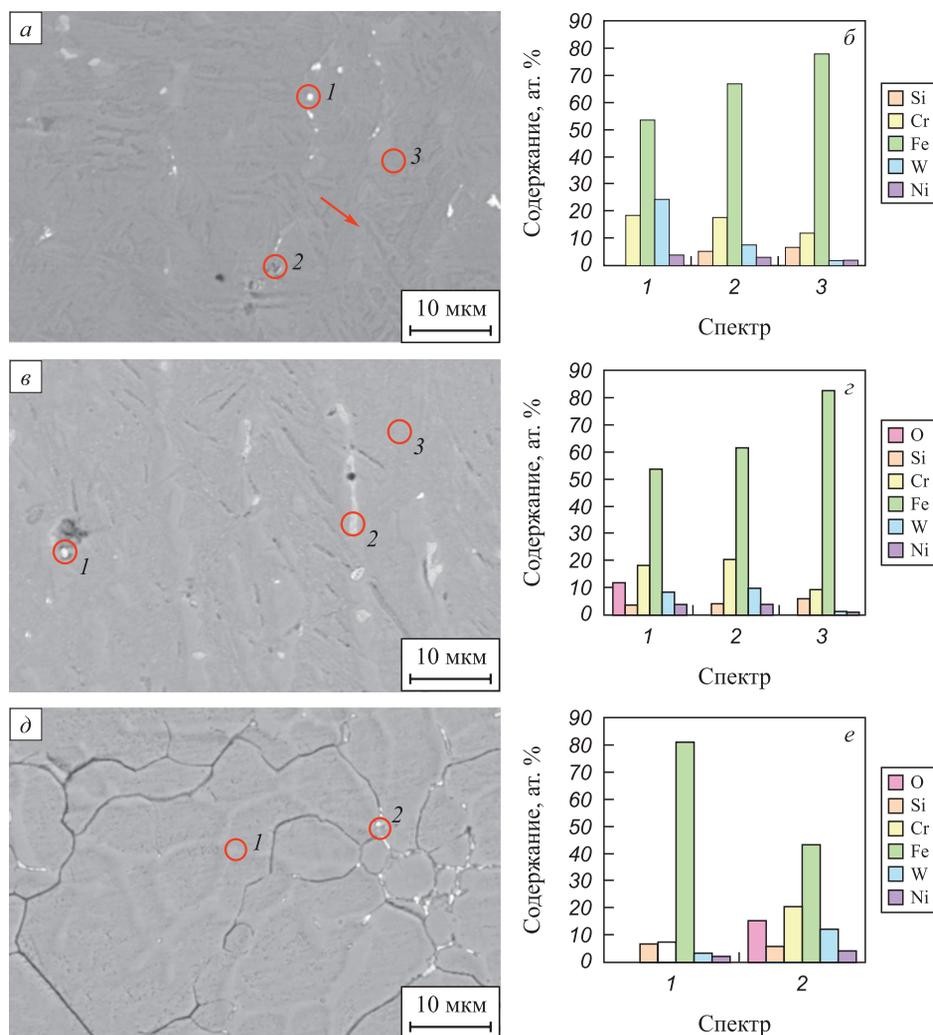


Рис. 4. РЭМ-изображения и элементный состав композиционного образца 56GM/(W + WC(Ni)); а, б – сталь 56GM (слой 2); в, г – промежуточный слой (слой 3); д, е – композиционный слой 56GM/(W + WC(Ni))

Fig. 4. SEM images and elemental composition of 56GM/(W + WC(Ni)) composite sample: а, б – layer of 56GM steel (layer 2); в, г – intermediate layer (layer 3); д, е – 56GM/(W + WC(Ni)) composite layer

исходному составу стали (спектр 3, рис. 4, а, б). Концентрация вольфрама и никеля в основном слое стали 56GM небольшая и составляет около 2 ат. % каждого элемента. По границам зерен стали 56GM наблюдаются единичные мелкодисперсные частицы, что может быть обусловлено процессом инфильтрации по границам зерен или микротрещинам, а также процессом диффузии во время печати композита (рис. 4, а). Согласно EDS анализу в таких частицах содержится ~66 ат. % Fe, ~18 ат. % Cr, ~7 ат. % W, ~4 ат. % Ni и ~5 ат. % Si (спектры 1 – 2, рис. 4, а, б). Так как при EDS анализе захватывается участок большего размера, чем частица (то есть и матрица), то в соответствии с данными РФА можно предположить, что эти частицы представляют собой карбид вольфрама WC.

В промежуточном слое 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)) (слой 3, рис. 3, а) игольчатая структура становится менее выраженной (рис. 4, в). Тем не менее элементный состав зерен, расположенных в переходной зоне,

сопоставим с элементным составом основного слоя стали 56GM (спектр 3, рис. 4, в, г). Аналогично основному сплаву, в промежуточном слое по границам зерен наблюдаются мелкодисперсные частицы карбида вольфрама WC, средний размер которых составляет 2,64 мкм (спектры 1 – 2, рис. 4, в, г).

В композиционном слое 56GM/(W + WC(Ni)) (слой 4, рис. 3, а) формируется равноосная зеренная структура, со средним размером зерен 8,59 мкм, по границам которых наблюдаются трещины (рис. 4, д). EDS анализ, полученный с таких зерен, также соответствует элементному составу основного слоя (спектр 1, рис. 4, д, е): ~81 ат. % Fe, ~7 ат. % Cr и ~7 ат. % Si. Частицы порошка карбида вольфрама WC располагаются преимущественно в трещинах (по границам мелких зерен) и в небольшом количестве внутри зерен (спектр 2, рис. 4, д, е). Объемная доля частиц карбида вольфрама WC в композиционном слое значительно увеличивается по сравнению с объемной долей частиц

в основном и промежуточном слоях. По данным РФА в композиционном слое помимо основных фаз α -Fe (~80,6 об. %), Ni (~6 об. %) и WC (~10,3 об. %) образуется незначительная доля γ -Fe (3 об. %) (рис. 3, в).

Измерения микротвердости проводились в поперечном сечении (ZOY) композиционного сплава 56GM/(W + WC(Ni)) в двух областях (рис. 5, а). Во всех случаях микротвердость увеличивалась при измерениях в направлении от подложки к композиционному слою (рис. 5, а). Значения микротвердости основного слоя стали 56GM, промежуточного и композиционного слоев составили примерно 3,5, 6,1 и 6,5 ГПа соответственно.

Испытания на статическое растяжение образцов, вырезанных из зоны основного и промежуточного слоев в сечениях ZOY и ZOX, показывают пластичный характер разрушения (образцы 1.1, 2.1, 2.1 2.2, рис. 5, б – з). Для образцов, полученных из зоны основного слоя стали 56GM, значения предела прочности и предела текучести составляют примерно 1000 и 650 МПа соответственно (рис. 5, в, з). Значения предела прочности и предела текучести образцов, полученных из промежуточной зоны 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)), составляют 1100 – 1200 и ~835 МПа соответственно, что на 10 и 28 % больше по

сравнению со значениями основного слоя стали 56GM (рис. 5, в, з). Значения относительного удлинения при этом для зоны основного металла и промежуточной зоны сопоставимы и составляют в среднем 22 %. Значения предела прочности для образцов, вырезанных из зоны композиционного слоя в сечениях ZOY и ZOX, составляют 590 и 620 МПа соответственно, предел текучести – ~570 МПа (образцы 1.3, 3.1, рис. 5, б – з). Из-за большой объемной доли хрупких карбидных частиц, присутствующих по границам зерен стали 56GM, наблюдается снижение относительного удлинения до 3 %. Подобный композиционный слой с количеством карбида вольфрама порядка 10 об. % можно считать типичным металломатричным композитом, механические свойства которого традиционно измеряются методом сжатия, а не растяжения [11].

Известно, что при аддитивном выращивании происходит значительная диффузия углерода из частиц карбида вольфрама WC в матрицу на основе α -Fe, связанная с формированием ванны расплава. Эта диффузия существенно влияет на фазообразование матрицы в непосредственной близости от карбидных армирующих частиц, поскольку углерод является аустенитообразующим элементом. Вероятно, большое коли-

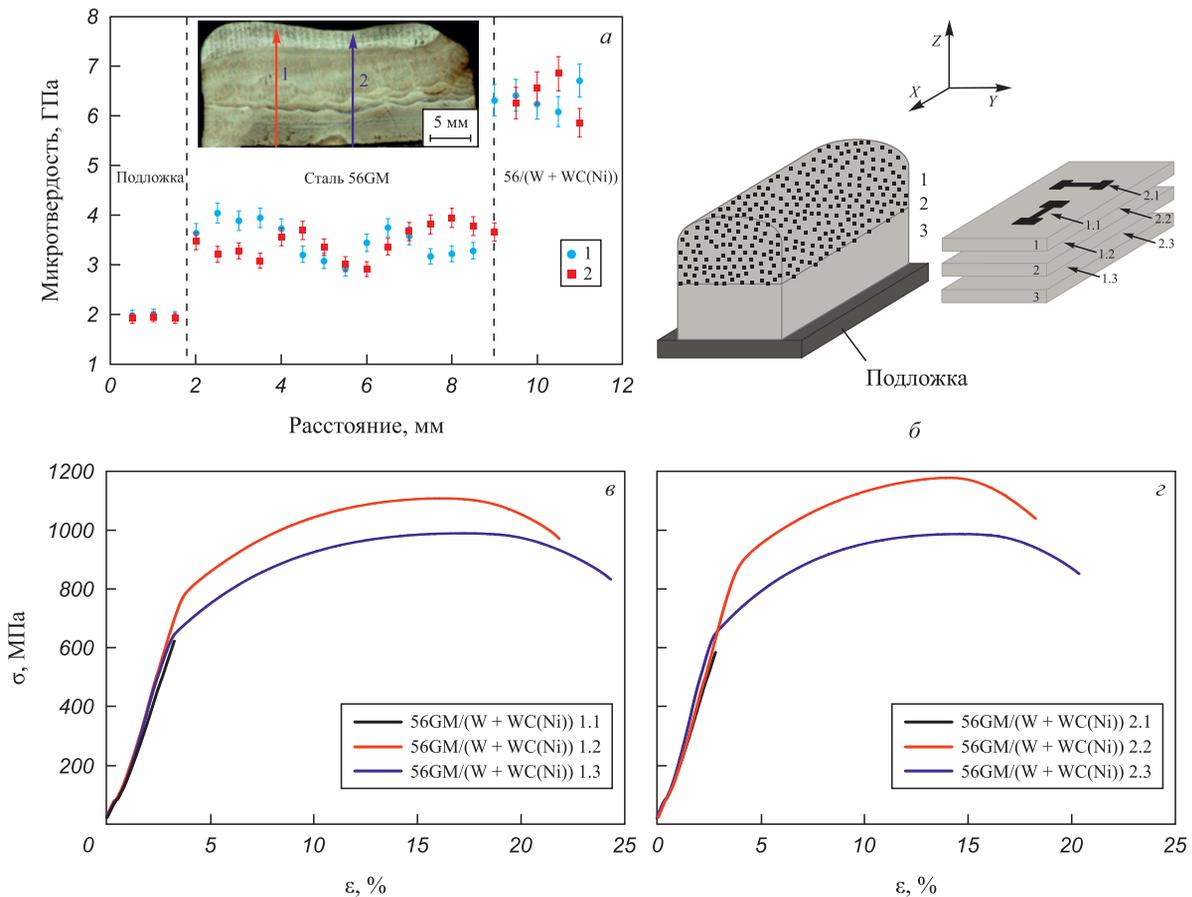


Рис. 5. Значения микротвердости (а), схема вырезки образцов для испытания на растяжение (б), значения растяжения согласно схеме вырезки образцов (в, з)

Fig. 5. Microhardness values (a), sample cutting diagram for tensile test (б), tensile values according to the sample cutting diagram (в, з)

чество диффузионного углерода переходит в матрицу на основе α -Fe в виде атомов внедрения и влияет на фазовое превращение α -Fe \rightarrow γ -Fe в композиционном слое (рис. 3, в). Кроме того, никель, которым были плакированы частицы карбида вольфрама WC, также является аустенитообразующим элементом. Например, дополнительное легирование никелем высокохромистых сталей позволяет (при определенном соотношении хрома и никеля) получить при комнатной температуре стали с полностью аустенитной структурой.

Опубликовано достаточно много работ о том, что феррито-мартенситная микроструктура обычно повторно преобразуется в аустенит во время плавления вышележащего слоя порошка, поскольку температура в некоторых областях расплавленной ванны превышает температуру окончания превращения аустенита из-за постоянного теплового потока, исходящего из расплавленных областей к подложке [23]. После этого можно было бы ожидать, что аустенит превратится в мартенсит из-за высокой собственной скорости охлаждения. Как уже отмечалось, и в основном сплаве, и в промежуточном слое следов γ -Fe не наблюдалось, фазовый состав представлен α -Fe. Однако в композиционном слое небольшая часть аустенита не превратилась в α -Fe в ходе последующего процесса охлаждения из-за присутствия частиц карбида вольфрама и никеля (рис. 3, в).

Факт, что в исследовании не обнаружено следов взаимодействия железа и карбида вольфрама WC с образованием карбидов типа Me_3C , можно отнести к положительному эффекту добавления вольфрама, который замедлил кинетику выделения подобных карбидов из-за его медленной диффузии [14; 15].

Выводы

Проведено исследование микроструктуры и механических характеристик композиционного сплава на основе стали 56GM, полученного методом проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства с введением при печати порошков W + WC(Ni). Композитный сплав 56GM/(W + WC(Ni)) характеризуется градиентной структурой, состоящей из основного слоя стали 56GM, промежуточного слоя 56GM – 56GM/(W + WC(Ni)) и композиционного слоя 56GM/(W + WC(Ni)). Основной слой стали 56GM состоит из феррито-мартенситных зерен, по границам которых локализуются единичные частицы карбида вольфрама WC. Значения предела прочности и предела текучести в зоне основного металла составляют примерно 1000 и 650 МПа соответственно. В композиционном слое формируется равноосная зеренная феррито-мартенситная структура с небольшой долей аустенита. По границам зерен наблюдаются микротрещины и располагаются частицы карбида вольфрама WC, объемная доля которых превышает объемную долю частиц основного слоя стали 56GM, что, в свою

очередь, привело к понижению предела прочности на 40 % и хрупкому разрушению. При этом микротвердость по мере удаления от подложки до композиционного слоя увеличивается от 3,5 до 6,5 ГПа.

Введение частиц карбида вольфрама WC, плакированного никелем, демонстрирует большой потенциал для целенаправленного регулирования прочности и пластичности стальных материалов путем регулирования объемной доли аустенитной и ферритной фаз.

На основании полученных результатов предполагается, что введение порошков W + WC(Ni) в поверхностный слой стали 56GM методом электронно-лучевого аддитивного производства будет благотворно влиять на трибологические свойства полученного композиционного материала, что несет в себе большой потенциал для производства компонентов на основе железа с исключительными свойствами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Tjong S.C. Recent progress in the development and properties of novel metal matrix nanocomposites reinforced with carbon nanotubes and graphene nanosheets. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2013;74(10):281–350. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.08.001>
2. Radhamani A.V., Lau H.C., Ramakrishna S. CNT-reinforced metal and steel nanocomposites: A comprehensive assessment of progress and future directions. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2018;114:170–187. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2018.08.010>
3. AlMangour B., Grzesiak D., Yang J.-M. Selective laser melting of TiC reinforced 316L stainless steel matrix nanocomposites: Influence of starting TiC particle size and volume content. *Materials & Design*. 2016;104:141–151. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.018>
4. Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamardin N.N., Savchenko N.L., Moskvichev E.N., Utyaganova V.R., Kolubaev E.A., Smolin A.Yu., Tarasov S.Yu. Characterization of gradient CuAl–B₄C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;859:157824. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157824>
5. Zykova A., Chumaevskii A.V., Vorontsov A., Shamardin N., Panfilov A., Knyazhev E., Moskvichev E., Gurianov D., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. Microstructural evolution of AA5154 layers intermixed with Mo powder during electron beam wire-feed additive manufacturing (EBAM). *Metals*. 2022;12(1):109. <https://doi.org/10.3390/met12010109>
6. Utyaganova V.R., Chumaevskii A.V., Shamardin N.N., Moskvichev E.N., Vorontsov A.V., Gurianov D.A., Knyazhev E.O., Savchenko N.L. Regularities of structure formation and properties of composite materials based on aluminum–manganese bronze produced by electron beam additive manufacturing with the addition of iron, nickel, and tungsten powders during printing. *Russian Physics Journal*. 2023;65(9):1584–1591. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02805-7>
7. Yan X.C., Chen C.Y., Zhao R.X., Ma W.Y., Bolot R., Wang J., Ren Z.M., Liao H.L., Liu M. Selective laser melting of WC

- reinforced maraging steel 300: Microstructure characterization and tribological performance. *Surface and Coatings Technology*. 2019;371:355–365.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.11.033>
8. Gu D.D., Ma J., Chen H., Lin K., Xi L. Laser additive manufactured WC reinforced Fe-based composites with gradient reinforcement/matrix interface and enhanced performance. *Composite Structures*. 2018;192:387–396.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.03.008>
 9. Wang J.D., Li L.Q., Tao W. Crack initiation and propagation behavior of WC particles reinforced Fe-based metal matrix composite produced by laser melting deposition. *Optics and Laser Technology*. 2016;82:170–182.
<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2016.03.008>
 10. Kang N., Ma W., Heraud L., El Mansori M., Li F., Liu M., Liao H. Selective laser melting of tungsten carbide reinforced maraging steel composite. *Additive Manufacturing*. 2018;22:104–110.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.04.031>
 11. Chen H., Gu D., Kosiba K., Lu T., Deng L., Xi L., Kühn U. Achieving high strength and high ductility in WC-reinforced iron-based composites by laser additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2020;35:101195.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101195>
 12. Farahmand P., Kovacevic R. Corrosion and wear behavior of laser clad Ni–WC coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2015;276:121–135.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.06.039>
 13. Liu W., Gao D. Microstructure and wear of Ni–WC hardfacing used for steel-body PDC bits. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2021;101:105683.
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105683>
 14. Ding H., Yuan Z., Liu T., Chen L., Zhou Y., Cao Y., Cao F., Luo R., Cheng X. Microstructure and high-temperature tensile behavior of modified H13 steel with the addition of tungsten, molybdenum, and lowering of chromium. *Materials Science and Engineering: A*. 2023;866:144655.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144655>
 15. Won Y.-J., Kwon Y.-J., You J.-S., Park S.-S., Cho K.-S. Role of W addition in reducing heat checking and enhancing the mechanical properties of hot work tool steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:3413–3422.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.008>
 16. Xiang S., Wu R., Li W., Hu T., Huang S. Improved red hardness and toughness of hot work die steel through tungsten alloying. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30(8):6146–6159.
<https://doi.org/10.1007/s11665-021-05793-2>
 17. Hong S.G., Lee W.B., Park C.G. The effects of tungsten addition on the microstructural stability of 9Cr–Mo Steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2001;288(2-3):202–207.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(00\)00558-4](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00558-4)
 18. Matějčiček J., Boldyryeva H., Brožek V., Sachr P., Chráska T., Pala Z. W–steel and W–WC–steel composites and FGMs produced by hot pressing. *Fusion Engineering and Design*. 2015;100:364–370.
<https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2015.06.154>
 19. Bolt H., Barabash V., Krauss W., Linke J., Neu R., Suzuki S., Yoshida N., Team A.U. Materials for the plasma-facing components of fusion reactors. *Journal of Nuclear Materials*. 2004;329-333(A):66–73.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.04.005>
 20. Odegard B.C., Cadden C.H., Watson R.D., Slattery K.T. A review of the US joining technologies for plasma facing components in the ITER fusion reactor. *Journal of Nuclear Materials*. 1998;258-263(1):329–334.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00402-4](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00402-4)
 21. Merola M., Akiba M., Barabash V., Mazul I. Overview on fabrication and joining of plasma facing and high heat flux materials for ITER. *Journal of Nuclear Materials*. 2002; 307-311(2):1524–1532.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(02\)01070-X](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(02)01070-X)
 22. Hamilton N.R., Wood J., Galloway A., Robbie M.B.O., Zhang Y. The metallurgy, mechanics, modelling and assessment of dissimilar material brazed joints. *Journal of Nuclear Materials*. 2013;432(1-3):42–51.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.07.022>
 23. Holzweissig M.J., Taube A., Brenne F., Schaper M., Nien-dorf T. Microstructural characterization and mechanical performance of hot work tool steel processed by selective laser melting. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2015; 46:545–549. <https://doi.org/10.1007/s11663-014-0267-9>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Алиса Владимировна Никоненко, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0937-1329

E-mail: aliska-nik@mail.ru

Андрей Владимирович Воронцов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-4334-7616

E-mail: vav@ispms.ru

Николай Николаевич Шамарин, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-4649-6465

E-mail: shnn@ispms.ru

Alisa V. Nikonenko, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0937-1329

E-mail: aliska-nik@mail.ru

Andrei V. Vorontsov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4334-7616

E-mail: vav@ispms.ru

Nikolai N. Shamarin, Junior Researcher of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4649-6465

E-mail: shnn@ispms.ru

Вероника Рифовна Утяганова, к.т.н., научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-2303-8015

E-mail: veronika_ru@ispms.ru

Николай Леонидович Савченко, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории контроля качества материалов и конструкций, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8254-5853

E-mail: savnik@ispms.ru

Анна Петровна Зыкова, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8779-3784

E-mail: zykovaap@mail.ru

Veronika R. Utyaganova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-2303-8015

E-mail: veronika_ru@ispms.ru

Nikolai L. Savchenko, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory for Quality Control of Materials and Structures, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8254-5853

E-mail: savnik@ispms.ru

Anna P. Zyкова, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8779-3784

E-mail: zykovaap@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. В. Никоненко – выполнение исследований микроструктуры методом оптической микроскопии, формирование основной концепции статьи, оформление иллюстраций, описание результатов.

А. В. Воронцов – анализ данных рентгеноструктурного анализа, проведение механических испытаний на растяжение.

Н. Н. Шамарин – печать образцов методом ЭЛАП, пробоподготовка образцов.

В. Р. Утяганова – выполнение исследований микроструктуры методом сканирующей электронной микроскопии; описание результатов.

Н. Л. Савченко – выполнение исследований методом рентгенофазового анализа, обработка и анализ результатов микроструктурных исследований, редактирование финальной версии статьи.

А. П. Зыкова – анализ экспериментальных данных, доработка текста, формирование выводов, редактирование финальной версии статьи.

A. V. Nikonenko – performing microstructure studies by optical microscopy, formation of the main concept of the article, selection of illustrations, description of the results.

A. V. Vorontsov – analysis of X-ray diffraction data, performing mechanical tensile tests.

N. N. Shamarin – EBAM printing of samples, sample preparation.

V. R. Utyaganova – performing microstructure studies by scanning electron microscopy, description of the results.

N. L. Savchenko – X-ray analysis, processing and analysis of microstructural findings, editing the article final version.

A. P. Zyкова – analysis of experimental data, revision of the text, formation of conclusions, editing of the final version of the article.

Поступила в редакцию 19.06.2024

После доработки 21.08.2024

Принята к публикации 17.10.2024

Received 19.06.2024

Revised 21.08.2024

Accepted 17.10.2024



УДК 620.1

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-696-701

Оригинальная статья
Original article

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА 3D-ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРУ И УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ 30ХГСА

С. А. Манцеров, М. С. Аносов, Ю. С. Мордовина, М. А. Чернигин

Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева (Россия, 603155, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

honeybadger52@yandex.ru

Аннотация. Современное производство активно занимается поиском возможностей получения заготовок изделий наиболее экономически выгодными способами. Одним из перспективных методов получения заготовок является электродуговая наплавка (WAAM), применяемая в данной работе. Целью исследования являлось изучение влияния режима электродуговой наплавки на структуру и усталостную прочность образцов из стали 30ХГСА. Для получения образцов были наплавлены две стенки по следующим режимам: $I = 150$ А, $U = 25$ В, $Q = 600$ Дж/мм (режим 1) и $I = 110$ А, $U = 17$ В, $Q = 300$ Дж/мм (режим 2). В ходе изучения микроструктуры наплавленных стенок после фрезеровки установлено, что при наплавке по режиму 1 в металле образуются большие скопления технологических дефектов, таких, как поры и непровары. При наплавке металла по режиму 2 макродефекты практически не выявляются. Оптико-эмиссионный анализ показал, что в процессе наплавки происходит выгорание легирующих элементов, наиболее активно снижается содержание углерода. Следует отметить, что угар элементов происходит более активно при наплавке металла по режиму 1, что может быть связано с большей погонной энергией процесса. В металле, наплавленном по данному режиму, выявлена преимущественно ферритно-сорбитная структура, однако по высоте образцов выявляются локальные ферритные колонии. Микроструктура образцов, изготовленных по режиму 2, преимущественно представлена ферритом и перлитом. Феррит выделяется в виде замкнутых сеток по границам бывшего аустенитного зерна, также выявлена видманштеттова структура. В микроструктуре перлит представлен как в пластинчатой, так и в частично сфероидизированной форме. Структура образцов, наплавленных по режиму 1, считается более благоприятной. Однако усталостная прочность образцов, изготовленных по режиму 2, превышает соответствующие значения для режима 1 в среднем на 70 %. Это может быть обусловлено более сильным влиянием на сопротивление усталости металла технологических дефектов, чем микроструктурных.

Ключевые слова: сталь 30ХГСА, усталостная прочность, дефекты структуры, аддитивные технологии, WAAM

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание «Интеллектуальная диагностика деталей и конструкций, полученных методом аддитивного выращивания в процессе их получения и эксплуатации» № FSWE-2023-0008).

Для цитирования: Манцеров С.А., Аносов М.С., Мордовина Ю.С., Чернигин М.А. Влияние режима 3D-печати на структуру и усталостную прочность стали 30ХГСА. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):696–701. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-696-701>

EFFECT OF 3D PRINTING MODE ON STRUCTURE AND FATIGUE STRENGTH OF 30CrMnSi STEEL

S. A. Mantserov, M. S. Anosov, Yu. S. Mordovina, M. A. Chernigin

R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University (24 Minina Str., Nizhny Novgorod 603022, Russian Federation)

honeybadger52@yandex.ru

Abstract. The desire of modern manufacturers to reduce the cost of producing goods leads to an increased search for ways to obtain the raw materials for future products more efficiently. One promising method for obtaining raw materials is electric arc surfacing (WAAM), which is discussed in this paper. The aim of the study was to investigate the effect of electric arc surfacing on the structure and fatigue strength of 30CrMnSi steel. To obtain the samples, two walls were surfaced according to the specified modes: $I = 150$ A, $U = 25$ V, $Q = 600$ J/mm (mode 1) and $I = 110$ A, $U = 17$ V, $Q = 300$ J/mm (mode 2). During the study of the walls microstructure after milling, it was found that when the metal is surfaced according to the mode 1, large accumulations of technological defects such as pores and bad welding form in the material. When the metal is treated according to the mode 2, these macroscopic defects are practically not detected. During optical emission analysis, it was observed that during the surfacing process, alloying elements are consumed and the carbon content decreases most actively. It should be noted that the burnout of elements occurs more actively when the metal is surfaced using the mode 1. This may be due to the higher energy input in this process. A predominant ferrite-sorbite structure was found in the metal surfaced using the mode 1. However, local ferritic colonies were revealed on the surface of the samples due to their height.

The microstructure of the samples produced using the mode 2 is mainly composed of ferrite and pearlite. Ferrite is isolated as closed grids along the boundaries of the austenitic grains, and traces of a Widmanstetten structure can also be seen. Pearlite is present both as highly dispersed plates and partially spheroidized colonies. Despite the fact that the structure of the samples produced using the mode 1 is generally considered to be more favorable in terms of material properties, the fatigue strength of the samples produced according to the mode 2 exceeds that of the mode 1 by an average of 70 %. This may be due to the stronger influence of technological defects on the metal fatigue resistance than microstructural ones.

Keywords: 30CrMnSi steel, fatigue strength, structural defects, additive technologies, WAAM

Acknowledgements: The work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (state assignment “Intelligent diagnostics of parts and structures obtained by additive cultivation in the process of their production and operation” No. FSWE-2023-0008).

For citation: Mantserov S.A., Anosov M.S., Mordovina Yu.S., Chernigin M.A. Effect of 3D printing mode on structure and fatigue strength of 30CrMnSi steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):696–701. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-696-701>

ВВЕДЕНИЕ

Современное производство стремится к снижению себестоимости производимых изделий. В связи с этим все более широкое распространение получают аддитивные способы их изготовления. Это обусловлено уникальными технологическими возможностями получения заготовок сложных форм из широкого спектра возможных материалов [1 – 3].

Основными методами аддитивного выращивания, известными на данный момент, являются: послойное сплавление порошка (SLM) [4; 5], лазерная наплавка порошка (LENS/DMD) [6; 7] и электродуговая наплавка (WAAM) [8; 9]. Наиболее производительным и простым с технологической точки зрения считается метод WAAM [8; 10; 11].

Несмотря на наличие существенных преимуществ аддитивных методов изготовления заготовок изделий над традиционными, все еще малоизученными остаются процессы, протекающие в металле при наплавке (в первую очередь – структурообразование). Литературные данные [12; 13] свидетельствуют о существенном отличии микроструктуры, а, следовательно, и свойств металла наплавленных заготовок от материалов, полученных традиционными методами. Получение нестандартной микроструктуры металла обусловлено кристаллизацией в неравновесных условиях при наплавке слоев, а также наличием большого числа высокотемпературных термических циклов при наплавке заготовок. Основными трудностями при использовании электродуговой наплавки (WAAM) для получения заготовок изделий являются:

- подбор режима наплавки с учетом выгорания легирующих элементов;
- обеспечение структурной однородности по высоте наплавленного металла;
- выбор оптимального режима термообработки (ТО), который бы учитывал измененный химический состав материала после наплавки [14 – 16].

При этом получение изделий с необходимым комплексом свойств без проведения дополнительной ТО заготовок удешевит себестоимость их производства.

Сталь 30ХГСА находит широкое применение при изготовлении изделий, работающих при температурах

до 200 °С. Изделия, производимые из данной стали (валы, оси, рычаги, толкатели и т. д.), часто работают в условиях знакопеременных нагрузок, что приводит к усталостному разрушению конструкций. Задача получения достаточного уровня усталостной прочности без ТО (улучшение) в данном материале является перспективной для отечественной промышленности.

Таким образом, целью данной работы является изучение влияния режима электродуговой наплавки на структуру и усталостную прочность стали 30ХГСА.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Образцы, использованные в работе, наплавлились в виде стенок на экспериментальной исследовательской WAAM установке, в состав которой входили: трехкоординатный станок с ЧПУ портального типа IVCNC STL, сварочный источник тока Alloy 275 ME Pulse, вытяжной шкаф, сварочный стол и сварочная горелка. Реализуемый на стенде способ 3D-печати на станках с ЧПУ защищен патентом RU 2696121C1. Наплавка образцов осуществлялась сварочной проволокой НП-30ХГСА. В ходе подготовки образцов было наплавлено две стенки. Режим наплавки задавался следующими параметрами: сила тока (I , А), напряжение (U , В), дуговой зазор (z , мм), скорость подачи проволоки (V , мм/с) и расход защитного газа. При этом дуговой зазор и скорость подачи проволоки были постоянными для всех экспериментов и составляли 11 мм и 300 мм/мин соответственно. Постоянным был также расход защитного газа.

По режимам 3D-печати определялась погонная энергия (Q) процесса (электрическая энергия, расходуемая на единицу длины шва) как один из комплексных информативных параметров по выражению, приведенному в ГОСТ Р ИСО 857–1–2009, с учетом коэффициента энергетических потерь 0,8:

$$Q = \frac{0,8IU}{V}. \quad (1)$$

В табл. 1 показаны режимы наплавки для каждой наплавленной стенки и значения погонной энергии процесса наплавки.

Таблица 1. Режимы наплавки

Table 1. Surfacing modes

Номер режима	<i>I</i> , А	<i>U</i> , В	<i>Q</i> , Дж/мм
1	150	25	600
2	110	17	300

Металлографические исследования проводились в поперечном сечении относительно направления наплавки при увеличениях 100 и 500 на оптическом микроскопе Altami MET1С. Приготовление шлифов осуществлялось по стандартной методике при помощи механического шлифования наждачной бумагой различной зернистости и полирования с использованием паст. В качестве реактива при химическом травлении применялся 5 %-ный спиртовой раствор азотной кислоты (нитал) [17].

Образцы для испытания материала на усталость вырезались из заготовок вдоль направления наплавки. Испытания на усталость проводили по схеме консольного изгиба с учетом требований ГОСТ 25.502–79 на образцах толщиной 3 мм и размером рабочей зоны 60×15 мм (тип IV по ГОСТ 25.502) на частоте 8,3 Гц.

Химический состав наплавленного металла определялся с помощью оптико-эмиссионной спектрометрии на установке Foundry-Master.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты химического анализа наплавленного металла и состав исходной проволоки представлены в табл. 2.

Как видно из табл. 2, при наплавке происходит снижение содержания легирующих элементов, что связано с угаром, характерным для литейных и сварочных процессов. Наиболее активно происходит снижение содержания углерода. Следует отметить, что угар элементов происходит более активно при наплавке металла по режиму 1, что может быть связано с большей погонной энергией процесса.

Микроструктуры образцов из заготовок стали 30ХГСА, наплавленных по обоим режимам, показаны на рис. 1. Микроструктура образца, наплавленного по режиму 1, представлена ферритом и троостосорбитом, что может указывать на протекание процессов закалки

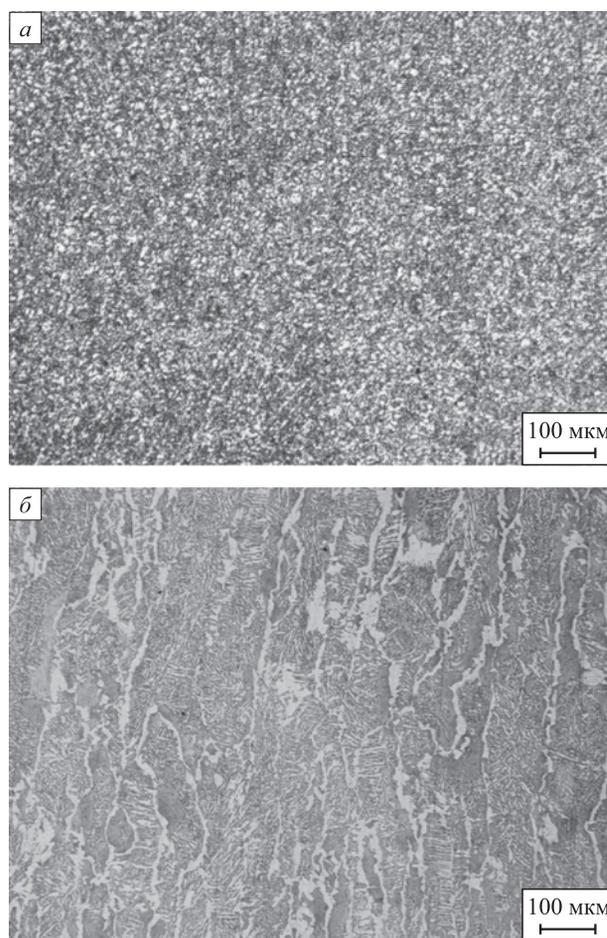


Рис. 1. Микроструктура образцов из стали 30ХГСА: режим 1 (а); режим 2 (б)

Fig. 1. Microstructure of 30CrMgSi steel samples: mode 1 (a); mode 2 (b)

и отпуска при наплавке последующих слоев металла. Структура благоприятная, и, если рассматривать ее послойно, то равномерная в пределах одного слоя. Однако по высоте исследуемого образца видна структурная неоднородность, отчетливо выделяются места с крупными ферритными колониями (рис. 2).

В микроструктуре металла, наплавленного по режиму 2, выявлена аномальная феррито-перлитная структура. В результате сильного перегрева при наплавке и ускоренного охлаждения феррит выделяется в виде замкнутых сеток по границам бывшего аустенитного зерна с образованием видманштетта. Определение

Таблица 2. Химический состав наплавленного металла и исходной проволоки

Table 2. Chemical composition of the surfaced metal and the initial wire

Наименование образца	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
Исходная проволока из стали НП-30ХГСА	0,291	1,021	0,931	0,961	0,099	0,021	0,016
Наплавленный металл по режиму 1	0,260	0,941	0,901	0,942	0,096	0,013	0,018
Наплавленный металл по режиму 2	0,281	0,982	0,916	0,950	0,098	0,017	0,017

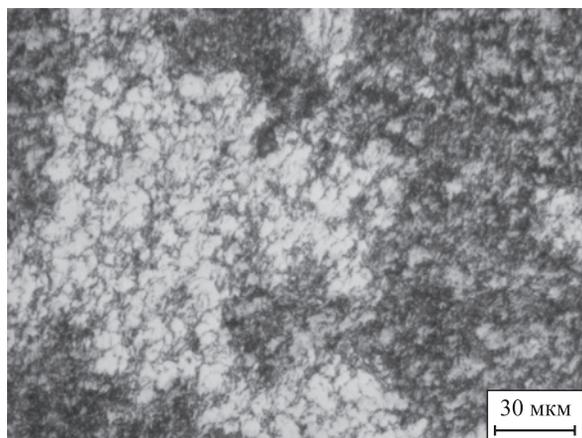


Рис. 2. Микроструктура образца, наплавленного по режиму 1

Fig. 2. Microstructure of the sample surfaced according to the mode 1

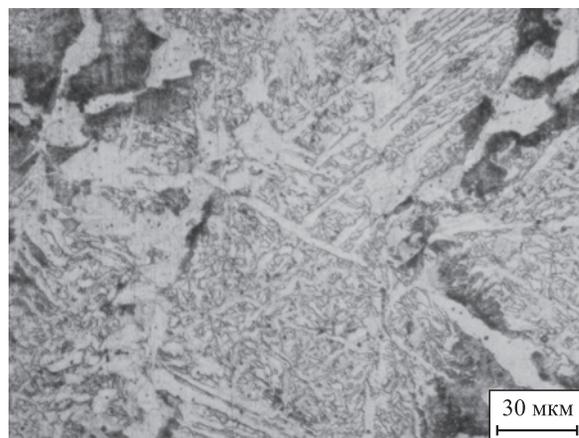


Рис. 3. Микроструктура образца, наплавленного по режиму 2

Fig. 3. Microstructure of the sample surfaced according to the mode 2

морфологии перлита при увеличении 100 затруднено. Микроструктура образца, наплавленного по режиму 2, при больших увеличениях представлена на рис. 3, где видманштеттова структура выявляется наиболее отчетливо. Здесь же можно увидеть, что перлит представлен как высокодисперсными пластинками, так и частично сфероидизировавшимися колониями.

Анализ микроструктур образцов, наплавленных по разным режимам (рис. 1 – 3), показал, что при наплавке образцов по режиму 1 происходит более активная перекристаллизация структуры уже наплавленных слоев.

Это обусловлено подведением большей тепловой энергии. Несмотря на более благоприятную структуру при наплавке, наблюдается структурная неоднородность по высоте образца, что может приводить к снижению механических свойств металла. Отмечается повышение риска расплескивания металла и образование повышенной пористости и других технологических дефектов при наплавке по режиму 1, что также может приводить к снижению свойств.

Присутствие макродефектов технологического характера отчетливо видно на наплавленных стенках после фрезеровки (рис. 4). В заготовке, наплавленной по режиму 1, выделяются большие скопления макродефектов, которые охарактеризованы как поры и непровары [18; 19]. Очевидно, что скопление дефектов может приводить к снижению комплекса механических свойств материала [20; 21]. При наплавке заготовок по режиму 2 макродефекты практически не выявляются.

Данные, полученные в ходе испытаний на усталостную прочность образцов, наплавленных по разным режимам, представлены на рис. 5.

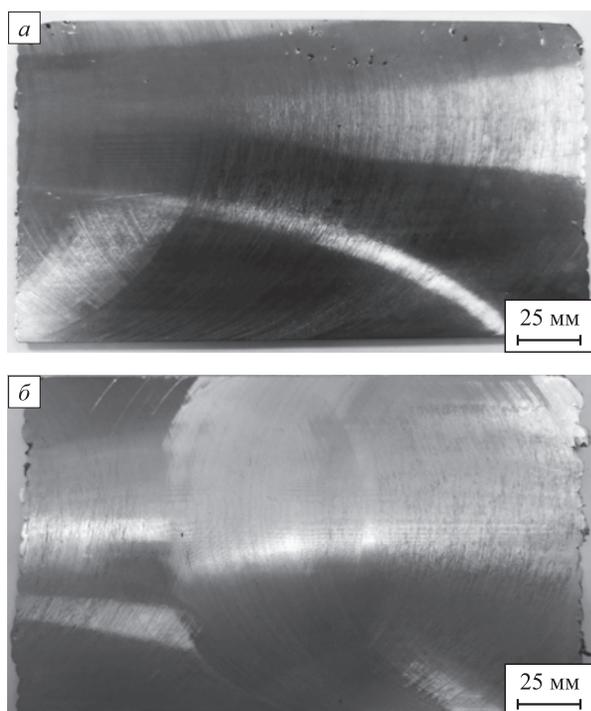


Рис. 4. Макроструктура фрезерованных стенок: режим 1 (а); режим 2 (б)

Fig. 4. Macrostructure of milled walls: mode 1 (a); mode 2 (b)

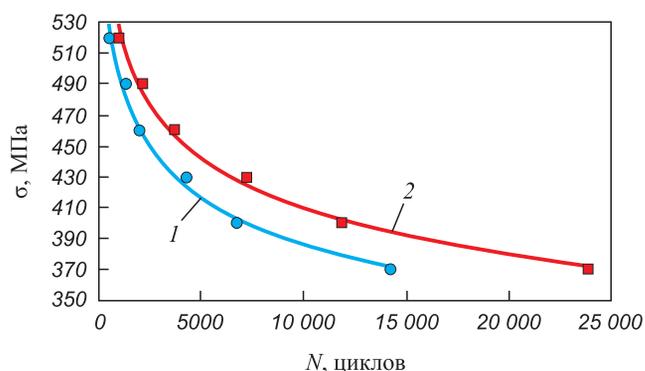


Рис. 5. График малоциклового усталости образцов: 1 – режим 1; 2 – режим 2

Fig. 5. Graph of low-cycle fatigue of the samples: 1 – mode 1; 2 – mode 2

Несмотря на то, что структура образцов, наплавленных по режиму 1, считается более благоприятной с точки зрения свойств материала, усталостная прочность образцов, изготовленных по режиму 2, превышает соответствующие значения для режима 1 в среднем на 70 % (рис. 5). Данный эффект может быть обусловлен наличием в металле макропор, непроваров и прочих технологических дефектов (для режима 1). Исходя из данных на рис. 5, можно сделать вывод, что технологические дефекты оказывают большее влияние на усталостную прочность металла, чем несовершенства микроструктуры.

Выводы

В ходе исследования установлено, что режим наплавки оказывает сильное влияние не только на строение металла, но и на наличие макродефектов технологического характера (поры, непровары, несплавления и т. д.). Несмотря на то, что структура металла, наплавленного по режиму 1, более благоприятна для механических свойств будущего изделия, наличие скоплений макроскопических дефектов приводит к снижению всего комплекса свойств заготовки.

Микроструктурный анализ показал, что структура металла, наплавленного по режиму 1 ($I = 150$ А, $U = 25$ В, $Q = 600$ Дж/мм), преимущественно представлена ферритом и сорбитом, однако по высоте образца выделяются локальные скопления феррита в виде колоний. В структуре образцов, наплавленных по режиму 2 ($I = 110$ А, $U = 17$ В, $Q = 300$ Дж/мм), выявлена аномальная феррито-перлитная структура, образовавшаяся в результате сильного перегрева при наплавке и ускоренного охлаждения. В данном случае феррит выделяется в виде замкнутых сеток по границам бывшего аустенитного зерна, также выявлена видманштеттова структура. Перлит представлен как высокодисперсными пластинками, так и частично сфероидизировавшимися колониями.

Усталостная прочность образцов, изготовленных по режиму 2, превышает соответствующие значения для режима 1 в среднем на 70 %. В данном случае это обуславливается более сильным влиянием на усталостную прочность металла технологических дефектов (пор, непроваров, несплавлений и т. д.), чем микроструктурных.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*. 2016;117:371–392. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>
- Zakay A., Aghion E. Effect of post-heat treatment on the corrosion behavior of AlSi10Mg alloy produced by additive manufacturing. *JOM*. 2019;71:1150–1157. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-3298-x>
- Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: Technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;81:465–481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
- Kathiresan M., Karthikeyan M., Immanuel R.J. A short review on SLM-processed Ti6Al4V composites. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. 2023;0(0). <https://doi.org/10.1177/09544089231169380>
- Piekło J., Garbacz-Klempka A., Myszkowski D., Figurski K. Numerical and experimental analysis of strength loss of 1.2709 maraging steel produced by selective laser melting (SLM) under thermo-mechanical fatigue conditions. *Materials*. 2023;16(24):7682. <https://doi.org/10.3390/ma16247682>
- Kumar S.P., Anand K., Chealvan S.H., Muthu S.K. Review on surface characteristics of components produced by direct metal deposition process. *Journal of Mechanical Engineering and Sciences*. 2022;16(4):9197–9229. <https://doi.org/10.15282/jmes.16.4.2022.05.0729>
- Zhao P., Yi Z., Liu W., Kaiyuan Z., Luo Y. Influence mechanism of laser defocusing amount on surface texture in direct metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*. 2022;312:117822. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117822>
- Li J., Alkahari M.R., Rosli N.A., Hasan R., Sudin M.N., Ramli F.R. Review of wire arc additive manufacturing for 3D metal printing. *International Journal of Automation Technology*. 2019;13(3):346–353. <https://doi.org/10.20965/ijat.2019.p0346>
- Pant H., Arora A., Gopakumar G.S., Chadha U., Saeidi A., Patterson A.E. Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023;127:4995–5011. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11623-7>
- Jackson M.A., Van Asten A., Morrow J.D., Min S., Pfefferkorn F.E. Energy consumption model for additive-subtractive manufacturing processes with case study. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. 2018;5(4):459–466. <https://doi.org/10.1007/s40684-018-0049-y>
- Pinto-Lopera J.E., Motta J.M., Absi Alfaro S.C. Real-time measurement of width and height of weld beads in GMAW processes. *Sensors*. 2016;16(9):1500. <https://doi.org/10.3390/s16091500>
- Shah A., Aliyev R., Zeidler H., Krinke S. A review of the recent developments and challenges in wire arc additive manufacturing (WAAM) process. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2023;7(3):97. <https://doi.org/10.3390/jmmp7030097>
- Lan B., Wang Y., Liu Y., Paul H., Hooper P., Hopper C., Zhang G., Zhang X., Jiang J. The influence of microstructural anisotropy on the hot deformation of wire arc additive manufactured (WAAM) Inconel718. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;823:141733. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141733>
- Svetlizky D., Das M., Zheng B., Vyatskikh A.L., Bose S., Bandyopadhyay A., Schoenung J.M., Lavernia E.J., Eliaz N. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing:

physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*. 2021;49:271–295.

<https://doi.org/10.1016/j.matmod.2021.03.020>

15. Kennedy J., Davis A., Caballero A.E. Microstructure transition gradients in titanium dissimilar alloy (Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr/Ti-6Al-4V) tailored wire-arc additively manufactured components. *Materials Characterization*. 2021;182:111577. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111577>
16. Tomar B., Shiva S., Nath T. A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances. *Materials Today Communications*. 2022;31:103739. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103739>
17. Beckert M., Klemm H. Handbuch der metallographischen Ätzverfahren. Leipzig: VEB, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie; 1966:388. (In Germ.).
18. Васин О.Е. и др. Атлас дефектов. Научно-технический сборник. Екатеринбург: Издательские решения; 2008:56.
19. Калиниченко Н.П., Васильева М.А., Радостев А.Ю. Атлас дефектов сварных соединений и основного металла: Учебное пособие. Томск: Издательство Томского политехнического университета; 2011:71.
20. Нгуен Н., Рубан А.Р. Влияние дефектов сварных швов на механические свойства корпусной стали, определяемые при статическом нагружении. *Вестник АГТУ. Серия: Морская техника и технология*. 2015;(2):14–22. Nguyen N., Ruban A.R. Influence of defects in welds on mechanical properties of steel frame specified under static loading. *Vestnik of Astrakhan State Technical University. Series: Marine engineering and Technology*. 2015;(2):14–22. (In Russ.).
21. Саркеева А.А., Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х. Влияние пор на механические свойства слоистого материала из титанового сплава ВТ6. *Письма о материалах*. 2013;3(1):12–15. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2013-1-12-15> Sarkeeva A.A., Kruglov A.A., Muxametrahimov M.X., Pore effect on mechanical properties of layered material from titanium alloy. *Letters on Materials*. 2013;3(1):12–15. (In Russ.). <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2013-1-12-15>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Александрович Манцеров, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Автоматизация машиностроения», директор Института промышленных технологий машиностроения, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: mca_9@nntu.ru

Максим Сергеевич Аносов, к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: anosov-maksim@list.ru

Юлия Сергеевна Мордовина, инженер кафедры «Технология и оборудование машиностроения», аспирант, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: ips4@nntu.ru

Михаил Алексеевич Чернигин, инженер кафедры «Технология и оборудование машиностроения», аспирант, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Sergei A. Mantserov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair “Automation of Mechanical Engineering”, Director of the Institute of Industrial Technologies of Mechanical Engineering”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: mca_9@nntu.ru

Maksim S. Anosov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: anosov-maksim@list.ru

Yuliya S. Mordovina, Engineer of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, Postgraduate, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: ips4@nntu.ru

Mikhail A. Chernigin, Engineer of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, Postgraduate, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University

E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. А. Манцеров – составление плана экспериментального исследования, научное руководство, редактирование статьи, вырезка образцов.

М. С. Аносов – научное руководство, редактирование статьи, проведение усталостных испытаний, анализ результатов усталостных испытаний, проведение наплавки образцов.

Ю. С. Мордовина – металлографический анализ, анализ изменения химического состава сплава, оформление и редактирование статьи.

М. А. Чернигин – металлографический анализ, проведение химического анализа заготовок после наплавки, оформление и редактирование статьи.

S. A. Mantserov – drawing up an experimental research plan, scientific guidance, editing the article, cutting the samples.

M. S. Anosov – scientific guidance, editing the article, conducting fatigue tests, analyzing the results of fatigue tests, conducting surfacing on the samples.

Yu. S. Mordovina – performing metallographic analysis, analyzing changes in the alloy chemical composition, designing and editing the article.

M. A. Chernigin – conducting metallographic analysis and chemical analysis on the billets after surfacing, designing and editing the article.

Поступила в редакцию 06.04.2024

После доработки 22.04.2024

Принята к публикации 23.10.2024

Received 06.04.2024

Revised 22.04.2024

Accepted 23.10.2024



УДК 669.046:533.9

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-702-709

Оригинальная статья
Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОКОМПЗИТА НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ – НИЗКОУГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ

В. И. Данилов¹✉, Д. В. Орлова¹, Г. В. Шляхова¹,
Ю. П. Миронов¹, Е. Д. Петрова²

¹ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Санкт-Петербургский государственный морской технический университет (Россия, 190121, Санкт-Петербург, ул. Лощманская, 3)

✉ dvi@ispms.tsc.ru

Аннотация. Предмет изучения – металлический композит, полученный электродуговой наплавкой в аргоне коррозионностойкой стали на низкоуглеродистую сталь. Наплавлялась порошковая хромоникелевая сталь с повышенным относительно традиционного состава содержанием кремния и молибдена. В настоящей работе исследованы элементный и структурно-фазовый составы, а также механические свойства обоих компонентов материала и композита в целом в исходном состоянии и после отжига при 680 °С в течение 3 ч. Основная часть коррозионностойкого компонента является двухфазной аустенитно-ферритной смесью с соотношением 65 % ГЦК-фазы и 30 % ОЦК-фазы. Материал обладает высокой микротвердостью (более 4000 МПа). Наибольшая микротвердость (4550 МПа) наблюдается в узком слое наплавленного металла шириной 25 мкм, где фазовый состав представлен мартенситом (ОЦК), а аустенит отсутствует. Переход через границу в углеродистую сталь сопровождается уменьшением микротвердости до 1225 МПа. Здесь вблизи линии сплавления образовалась обезуглероженная зона шириной 180 мкм. Сформировавшееся неравновесное напряженно-деформированное состояние композита привело к низкой прочности, малой пластичности и хрупкому разрушению наплавленного слоя при испытании на растяжение. После отжига микроструктура коррозионностойкого компонента стала более однородной по размерам как аустенитных, так и ферритных структурных элементов. В результате этих преобразований снизились внутренние напряжения и уменьшилась микротвердость до 3100 МПа. В то же время увеличилась ширина обезуглероженной зоны в основном металле. Все эти изменения привели к тому, что, хотя напряжение разрушения при растяжении отожженного материала увеличилось на 8 %, а деформация до разрыва – на 27 %, однако характер разрушения остался хрупким и разрыв по-прежнему происходит по наплавленному слою. Это определяется аустенитно-ферритным фазовым составом нержавеющей стали, который, в свою очередь, задается химическим составом наплавляемого материала.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, композит коррозионностойкая сталь – углеродистая сталь, микроструктура, микротвердость, фазовый состав, механические свойства, отжиг

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН с использованием оборудования ЦКП «Нанотех», тема № FWRW-2021-0011.

Для цитирования: Данилов В.И., Орлова Д.В., Шляхова Г.В., Миронов Ю.П., Петрова Е.Д. Исследование структурно-фазового состава и механических свойств металлокомпозита нержавеющей стали – низкоуглеродистая сталь. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):702–709. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-702-709>

STRUCTURAL-PHASE COMPOSITION AND MECHANICAL PROPERTIES OF STAINLESS STEEL – LOW CARBON STEEL METAL COMPOSITE

V. I. Danilov¹✉, D. V. Orlova¹, G. V. Shlyakhova¹,
Yu. P. Mironov¹, E. D. Petrova²

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

² Saint-Petersburg State Marine Technical University (3 Lotsmanskaya Str., St. Petersburg 190121, Russian Federation)

✉ dvi@ispms.tsc.ru

Abstract. The subject of the study is a metal composite obtained by electric arc surfacing in argon of corrosion-resistant steel on low-carbon steel. Powdered chromium-nickel steel was deposited with an increased content of silicon and molybdenum relative to the traditional composition. In this work, we studied the elemental and structural-phase compositions, as well as the mechanical properties of both components of the material and the composite as a whole in the initial state and after annealing at 680 °C for 3 h. The main part of the corrosion-resistant component is a two-phase austenitic-ferritic mixture with a ratio of 65 % HCC phase and 30 % BCC phase. The material has high microhardness (more than 4000 MPa). The highest microhardness (4550 MPa) is observed in a narrow strip of deposited metal with a width of 25 μm, where the phase composition is represented by martensite (BCC), and austenite is absent. The transition across the boundary into carbon steel is accompanied by a decrease in microhardness to 1225 MPa. Here, a decarbonized zone with a width of 180 μm was formed near the fusion line. The resulting non-equilibrium stress-strain state of the composite led to low strength, low plasticity and brittle fracture of the deposited layer during tensile testing. After annealing, microstructure of the corrosion-resistant component became more uniform in size of both austenitic and ferritic structural elements. As a result of these transformations, internal stresses decreased and microhardness decreased to 3100 MPa. At the same time, the width of the decarbonized zone in the base metal increased. All these changes led to the fact that, although the tensile stress of the annealed material increased by 8 %, and the deformation to rupture – by 27 %, however, nature of the fracture remained brittle and rupture still occurs along the deposited layer. This is determined by the austenitic-ferritic phase composition of the stainless component, which, in turn, is determined by chemical composition of the deposited material.

Keywords: electric arc surfacing, corrosion-resistant steel – carbon steel composite, microstructure, microhardness, phase composition, mechanical properties, annealing

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS using the equipment of the Nanotech Center of Collective Use, topic No. FWRW-2021-0011.

For citation: Danilov V.I., Orlova D.V., Shlyakhova G.V., Mironov Yu.P., Petrova E.D. Structural-phase composition and mechanical properties of stainless steel – low carbon steel metal composite. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):702–709.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-702-709>

ВВЕДЕНИЕ

Жесткие и противоречивые требования к материалам в специальном машиностроении, химической, атомной, электротехнической и электронной отраслях часто не позволяют использовать существующие однородные металлы и сплавы. Этот фактор привел к появлению и развитию слоистых металлических композиционных материалов. Используемые в машиностроении слоистые металлокомпозиции сочетают высокую конструктивную прочность, коррозионную стойкость, жаропрочность, хорошую свариваемость при относительно невысокой стоимости. В широкомасштабном промышленном производстве слоистые металлические композиции производят в виде листов, труб, лент и прутков методами литья с последующей совместной горячей прокаткой компонентов [1 – 4]. Если потребность ограничена сравнительно небольшими сериями, то предпочтительно применение различного рода защитных покрытий: газо-термических, ионно-плазменных диффузионных, гальванических и пр. [5 – 8].

Наиболее широкое распространение в машиностроении, химической и атомной промышленности получили

слоистые композиты, где основным металлом является низкоуглеродистая или низколегированная сталь, а в качестве плакирующего слоя используются коррозионно-стойкие стали, медь, никель, титан и другие металлы и сплавы. Выбор такого типа комбинаций металлов обусловлен тем, что основной слой должен обеспечивать необходимые прочностные характеристики композита, а плакирующий слой – устойчивость к воздействию агрессивных сред. Наиболее доступный метод получения подобных композитов – электродуговая наплавка плавящимся аустенитным электродом на низколегированную углеродистую сталь [9]. Этот способ позволяет наносить слои плакирующего металла с нужными физико-механическими свойствами и геометрическими параметрами. Эффективно при этом использование порошковых электродов [10; 11]. Технологически названный способ реализуется на стандартных сварочных автоматах и полуавтоматах, причем могут быть использованы хорошо известные режимы [12].

Однако при получении подобных металлокомпозиций остаются проблемы, связанные с остаточными напряжениями, анизотропией и образованием пор. Как известно, при наплавке или сварке плакирующий слой

приобретает либо литую структуру (при однослойной наплавке), либо структуру металла, подвергнутого в отдельных зонах дополнительной термической обработке при последующих нагревах (при многопроходной наплавке). При наплавке коррозионностойких сталей на углеродистую сталь в зоне сплавления могут формироваться мартенситные или аустенитно-ферритные структуры в зависимости от содержания и диффузии углерода [13 – 15]. При недостаточном содержании никеля и хрома металл наплавки может иметь вторичную аустенитно-мартенситную структуру [12]. Образование таких структур с неизбежностью приводит к формированию сложного напряженного состояния в зоне контакта и вблизи нее. Кроме того, на напряженно-деформированное состояние биметалла большое влияние оказывает объем перемешивания основного и наплавляемого металлов. Все эти факторы в конечном счете определяют эксплуатационные свойства слоистого композита в целом.

Целью настоящей работы являлась аттестация структуры и напряженно-деформированного состояния слоистого композита коррозионностойкая сталь – низкоуглеродистая сталь, полученного электродуговой наплавкой, и подбор параметров термической обработки для улучшения конструктивной прочности исследуемого материала.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Предмет исследования – металлокомпозит, полученный автоматической электродуговой наплавкой в среде аргона в два прохода плавающим порошковым электродом на пластину углеродистой стали 20 стандартного состава по ГОСТ 1050 – 88 [16]. Диаметр электрода 1,5 мм, толщина пластины 8 мм, ширина наплавленного валика 20 мм, высота валика в среднем 10 мм. Химический состав порошкового электрода следующий, мас. %: ≤0,12 С; ~18,0 Cr; ~1,0 Mn; ~5,0 Si; ~9,0 Ni; ~1,0 Mo; ~0,2 Ti; <0,04 S; <0,04 P; остальное – железо. При наплавке для предотвращения растрескивания пластина подогревалась примерно до 300 °С.

Для механических испытаний из полученной заготовки электроэрозионным способом вдоль оси валика была вырезана серия образцов типа «dog bone».

Вид образца и схема измерения микротвердости и аттестации структурно-фазовых характеристик показаны на рис. 1. Размеры рабочей части образца 40×6×2 мм. На рабочем поле образца доли наплавки и основного металла были примерно одинаковы. Часть подготовленных образцов были отожжены в вакууме при температуре 680 °С в течение 3 ч, охлаждение с печью (исходное состояние образцов (без термической обработки) обозначается состояние 1, а состояние после отжига – состояние 2). Для исследования структуры образцов были приготовлены шлифы согласно РД 24.200.04 – 90. Анализ шлифов проводился с ис-

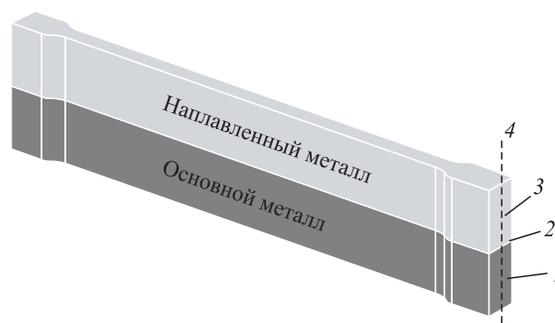


Рис. 1. Образец металлокомпозита для механических испытаний и определения структурно-фазовых характеристик: 1 – основной металл; 2 – линия сплавления; 3 – наплавленный металл; 4 – линия измерения микротвердости и аттестации структурно-фазовых характеристик

Fig. 1. A sample of metal composite for mechanical testing and determination of structural and phase characteristics: 1 – base metal; 2 – fusion line; 3 – deposited metal; 4 – line for measuring microhardness and certification of structural and phase characteristics

пользованием микроскопа Neophot-21. Элементный состав наплавки и основного металла определяли на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Zeiss, Germany), микротвердость – на микротвердомере ПМТ-3 (нагрузка на индентор 1 Н), а фазовый состав – на дифрактометре ДРОН 8 (медное излучение).

Испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре проводились на машине Walter + Bai AG (модель LFM-125) со скоростью перемещения траверсы 0,2 мм/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2, а представлена макроструктура образца металлокомпозита в состоянии 1. Четко выделяется сильно травящаяся граница сплавления. Наплавленный металл имеет слоистое строение с хорошо различимыми границами (рис. 2, а). Нумерация слоев ведется от границы сплавления, размеры слоев приведены в табл. 1.

Слой I расположен в непосредственной близости от линии сплавления, где наплавка претерпела наибольшие структурные и фазовые изменения. Травимость материала в этом слое понижена, поэтому он выглядит как бесструктурный. Формирование таких областей «белых зон» характерно для сварных соединений высо-

Таблица 1. Слои наплавленного металла

Table 1. Layers of deposited metal

Состояние образца	Толщина слоев, мм			
	I	II	III	IV
Исходное (1)	0,025	1,50	1,35	1,25
После отжига (2)	0,050	1,10	1,90	1,30

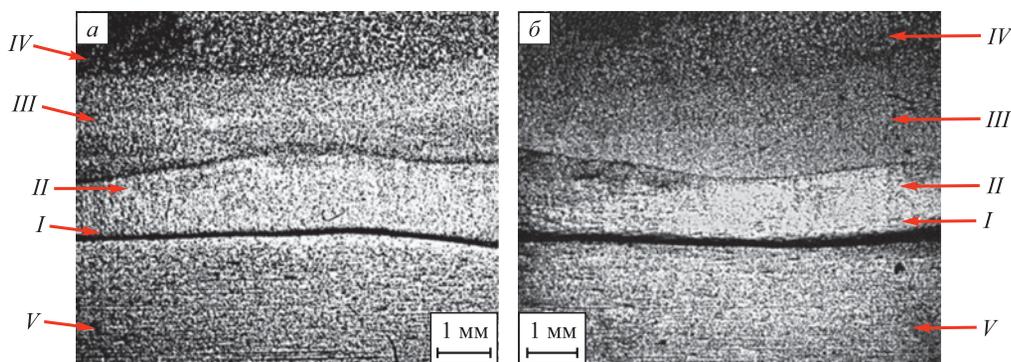


Рис. 2. Макроструктурное изображение металлокомпозиата:
a – исходное состояние; *б* – состояние после отжига; *I*–*IV* – слои наплавленного металла; *V* – основной металл

Fig. 2. Macrostructural image of the metal composite:
a – initial state; *б* – state after annealing; *I*–*IV* – layer of deposited metal; *V* – base metal

колегированных коррозионноустойчивых сталей с углеродистыми. Авторы работ [17 – 19] утверждают, что такие зоны имеют мартенситную структуру. Визуально на макроструктурном изображении (рис. 2, *a*) слои *II* и *III* выглядят одинаково, хотя разделены четко видимой границей.

Микроструктурные исследования показали, что в состоянии *I* наплавленный металл имеет литую структуру, где размер и морфология структурных элементов различны в указанных выше слоях *II*–*IV* (рис. 3, *a*). В слоях *II* и *III* строение наплавленного металла дендритное с темными междендритными прослойками. Вблизи границы между слоями *I* и *II* дендриты превращаются в полиэдрические зерна, а междендритные прослойки – в межзеренные границы. Граница слоя *I* на рис. 3 показана красной штриховой линией. По мере приближения к границе слоя *III* толщина междендритных прослоек увеличивается. Поперечные размеры дендритов уменьшаются, внутри них появляются темные частицы. В целом в слое *III* дендритное строение наиболее четко выражено и относительно однородно. Структура слоя *IV* неоднородная. Поперечные размеры дендритов могут отличаться друг от друга в несколько раз. Темные промежутки между ними ориентированы в пространстве и, по-видимому, имеют отличный от самих дендритов фазовый состав.

Как видно на рис. 2, *a* и рис. 3, *a*, макро- и микроструктура основного металла (слой *V*) в целом без особенностей. Микроструктура соответствует структуре углеродистой качественной стали 20 и представлена полиэдрическими зёрнами феррита с небольшим количеством перлита (рис. 3, *a*). В исходном состоянии *I* средний размер зерен составил 21 ± 5 мкм, что соответствует $8 \div 9$ номеру зерна. Существенные изменения структура основного металла претерпела вблизи линии сплавления. Здесь сформировалась обезуглероженная зона (dC), в которой перлит отсутствует. Ширина этой зоны 180 мкм (на рис. 3 ее граница показана желтой штриховой линией).

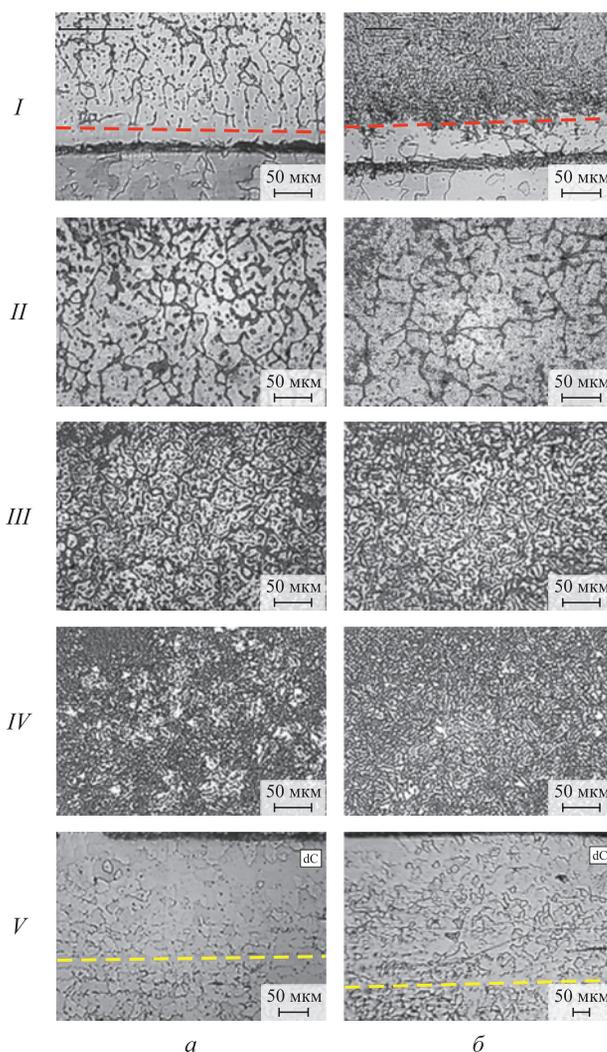


Рис. 3. Микроструктура в слоях *I*–*IV* наплавленного металла и основного металла *V*:
a – исходное состояние *1*; *б* – состояние после отжига *2*;
dC – обезуглероженная зона основного металла

Fig. 3. Microstructure in layers *I*–*IV* of the deposited metal and base metal *V*:
a – initial state *1*; *б* – state after annealing *2*;
dC – decarburized zone of the base metal

В соответствии со структурными особенностями слоев изменяется микротвердость композита (рис. 4, кривая 1). Видно, что микротвердость наплавленного металла более чем в два раза выше, чем основного (примерно 4000 и 1700 МПа соответственно). При этом микротвердость нетравящегося слоя I максимальна – 4550 МПа. Затем к середине слоя II микротвердость снижается и вновь начинает возрастать, достигая в слое III номинального значения – примерно 4000 МПа. На границе сплавления микротвердость составляет 2550 МПа, а ее минимальное значение 1225 МПа соответствует обезуглероженной зоне (dC) основного металла.

Структурные особенности слоев наплавленного металла и характер распределения микротвердости связаны с изменениями фазового состава. На рис. 5 показана дифрактограмма, полученная для основной части наплавленного металла (зависимость 1). Видно, что присутствуют две основные фазы: ГЦК и ОЦК. На наибольшем удалении от границы сплавления (слой IV) превалирует ГЦК-фаза: ~65 % (аустенит). Содержание ОЦК-фазы не более 30 %. Тетрагональных искажений в ней не наблюдается, то есть это феррит. На рис. 3, а в слое IV светлые структурные элементы, очевидно, аустенит, а темные ориентированные – феррит. Оставшиеся примерно 5 % объема представлены комплексом низкосимметричных фаз, силицидами и карбидами. Фазовый анализ на границе сплавления показал, что в слое I, наоборот, превалирует ОЦК-фаза, аустенита осталось не более 5 % по объему, причем он сильно текстурирован. Уменьшилось и количество низкосимметричных фаз примерно до 2 %. Основной металл, как и следовало ожидать, представлен ОЦК-фазой. Однако у границы сплавления пики 220 имеют значительное

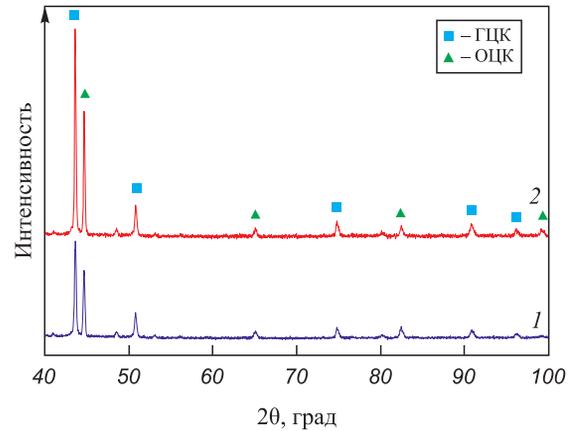


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы наплавленного слоя в исходном состоянии (1) и в состоянии после отжига (2)

Fig. 5. X-ray diffraction patterns of the deposited layer in initial state (1) and after annealing (2)

уширение, что, вероятно, связано как с тетрагональными искажениями решетки, так и с действием внутренних напряжений. Этот факт согласуется с данными работ [17; 18] о мартенситном строении нетравящейся полосы у границы сплавления.

Описанные особенности структурно-фазового состояния и распределения микротвердости обусловлены диффузионным перераспределением углерода и легирующих элементов вблизи линии сплавления (основной металл и наплавленный металл). Об этом свидетельствуют результаты элементного анализа (табл. 2).

В слоях III и IV наплавленного металла содержание легирующих элементов фактически совпадает с химическим составом порошкового электрода. Если воспользоваться понятиями $Cr_{эКВ}$, $Ni_{эКВ}$ и структурной диаграммой А. Шеффлера для хромоникелевых нержавеющих сталей [20], то становится понятным двухфазное строение слоев III и IV. Согласно этой диаграмме ГЦК-фаза является аустенитом, а ОЦК-фаза – ферритом. В слое II количество никеля уменьшается в три раза, кремния – почти в два раза, хрома – тоже в два раза. В результате фазовый состав представлен мартенситом и аустенитом, что согласуется с данными микроструктурных исследований. Наконец, в слое I, где содержание хрома и кремния меньше в три раза, а никеля 5,5 раза, присутствует только мартенсит, что соответствует и данным

Таблица 2. Элементный состав наплавленного металла

Table 2. Chemical composition of the deposited metal

Слой металла	Содержание легирующих элементов, мас. %			
	Si	Cr	Mn	Ni
III – IV	5,4	15,3	1,3	10,3
II	3,3	7,6	1,6	3,6
I	1,8	5,2	1,5	1,8

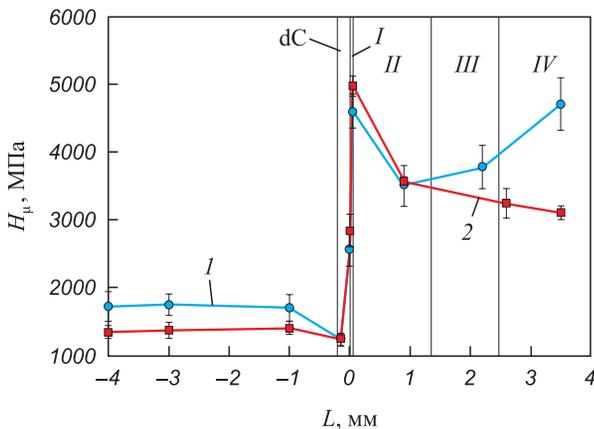


Рис. 4. Микротвердость в разных слоях металлокомпозита в исходном состоянии (1) и в состоянии после отжига (2): I – IV – слои наплавленного металла; dC – обезуглероженная зона основного металла

Fig. 4. Microhardness in different layers of the metal composite in initial state (1) and after annealing (2): I – IV – numbers of layers of deposited metal; dC – decarburized zone of the base metal

микроструктурных исследований, и рентгеновской дифрактометрии.

Представленные результаты исследования структуры, микротвердости, рентгеновской дифрактометрии и элементного анализа в исходном состоянии *I* свидетельствуют о высокой неоднородности напряженно-деформированного состояния материала, что отразилось на конструктивной прочности композита. На рис. 6 (кривая *1*) показана деформационная кривая одноосного растяжения. Видно, что материал демонстрирует низкую пластичность, нехарактерную ни для углеродистой, ни для нержавеющей сталей. После достижения деформации $\epsilon = 3,6\%$ происходит разрушение наплавленного слоя. Возникла трещина, пересекающая весь наплавленный слой. Раскрытие трещины достигает 1 мм. Из диаграммы видно, что рассчитанное на полное сечение композиционного образца напряжение падает от 554,2 до 219,5 МПа. Слой основного металла не разрушается и продолжает пластически деформироваться. Площадь оставшегося неразрушенным сечения образца составляет 6,33 мм², поэтому действующее в нем напряжение равно напряжению во всем образце в момент образования трещины. Это указывает на хрупкий характер разрушения наплавленного слоя. Низкая вязкость разрушения наплавленного слоя может быть связана с высокими внутренними напряжениями. Устранить неблагоприятную ситуацию можно отжигом композита, который, как указано выше, был выполнен в течение 3 ч при температуре 680 °С.

Макроструктурное изображение отожженного материала (рис. 2, б) показывает, что в целом слоистое строение наплавленного металла сохранилось, однако граница между слоями *III* и *IV* сильно размыта. Увеличилась и ширина слоя *I* до 50 мкм (табл. 1). Слой *I* по-прежнему не травится (рис. 3, б). Прилегающий к нему слой *II*, как и в исходном состоянии *I*, имеет зеренное строение, плавно переходящее в дендритное.

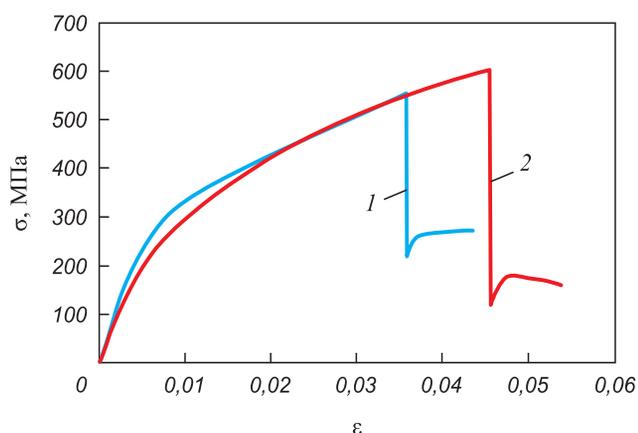


Рис. 6. Диаграммы нагружения композита в исходном состоянии (*1*) и в отожженном состоянии (*2*)

Fig. 6. Loading curves for the composite in initial state (*1*) and after annealing (*2*)

Эволюция микроструктуры по мере продвижения от слоя *II* к слою *III* происходит так же, как и в исходном состоянии. Дендритное строение слоя *III* в исходном и отожженном состояниях одинаковы, но микроструктура слоя *IV* претерпела существенные изменения (рис. 3, а, б). Микроструктура более однородна по размерам светлых аустенитных структурных элементов, а темные ферритные увеличились по толщине и потеряли преимущественную ориентацию.

Распределение микротвердости композита после отжига (состояние *2*) представлено на рис. 4, зависимость *2*. Видно, что наибольшие изменения произошли в слое *IV*, где микротвердость уменьшилась от 4700 до 3100 МПа. В слое *I* микротвердость, наоборот, увеличилась на 400 МПа по сравнению с исходным состоянием, а в основном металле она незначительно уменьшилась. При этом следует отметить, что в отожженном состоянии микротвердость обезуглероженной зоны не изменилась, но ширина этой зоны увеличилась примерно до 500 мкм.

Фазовый состав в слоях *III* и *IV* (рис. 5, б) после отжига не изменился. Присутствуют аустенит, феррит и менее 5 % низкосимметричных фаз. Ширина на половине высоты основных линий фаз ОЦК и ГЦК уменьшилась по сравнению с исходным состоянием, что говорит о снижении уровня внутренних напряжений второго рода. Кроме того, в слое *I* после отжига существенно (примерно до 2 %) уменьшилось содержание ГЦК-фазы и количество низкосимметричных фаз, которое составляет менее 2 %. Основной металл после отжига представлен более совершенной ОЦК-фазой, что свидетельствует об отсутствии упругих искажений.

Таким образом, наплавленный металл, граница сплавления и композит в целом находятся в более равновесном напряженно-деформированном состоянии, что благоприятно сказалось на конструктивной прочности материала. Кривая *2* на рис. 6 демонстрирует, что хотя наплавленный металл разрушается по-прежнему хрупко, напряжение, при котором это происходит, увеличилось до 603 МПа, а относительное удлинение – до 4,56 %.

Выводы

Исследования полученного электродуговой наплавкой в аргоне композита нержавеющей сталь – низкоуглеродистая конструкционная сталь показали, что коррозионноустойчивый компонент имеет двухфазное аустенитно-ферритное строение. Структура этого компонента дендритная, элементный состав соответствует составу электродной проволоки. Ферритная составляющая находится в междендритных прослойках. По мере приближения к границе сплавления дендритная структура переходит в зеренную, а количество ГЦК-фазы уменьшается до нуля. При этом содержание легирующих элементов снижается в 3 – 5 раз, и в результате на

расстоянии нескольких микрометров от границы сплавления структура становится мартенситной. В целом наплавленный слой обладает повышенными твердостью и хрупкостью из-за высоких внутренних напряжений. Отжиг при 680 °С в течение 3 ч позволяет улучшить микроструктуру наплавленного слоя, снизить твердость и увеличить относительное удлинение до разрушения. Однако композит по-прежнему остается хрупким.

При электродуговой наплавке коррозионностойкой стали рассматриваемого состава на низкоуглеродистую сталь 20 формируется беспористый слой, прочно соединенный с основным металлом. Однако он имеет аустенитно-ферритный фазовый состав с высокими внутренними напряжениями, поэтому под нагрузкой разрушается хрупко. Причиной такого состояния материала является повышенное содержание кремния и молибдена в наплавляемой порошковой проволоке по сравнению с традиционным для хромоникелевых нержавеющей сталей. Отжиг снимает внутренние напряжения в наплавленном слое, но не решает окончательно проблемы хрупкости композита.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Голованенко С.А., Меандров Л.В. Производство биметаллов. Москва: Металлургия; 1966:297.
2. Dhib Z., Guermazi N., Gaspérini M., Haddar N. Cladding of low-carbon steel to austenitic stainless steel by hot-roll bonding: Microstructure and mechanical properties before and after welding. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;656:130–141. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.088>
3. Hu K., Xia Y., Zhu F., Noda N.A. Evaluation of thermal breakage in bimetallic work roll considering heat treated residual stress combined with thermal stress during hot rolling. *Steel Research International*. 2017;89(4):1700368. <http://doi.org/10.1002/srin.201700368>
4. Mittler T., Greb T., Feistle M., Krinninger M., Hofmann U., Riedle J., Golle R., Volk W. Fabrication and processing of metallurgically bonded copper bimetal sheets. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019;263:33–41. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.008>
5. Хокинг М., Васантакри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства и применение / Под ред. Р.А. Андриевского. Москва: Мир; 2000:518.
6. Хмелевская В.Б., Мосейко Е.С., Ольховик Е.О. Исследование упрочнения деталей судового валопровода методом покрытия плазменным напылением с ультразвуковой обработкой. *Вестник государственного университета морского и речного флота им. адмирала С.О. Макарова*. 2013;(3):81–87.
Khmelevskaya V.B., Moseiko E.S., Ol'khovik E.O. Study of strengthening of ship propeller parts by plasma spray coating with ultrasonic treatment. *Vestnik gosudarstvennogo universiteta morskogo i rechnogo flota im. admirala S.O. Makarova*. 2013;(3):81–87. (In Russ.).
7. Monceau D., Oquab D., Estournes C., Boidot M., Selezneff S., Ratel-Ramond N. Thermal barrier systems and multi-layered coatings fabricated by spark plasma sintering for the protection of Ni-base superalloys. *Materials Science Forum*. 2010;654–656:1826–1831. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.1826>
8. Gotz W., Heinisch T. Leyendecker: Steckverbinder – Hohe Zuverlässigkeit bei reduziertem Edelmetalleinsatz. *Galvanotechnik*. 2003;4(9):2139–2140. (In Germ.).
9. Bandyopadhyay A., Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2018;129:1–16. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2018.04.001>
10. Козырев Н.А., Кибко Н.В., Уманский А.А., Титов Д.А. Повышение качества наплавленного слоя прокатных валков за счет оптимизации состава порошковых проволок. *Сварочное производство*. 2017;(7):29–34.
Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A. Improving the quality of deposited layer of rolling rolls by optimizing the composition of flux-cored wires. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2017;7:29–34. (In Russ.).
11. Усольцев А.А., Козырев Н.А., Башенко Л.П., Крюков Р.Е., Жуков А.В. Разработка порошковой проволоки системы Fe–C–Si–Mn–Cr–W–V с присадками углеродфторсодержащего материала и титана. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(4):403–409. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-4-403-409>
Usol'tsev A.A., Kozyrev N.A., Bashchenko L.P., Kryukov R.E., Zhukov A.V. Development of flux-cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–W–V system with additives of carbon-fluorine-containing material and titanium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(4):403–409. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-4-403-409>
12. Сидоров В.П., Мельзитдинова А.В. Методика определения требований к точности параметров сварки. *Сварка и диагностика*. 2014;(3):10–13.
Sidorov V.P., Mel'zitdinova A.V. Methodology for determining the requirements for welding parameters accuracy. *Svarka i diagnostika*. 2014;(3):10–13. (In Russ.).
13. Бороненков В.Н., Коробов Ю.С. Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Изд. Урал. ун-та; 2012:268.
14. Зернин Е.А., Петрова Е.Д., Данилов В.И., Шляхова Г.В. Структура и свойства металла, наплавленного порошковой проволокой в потоке плазмы. *Сварка и диагностика*. 2024;(2):28–33. https://doi.org/10.52177/2071-5234_2024_02_28
Zernin E.A., Petrova E.D., Danilov V.I., Shlyakhova G.V. Structure and properties of a metal deposited by a powder wire in a plasma stream. *Svarka i diagnostika*. 2024;(2):28–33. (In Russ.). https://doi.org/10.52177/2071-5234_2024_02_28
15. Wielage B., Pokhmurska H., Student M., Gvozdeckii V., Stupnyckyj T., Pokhmurskii V. Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures. *Surface & Coatings Technology*. 2013; 220:27–35. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.12.013>
16. Стали и сплавы. Марочник: Справ. изд. / В.Г. Сорокин и др. Москва: Интернет Инжиниринг; 2001:608.

17. Плакирование стали взрывом / Под ред. А.С. Гельмана, А.Д. Чудновского, Б.Д. Цемаховича, И.Л. Харина. Москва: Машиностроение; 1978:191.
18. Трудов А.Ф., Трыков Ю.П., Клочков С.В., Донцов Д.Ю., Войнов М.О. Влияние термообработки на структурно-механическую неоднородность сваренного взрывом биметалла Ст.3+12X18N10Т. *Деформация и разрушение материалов*. 2009;(12):41–44.
Trudov A.F., Trykov Yu.P., Klochkov S.V., Dontsov D.Yu., Voinov M.O. The effect of heat treatment on the structural and mechanical heterogeneity of explosion-welded bimetal St.3+12Kh18N10T. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2009;12:41–44. (In Russ.).
19. Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Ли Ю.В., Зуев Л.Б. Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь – нержавеющая сталь. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(4):300–305.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-300-305>
Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Bochkareva A.V., Li Yu.V., Zuev L.B. Study of the structure of bimetal construction carbon steel – stainless steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(4):219–223. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-300-305>
20. Schaeffler M. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*. 1949;56:680–681.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Владимир Иванович Данилов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-5741-7574

E-mail: dvi@ispms.ru

Дина Владимировна Орлова, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0068-2542

E-mail: dvo@ispms.ru

Галина Витальевна Шляхова, к.т.н. научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9578-2989

E-mail: shgv@ispms.ru

Юрий Петрович Миронов, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-2351-3592

E-mail: myp@ispms.ru

Екатерина Дмитриевна Петрова, ассистент кафедры сварки судовых конструкций, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет

ORCID: 0009-0002-2302-8359

E-mail: petrowa.ket@yandex.ru

Vladimir I. Danilov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-5741-7574

E-mail: dvi@ispms.ru

Dina V. Orlova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0068-2542

E-mail: dvo@ispms.ru

Galina V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS

ORCID: 0000-0001-9578-2989

E-mail: shgv@ispms.ru

Yurii P. Mironov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS

ORCID: 0000-0002-2351-3592

E-mail: myp@ispms.ru

Ekaterina D. Petrova, Assistant of the Chair of Welding of Ship Structures, Saint-Petersburg State Marine Technical University

ORCID: 0009-0002-2302-8359

E-mail: petrowa.ket@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. И. Данилов – идея работы, научное руководство, написание окончательного варианта рукописи.

Д. В. Орлова – анализ и обсуждение экспериментальных результатов, написание первичного варианта рукописи.

Г. В. Шляхова – проведение металлографических исследований, описание структур композита.

Ю. П. Миронов – проведение рентгеновских исследований, описание фазового состава материала.

Е. К. Петрова – выполнение наплавки по заданным режимам, получение композита.

V. I. Danilov – formation of the article main concept, scientific guidance, revising and writing the article final version.

D. V. Orlova – analysis and discussion of experimental results, writing the article draft version.

G. V. Shlyakhova – carrying out metallographic studies, describing composite structures.

Yu. P. Mironov – carrying out X-ray studies, describing the material phase composition.

E. K. Petrova – performing surfacing in specified modes, obtaining a composite.

Поступила в редакцию 13.08.2024

После доработки 05.09.2024

Принята к публикации 20.09.2024

Received 13.08.2024

Revised 05.09.2024

Accepted 20.09.2024



УДК 621.791.927.5

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-710-715



Оригинальная статья
Original article

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

А. В. Колубаев, О. В. Сизова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

✉ ovs@ispms.tsc.ru

Аннотация. В работе исследовались микроструктура и механические свойства износостойких покрытий, нанесенных способом газотермического напыления с нагревом металла до жидкого состояния и последующим его распылением газовой струей. Газотермическое напыление в настоящее время все чаще выступает альтернативой различным методам наплавки из-за высоких затрат на расходные материалы, сложность обслуживания и обеспечения безопасности при выполнении ремонта. С помощью этого способа можно надежно решать разнообразные технологические задачи, к которым относятся: напыление износостойких, антифрикционных и коррозионностойких покрытий; алитирование напылением (повышение жаростойкости); наращивание размеров изделий; наплавка и пайка; устранение литейных дефектов; изготовление пресс-форм и др. Авторы исследовали триботехнические свойства штока виброгасителя железнодорожного вагона с нанесенными на рабочую поверхность упрочняющих поверхностных слоев способами газотермического напыления стали 40X13 и гальванического хромирования. Изучали строение и толщину покрытий, распределение микротвердости в зоне покрытия – подложка, а также особенности разрушения покрытий при одинаковых условиях испытаний. Критерием для сравнения износостойкости покрытий является время работы образцов до начала разрушения покрытия. Износ роликов определялся по изменению диаметра, а колодок – по глубине и ширине канавок, образовавшихся на их поверхности за время проведения эксперимента. Покрытие, нанесенное на шток виброгасителя распылением проволоки из стали 40X13, обладает высокой износостойкостью в условиях граничного трения со смазкой и способно быть альтернативой гальваническому хромоому покрытию. Высокая износостойкость покрытия позволяет рекомендовать его для восстановления размеров изношенных деталей и повышения долговечности новых, а также для замены специальных антифрикционных подшипниковых сплавов.

Ключевые слова: конструкционная сталь, размерный дефект, износостойкое покрытие, газотермическое напыление, триботехнические свойства, трение скольжения

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, номер темы FWRW 2021-0006.

Для цитирования: Колубаев А.В., Сизова О.В. Структура и свойства покрытий, полученных способом газотермического напыления. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):710–715. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-710-715>

STRUCTURE AND PROPERTIES OF COATINGS OBTAINED BY GAS-THERMAL SPRAYING

A. V. Kolubaev, O. V. Sizova

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ ovs@ispms.tsc.ru

Abstract. The authors investigated the microstructure and mechanical properties of wear-resistant coatings applied by the method of gas-thermal spraying with heating of the metal to a liquid state and its subsequent spraying with a gas jet. Nowadays, thermal spraying is increasingly an alternative to various methods of surfacing due to the high costs of consumables, the complexity of maintenance and safety during repairs. By this method, it is possible to reliably solve a variety of technological tasks, which include spraying of wear-resistant, antifriction and corrosion-resistant coatings; alitizing by spraying (increasing heat resistance); increasing the size of products; surfacing and soldering; elimination of casting defects; manufacture of molds, etc. The tribotechnical properties of the vibration damper rod of a railway carriage with reinforcing surface layers applied to the working surface by methods of gas-thermal spraying with 40Kh13 steel and galvanic chromium plating were investigated. Structure and thickness of the coatings, microhardness distribution in the coating-substrate zone, as well as the features of the coatings destruction under the same test conditions were studied. The criterion for comparing the coatings' wear resistance was the operating time of the samples before

the beginning of the coating destruction. Wear of the rollers was determined by the change in diameter, and wear of the pads – by the depth and width of the grooves formed on their surface during the experiment. The coating applied to the vibration damper rod by spraying 40Kh13 steel wire has high wear resistance in conditions of boundary friction with grease and can be an alternative to electroplated chrome coating. The high wear resistance of the coating makes it possible to recommend it for restoring the dimensions of worn parts and increasing the durability of new ones, as well as for replacing special anti-friction bearing alloys.

Keywords: structural steel, dimensional defect, wear-resistant coating, thermal spraying, tribotechnical properties, sliding friction

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, project No. FWRW 2021-0006.

For citation: Kolubaev A.V., Sizova O.V. Structure and properties of coatings obtained by gas-thermal spraying. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):710–715. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-710-715>

ВВЕДЕНИЕ

Традиционным материалом для изготовления деталей механизмов и аппаратов являются конструкционные стали различного химического состава. В процессе эксплуатации таких деталей в условиях трения рабочих поверхностей изменяются их геометрические размеры и, как следствие, наблюдаются нарушения режимов работы механизмов и возникают опасные ситуации. Интенсивность процесса изнашивания зависит от ряда факторов: химического состава стали, ее эксплуатационных характеристик, нагрузки и скорости скольжения рабочей поверхности по контртелу. Важной задачей современного машиностроительного производства является создание научно обоснованного комплекса мероприятий по разработке технологий восстановления рабочих поверхностей работающих деталей машин и инструментальной оснастки. Одним из наиболее перспективных является способ газотермического восстановления изношенной поверхности путем нанесения металлических, неметаллических и комбинированных покрытий при нагреве исходного материала до жидкого или пластического состояния и его распыления газовой струей. К этому способу относятся ранее известный процесс металлизации распылением и аналогичные ему процессы напыления различных материалов. Процесс напыления состоит из нескольких стадий. Первые стадии обеспечивают распыление исходных материалов, а на последней стадии происходит их осаждение на мишень.

Процессы, протекающие при газотермическом напылении материалов, характеризуются определенными термодинамическими и аэродинамическими особенностями [1]. Эти особенности имеют практическое значение, так как именно они определяют качество слоя напыленного материала, его эксплуатационные возможности [2 – 9].

Процесс газотермического напыления (ГНТ) состоит из четырех стадий, непрерывно следующих одна за другой: расплавление исходного материала в количестве, необходимом для его непрерывного и бесперебойного распыления; распыление расплава на мелкие частицы струями сжатого воздуха или других газов; образование направленного потока (факела) частиц

расплавленных и распыленных материалов, которые под действием струи сжатого воздуха или других газов образуют слой напыленного материала в результате осаждения распыляемых частиц. Эти частицы под действием приобретенной ими кинетической энергии бомбардируют напыляемую поверхность и закрепляются на ее неровностях, а также на осажденных ранее частицах. Газотермическое напыление в настоящее время все чаще выступает альтернативой различным методам наплавки, которые требуют высоких затрат на расходные материалы, сложности обслуживания и обеспечения высокой степени безопасности при выполнении ремонтов [10 – 16].

В настоящей работе представлены результаты сравнительного исследования структуры и свойств газотермических покрытий из высокохромистой стали, нанесенных на рабочую поверхность штока виброгасителя пассажирского вагона способом газотермического напыления с нагревом металла до жидкого состояния и последующим его распылением газовой струей, и гальванического хромового покрытия.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали триботехнические свойства штока виброгасителя железнодорожного вагона с нанесенными на рабочую поверхность упрочняющими поверхностными слоями способами газотермического напыления стали 40X13 и гальванического хромирования. Химический состав покрытий определяли методом рентгенофлуоресцентного анализа, результаты которого сравнивали с химическим составом стали 40X13 согласно ГОСТ 5632 – 72. Изучали строение и толщину покрытий, распределение микротвердости в зоне покрытия – подложка, а также особенности разрушения покрытий при одинаковых условиях испытаний. Металлографические исследования поверхностей трения проводили на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-21. Для измерения микротвердости использовался микротвердомер ПМТ-3.

Содержание элементов в покрытии, полученном газотермическим напылением проволоки из стали 40X13, следующее, мас. %: С 0,38; Si 0,21; Mn 0,64; Cr 0,87. Результаты сравнения содержания основных элементов

(главным образом, хрома) показали, что после наплавки материал покрытия соответствует стандартному составу стали марки 40X13 по ГОСТ 4543 – 71.

Износ роликов определяли по изменению диаметра, а колодок – по глубине и ширине канавок, образовавшихся на их поверхности за время проведения эксперимента. Сравнение триботехнических свойств гальванических и газотермических покрытий проводили на машине трения СМТ-1 по схеме ролик – колодка. В качестве ролика служили испытуемые образцы, а колодки изготавливались из чугуна марки СЧ 32-52. Условия испытаний были максимально приближены к реальным условиям эксплуатации виброгасителей вплоть до смазки, используемой в этой конструкции (масло марки ВМГЗ). Испытания проводили до начала разрушения покрытия методом контролирования изменения рельефа поверхности и появления признаков разрушения покрытия. После каждых трех часов эксперимента проводилось исследование структуры покрытия и подложки, измерялась микротвердость и фиксировалось изменение размеров роликов и колодок.

Применение новых конструктивных систем оборудования для высокоскоростного газопламенного напыления открывает новые возможности для дальнейшего развития метода, особенно в области защиты ответственных деталей машин и механизмов от абразивного изнашивания, коррозии и др. [6 – 12]. К числу таких деталей относится виброгаситель железнодорожного вагона (рис. 1), который представляет собой большой

масляный амортизатор, предназначенный для гашения колебаний вагона при его движении. На одном пассажирском вагоне имеется четыре виброгасителя. Как правило, через полгода эксплуатации виброгасители начинают выходить из строя вследствие разрушения хромового покрытия и потери масла, находящегося в виброгасителе. Затраты на суммарные потери масла, смену штоков и простой вагонов очень существенны. Следует отметить, что изношенные штоки, как правило, восстановлению не подлежат, а утилизируются. Повышение износостойкости этих ответственных деталей позволит значительно снизить затраты на техническое обслуживание железнодорожного транспорта и повысить безопасность железнодорожного движения [13 – 16].

Образцы для исследований структуры и триботехнических свойств были изготовлены из разных штоков виброгасителей: первый – из изношенного и восстановленного способом газотермического напыления проволокой из стали марки 40X13; второй – из штока с нанесенным по стандартной технологии защитным покрытием методом хромирования в жидком электролите.

Скорость истирания гальванических и газотермических покрытий на опытных образцах определяли по результатам проведения сравнительных испытаний на износ на машине трения 2070 СМТ-1 по схеме, описанной выше. Схема проведения эксперимента представлена на рис. 2.

Критерием для сравнения является время работы образцов до начала разрушения покрытия при нагрузке $P = 400$ Н и частоте вращения вала машины трения $\omega = 350$ об/мин. Степень истирания определяли по следующим параметрам: роликов – по изменению диаметра, колодок – по глубине и ширине канавок, образовавшихся на их поверхности за время проведения эксперимента.

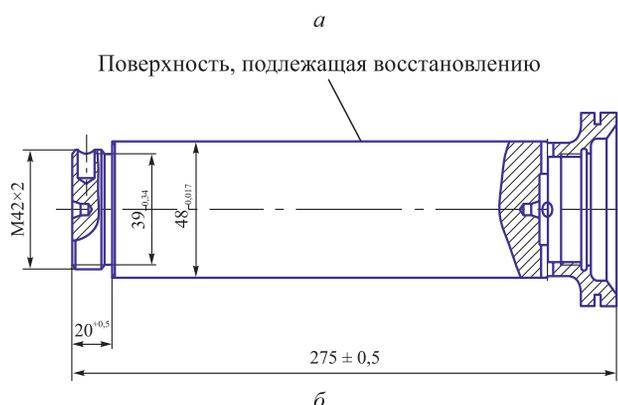


Рис. 1. Общий вид (а) и схема штока (б) виброгасителя

Fig. 1. General view (a) and diagram (b) of the vibration damper rod

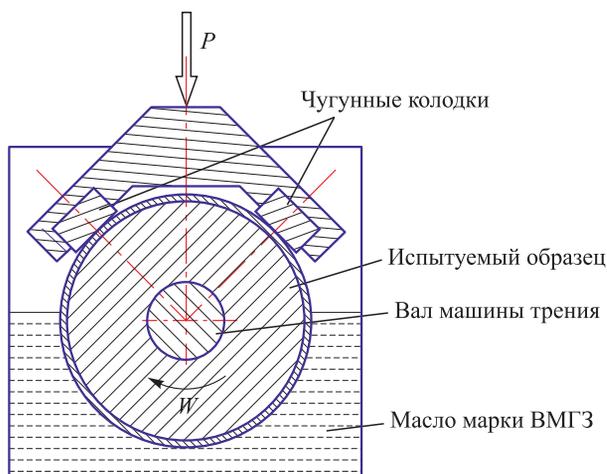


Рис. 2. Схема проведения эксперимента

Fig. 2. Experimental scheme

РЕЗУЛЬТАТЫ

Изучение структуры полученных покрытий выявило следующие различия: толщина плотного хромового покрытия не превышала 0,1 мм с резкой границей раздела между покрытием и подложкой (рис. 3, *а*). Толщина покрытия, нанесенного способом газотермического напыления, достигала примерно 2 мм, граница раздела также хорошо выявлялась, как и в предыдущем случае. Структура металла в зоне данного покрытия состояла из смешанных слоев напыляемого металла различной толщины (рис. 3, *б*). На границах раздела слоев наблюдались несплошности в виде трещин и пор. Рассчитанная пористость материала составила 5 – 6 %. Измерение микротвердости исследуемых образцов показало, что хромовое покрытие имело твердость порядка 700 HV, твердость газотермического покрытия не превышала 340 – 400 HV. Твердость материала подложки (сталь 45) соответствовала значениям 150 – 180 HV.

В течение трех часов испытаний существенных изменений в обоих образцах не произошло, но после шести часов испытаний на образце с хромовым покры-

тием появились первые признаки деформации материала основы и очагового выкрашивания покрытия. Они заключались в появлении деформированного слоя под покрытием глубиной 0,8 – 0,9 мм и отделении фрагментов покрытия по границе раздела (рис. 3, *в*). На снимке отчетливо видно, что разрушение хромового покрытия происходило путем отделения мелких частиц в местах, под которыми произошла деформация материала основы (штока).

Покрытие, полученное газотермическим напылением, сохранило свою исходную структуру до конца испытаний (9 ч) без видимых следов разрушений. Изнашивание данного покрытия происходило последовательным снятием тонкого поверхностного слоя без образования локальных участков с большой глубиной разрушения слоя напыленного материала.

АНАЛИЗ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ полученных результатов показал, что покрытие, нанесенное на шток виброгасителя распылением проволоки из стали 40Х13, обладает высокой изно-

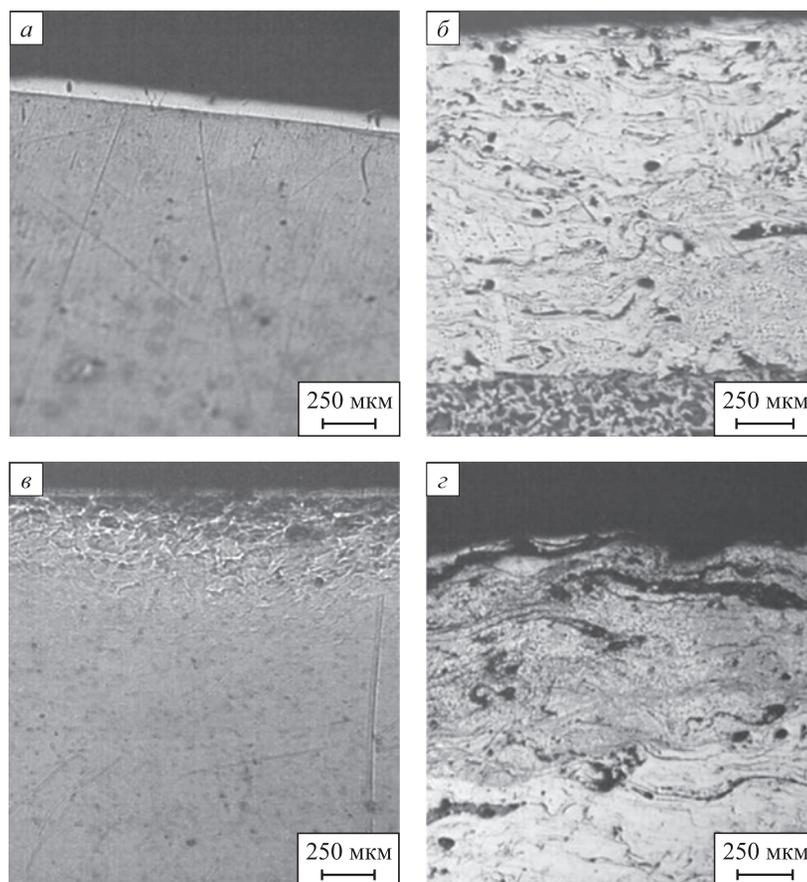


Рис. 3. Микроструктура образцов в поперечном сечении:
а – хромовое покрытие, нанесенное гальваническим способом; *б* – покрытие, полученное газотермическим напылением;
в и *г* – разрушение хромового и напыленного покрытия

Fig. 3. Microstructure of the samples in cross section:
a – chrome coating applied by galvanic method; *b* – coating obtained by gas-thermal spraying;
c and *d* – destruction of chrome and of sprayed coatings

состойкостью в условиях граничного трения со смазкой и способно быть альтернативой гальваническому хромо-вому покрытию. Высокая износостойкость газотермического покрытия позволяет рекомендовать его не только для восстановления размеров изношенных деталей и повышения долговечности новых, но также для замены специальных антифрикционных подшипниковых сплавов. Полученные результаты исследований позволяют полагать, что в большинстве случаев экономически целесообразно использовать какие-либо другие методы, кроме газотермического напыления для нанесения антифрикционных покрытий на поверхности деталей, работающих в условиях трения скольжения с ограниченной или обильной подачей жидкого смазочного материала [17 – 20].

Выводы

Установлено, что метод газотермического нанесения износостойких покрытий с нагревом металла до жидкого состояния с последующим его распылением газовой струей может успешно применяться при восстановлении изношенной поверхности стальных изделий.

Сравнительные исследования триботехнических свойств покрытий, нанесенных газотермическим напылением и гальваническим осаждением, показали, что с помощью газотермического способа можно надежно решать разнообразные технологические задачи, к которым относятся: напыление износостойких, антифрикционных и коррозионностойких покрытий; алитирование напылением (повышение жаростойкости); наращивание размеров изделий; наплавка и пайка напылением; устранение литейных дефектов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Белоцерковский М.А. Триботехнические характеристики газопламенных покрытий. *Трение и износ*. 2000; 21(5):534–539.
Belotserkovskii M.A. Tribotechnical characteristics of gas-flame coatings. *Friction and Wear*. 2000;21(5):534–539. (In Russ.).
- Витязь П.А., Белоцерковский М.А., Кукареко В.А., Калининский Д.М., Сухоцкий П.Г., Ковалевская Ж.Г. Структура и свойства покрытий из стали 40Х13, полученных с использованием различных методов газотермического напыления. *Физическая мезомеханика*. 2002;5(1):29–36. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2002-00072>
Vityaz P.A., Belotserkovskii M.A., Kukareko V.A., Kalinovskii D.M., Sukhotskii P.G., Kovalevskaya Zh.G. Structure and properties of 40Kh13 steel coatings obtained using various methods of gas-thermal spraying. *Fizicheskaya Mezomekhanika*. 2002;5(1):29–36. (In Russ.). <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2002-00072>
- Балдаев П.Х., Шестеркин Н.Г., Лулаков В.И., Шатов А.П. Особенности процессов высокоскоростного газоплазменного напыления. *Сварочное производство*. 2003;(5):43–46.
Baldaev P.Kh., Shesterkin N.G., Lupakov V.I., Shatov A.P. Features of high-speed gas plasma spraying processes. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2003;(5):43–46. (In Russ.).
- Белоцерковский М.А., Прядко А.С. Активированное газоплазменное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами. *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2006;(12):17–23.
Belotserkovskii M.A., Pryadko A.S. Activated plasma gas and electric arc spraying of coatings with conductive materials. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2006;(12):17–23. (In Russ.).
- Zavareh M.A., Sarhan A.A.D.M., Binti A.R.B., Basirun W.J. Plasma thermal spray of ceramic oxide coating on carbon steel with enhanced wear and corrosion resistance for oil and gas applications. *Ceramics International*. 2014;40(9A): 14267–14277. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.06.017>
- Белоцерковский М.А. Прочностная надежность и триботехнические свойства газотермических покрытий, используемых в узлах трения. *Физическая мезомеханика*. 2007;10(2):103–108. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2007-00037>
Belotserkovskii M.A. Strength reliability and tribotechnical properties of gas-thermal coatings used in friction units. *Fizicheskaya Mezomekhanika*. 2007;10(2):103–108. (In Russ.). <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2007-00037>
- Chu Z., Yang Y., Chen X., Yan D., Huang D., Lei W., Liu Z. Characterization and tribology performance of Fe-based metallic glassy composite coatings fabricated by gas multiple-tunnel plasma spraying. *Surface and Coatings Technology*. 2016;292:44–48. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.03.024>
- Колубаев А.В., Белый А.В., Буяновский И.А. Механизмы деформирования и разрушения твердых покрытий в условиях фрикционного нагрева. *Известия вузов. Физика*. 2019;62(8):53–75. <http://doi.org/10.17223/00213411/62/8/52>
Kolubaev A.V., Belyi A.V., Buyanovskii I.A. Mechanisms of deformation and destruction of hard coatings under frictional heating conditions. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2019;62(8): 53–75. (In Russ.). <http://doi.org/10.17223/00213411/62/8/52>
- Гусев А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Кибко Н.В., Башенко Л.П. Разработка порошковой проволоки для наплавки деталей, работающих в условиях износа. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2018;61(11):898–906. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-11-898-906>
Gusev A.I., Usol'tsev A.A., Kozyrev N.A., Kibko N.V., Bashchenko L.P. Development of flux-cored wire for surfacing of parts operating under conditions of wear. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(11):898–906. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-11-898-906>
- Белоцерковский В.А., Григорчик А.Н., Кукареко В.А., Константинов В.М. Структурно-фазовое состояние и износостойкость модифицированных ионами азота газотермических покрытий из высокохромистых сталей, нанесенных с использованием высокоэнтальпийного горючего газа. *Металловедение и термическая обработка*. 2019;(9(771)):46–54.

- Belotserkovskii V.A., Grigorichik A.N., Kukareko V.A., Konstantinov V.M. The structural and phase state and wear resistance of nitrogen ion-modified thermal gas coatings made of high-chromium steels applied using high-enthalpy combustible gas. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*. 2019;(9(771)):46–54. (In Russ.).
11. Kolubaev A.V., Sizova O.V., Fortuna S.V., Vorontsov A.V., Ivanov A.N., Kolubaev E.A. Weld structure of low-carbon structural steel formed by ultrasonic-assisted laser welding. *Journal of Constructional Steel Research*. 2020;172:160190. <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2020.106190>
 12. Кукареко В.А., Белоцерковский В.А., Григорчик А.Н., Сосновский А.В. Структура и триботехнические свойства покрытия Ti-TiN, полученного высокоскоростным напылением. *Трение и износ*. 2022;43(5):458–465. <https://doi.org/10.32864/0202-4977-2022-43-5-458-465>
Kukareko V.A., Belotserkovskii V.A., Grigorichik A.N., Sosnovskii A.V. Structure and tribological properties of the coating Ti-TiN, obtained by high-speed deposition. *Friction and Wear*. 2022;43(5):458–465. (In Russ.). <https://doi.org/10.32864/0202-4977-2022-43-5-458-465>
 13. Артеменко С.А., Орлик Г.В., Орлик А.Г. Применение износостойкого шнурового материала по восстановлению изношенных зубьев карьерного экскаватора. *Сварочное производство*. 2021;(10):63–69. <https://doi.org/10.26160/2658-3305-2021-10-63-69>
Artemenko S.A., Orlik G.V., Orlik A.G. The use of wear-resistant cord material for the restoration of worn teeth of a quarry excavator. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2021;(10):63–69. (In Russ.). <https://doi.org/10.26160/2658-3305-2021-10-63-69>
 14. Жаркевич А.М., Нуржанова О.А., Бессонов А.В. Определение оптимальных технологических режимов наплавки при восстановлении деталей типа тел вращения. *Сварочное производство*. 2022;(5):35–40.
 15. Zharkevich A.M., Nurzhanova O.A., Bessonov A.V. Determination of the optimal technological modes of surfacing when restoring parts such as bodies of revolution. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2022;(5):35–40. (In Russ.).
 16. Singh S., Goyal K., Bhatia R. A review on protection of boiler tube steels with thermal spray coatings from hot corrosion. *Materials Today: Proceedings*. 2022;56(1):379–383. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.01.219>
 17. Li N., Tariq N. ul H., Che Y., Liu S., Wang J., Cui X., Xiong T. Corrosion-resistant thermal spray coatings for low-alloy steel in contact with molten nitrate salts in solar power plants. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. 2023;59:112432. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2023.112432>
 18. Samal S., Zeman J., Kopeček J., Šittner P. Thermal plasma spraying of NiTi powder for thick coating of shape memory alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;984:173962. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173962>
 19. Gupta M., Li X.-H., Peng R., Ottosson A., Gillberge P., Girgulis J. Understanding the effect of bondcoat surface treatment on enhanced lifetime of suspension plasma sprayed thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2024;482:130716. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130716>
 20. Lakkannavar V., Yogesha K.B., Prasad C.D., Phanden R.K., Srinivasa G., Prasad S.C. Thermal spray coatings on high-temperature oxidation and corrosion applications – A comprehensive review. *Results in Surfaces and Interfaces*. 2024;16:100250. <https://doi.org/10.1016/j.rsufi.2024.100250>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Викторович Колубаев, д.ф.-м.н., главный научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-2839-5249

Ольга Владимировна Сизова, д.ф.-м.н., главный научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0001-9177-6602
E-mail: ovs@ispms.tsc.ru

Aleksandr V. Kolubaev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-2839-5249

Ol'ga V. Sizova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-9177-6602
E-mail: ovs@ispms.tsc.ru

Поступила в редакцию 21.08.2024
После доработки 03.10.2024
Принята к публикации 17.10.2024

Received 21.08.2024
Revised 03.10.2024
Accepted 17.10.2024



УДК 669.018.25:539.219:539.25

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-716-724

Оригинальная статья
Original article

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ 12 % ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823 В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ОТ –196 ДО 100 °С

К. В. Спиридонова¹, И. Ю. Литовченко¹, Н. А. Полехина¹,
В. В. Осипова², С. А. Аккузин¹, В. М. Чернов³

¹ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 36)

³ АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара» (Россия, 123098, Москва, ул. Рогова, 5а)

✉ almaevakv@ispms.ru

Аннотация. В настоящей работе исследованы закономерности разрушения при испытаниях на ударный изгиб, определены значения ударной вязкости и температура вязко-хрупкого перехода в температурном интервале от –196 до 100 °С жаропрочной 12%-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 в структурных состояниях после традиционной термической (ТТО) и высокотемпературной термомеханической (ВТМО) обработок. После ТТО температура вязко-хрупкого перехода $T_{\text{хв}}$ составляет приблизительно –45 °С, после ВТМО – приблизительно –40 °С. При этих температурах энергия удара (KCV) после ТТО составляет приблизительно 36 Дж/см², после ВТМО – 32 Дж/см². Проведенные методом растровой электронной микроскопии фрактографические исследования особенностей разрушения ударных образцов стали после двух обработок (ТТО и ВТМО) в низкотемпературной области испытаний (при криогенных температурах) показали преимущественно хрупкий характер разрушения, при этом разрушение происходит по механизму транскристаллитного квазискола. В области температур вязко-хрупкого перехода наблюдается смешанный характер разрушения, который проходит по механизму транскристаллитного квазискола с элементами вязкого ямочного разрушения. В интервале температур от 50 до 100 °С обнаружен преимущественно вязкий характер разрушения, реализуемый по транскристаллитному ямочному механизму разрушения. После ВТМО наблюдается незначительное снижение (относительно ТТО) ударной вязкости стали практически во всем рассматриваемом температурном диапазоне и, соответственно, повышение температуры ее вязко-хрупкого перехода. Это обусловлено геометрией испытаний, при которой направление удара происходит в плоскости слоистой структуры, что облегчает зарождение трещин расслоения.

Ключевые слова: ферритно-мартенситная сталь ЭП-823, микроструктура, ударные испытания, ударная вязкость, температура вязко-хрупкого перехода, особенности разрушения

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0008. Исследования выполнены с использованием оборудования центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН «Нанотех».

Для цитирования: Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Осипова В.В., Аккузин С.А., Чернов В.М. Ударная вязкость и особенности разрушения 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 в температурном интервале от –196 до 100 °С. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):716–724. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-716-724>

IMPACT STRENGTH AND FRACTURE FEATURES OF 12 % CHROMIUM FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EP-823 IN TEMPERATURE RANGE FROM –196 TO 100 °C

K. V. Spiridonova¹✉, I. Yu. Litovchenko¹, N. A. Polekhina¹,
V. V. Osipova², S. A. Akkuzin¹, V. M. Chernov³

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

² National Research Tomsk State University (36 Lenina Ave., Tomsk 634050, Russian Federation)

³ JSC “A.A. Bochvar High-Technology Scientific-Research Institute of Inorganic Materials” (5a Rogova Str., Moscow 123098, Russian Federation)

✉ almaevakv@ispms.ru

Abstract. The authors investigated the patterns of fracture during impact bending tests and determined the values of impact strength and temperature of the ductile-brittle transition in temperature range from –196 to 100 °C of heat-resistant 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823 in structural states after traditional heat (THT) and high-temperature thermomechanical (TMT) treatments. After THT, temperature of the ductile-brittle transition T_{dbt} is approximately –45 °C, after HTMT – approximately –40 °C. At these temperatures, the impact energy (KCV) after THT is approximately 36 J/cm², after HTMT – 32 J/cm². Fractographic studies conducted by scanning electron microscopy of the fracture features of impact steel samples after two treatments (THT and HTMT) in the low-temperature test area (at cryogenic temperatures) showed a predominantly brittle nature of fracture, while fracture occurs by the mechanism of a transcrystalline quasi-cleavage. In the temperature range of the ductile-brittle transition, a mixed nature of fracture is observed, which passes through the mechanism of a transcrystalline quasi-cleavage with elements of ductile dimple fracture. In the temperature range from 50 to 100 °C, the extremely ductile nature of the fracture was detected, realized by the transcrystalline dimple fracture mechanism. After HTMT, there is a slight decrease (relative to THT) in the steel impact strength in almost the entire temperature range under consideration and, accordingly, an increase in the temperature of its ductile-brittle transition. This is due to the tests' geometry, in which the direction of impact occurs in the plane of the layered structure, and it facilitates the formation of delamination cracks.

Keywords: ferritic-martensitic steel EP-823, microstructure, impact test, impact strength, ductile-brittle transition temperature, fracture features

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, project No. FWRW-2021-0008. The research was carried out with the equipment of the Share Use Centre “Nanotech” of the ISPMS SB RAS.

For citation: Spiridonova K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Osipova V.V., Akkuzin S.A., Chernov V.M. Impact strength and fracture features of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823 in temperature range from –196 to 100 °C. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):716–724. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-716-724>

ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия как основные конструкционные материалы реакторов нового поколения рассматриваются ферритно-мартенситные стали с содержанием хрома 9 – 12 % [1 – 6]. Исследования [7 – 10] сталей данного класса показали, что они обладают комплексом хороших механических свойств, высокими значениями сопротивления ползучести, коррозионной стойкости, теплопроводности, стойкостью к радиационному набуханию, а также относительно низкими значениями теплового расширения по сравнению с используемыми ранее аустенитными сталями [11 – 15].

Главные задачи при разработке сталей ферритно-мартенситного класса – повышение их жаропрочности при температурах выше 600 °C и уменьшение склонности к низкотемпературному охрупчиванию. Большое внимание уделяется явлению хладноломкости таких сталей, так как по мере снижения температуры испытаний ОЦК-металлы претерпевают переход в режиме разрушения от высокоэнергетического вязкого отрыва к низкоэнергетическому хрупкому разрушению квазиско-

лом [16; 17]. Этот переход связан с температурой вязко-хрупкого перехода (T_{xb}). Кроме того, в условиях эксплуатации ферритно-мартенситных сталей воздействие облучения может приводить к снижению вязкости разрушения и смещению температуры T_{xb} в сторону более высоких значений (300 – 400 °C) [17; 18]. Это чревато повышением риска преждевременного разрушения конструкций. Именно поэтому разработка методов снижения тенденции к охрупчиванию и повышения устойчивости материала к низким температурам является актуальной задачей для исследователей.

Одним из российских представителей сталей ферритно-мартенситного класса с содержанием хрома 12 % является сталь марки ЭП-823 (Fe–12Cr–Mo–Nb–W–V–B) [8]. Данная сталь исследовалась после различных методов обработок, включающих традиционную термическую обработку (ТТО) и высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) [8; 12; 19]. В работе [8] показано, что ВТМО приводит к повышению прочностных и пластических свойств стали ЭП-823 в широком интервале температур (от –70 до 720 °C) по сравнению с ТТО. Улучшение меха-

нических свойств после ВТМО коррелирует со следующими особенностями микроструктуры: в 1,5 – 2,0 раза уменьшаются средние размеры мартенситных блоков и ферритных зерен; в три раза уменьшаются средние размеры мартенситных ламелей; происходит увеличение плотности дислокаций до $(3 - 6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в области феррита и до $(6 - 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в области мартенсита; в 1,5 раза повышается объемная доля наноразмерных частиц типа MeX ($Me = Nb, Mo; X = C, N$) относительно ТТО [8]. При этом стоит отметить, что основными механизмами упрочнения стали ЭП-823 вне зависимости от режима обработки являются: дисперсное упрочнение наноразмерными карбонитридами типа MeX по механизму Орована; зернограничное упрочнение за счет границ мартенситных блоков и зерен феррита; субструктурное упрочнение за счет малоугловых границ мартенситных ламелей и повышенной плотности дислокаций [19].

Известно, что прочностные, пластические и ударные свойства материала взаимосвязаны между собой. Механические свойства в условиях испытаний на растяжение стали ЭП-823 в достаточной мере исследованы [8], однако влияние режимов обработки на ударные свойства ранее не изучалось.

Стоит отметить, что при исследовании образцов после горячей прокатки (в частности, вырезанных перпендикулярно плоскости прокатки) обнаруживается слоистая структура (в зарубежной литературе встречается как «*pancake structure*») [8; 15; 20 – 22], характеризующаяся уменьшением эффективного размера зерна. Показано, что данная структурная особенность оказывает положительное влияние на значения ударной вязкости и температуру вязко-хрупкого перехода в случае, когда направление удара перпендикулярно слоям, и в частном случае плоскости прокатки за счет торможения трещин на слоистой структуре [15; 20 – 22].

С целью исследования эффекта низкотемпературного охрупчивания в настоящей работе были проведены ударные испытания по методу Шарпи на 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 в структурных состояниях после ТТО и ВТМО.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сталь ЭП-823 имеет следующий элементный состав, мас. %: С 0,14; Cr 11,56; Mn 0,58; Mo 0,74; Nb 0,40; V 0,34; W 0,68; Ni 0,68; N 0,03; Si 1,09; Se 0,10; Ti 0,01; B 0,006; Al 0,02; основа – железо [8; 10; 12; 19]. Схемы обработок следующие: ТТО состояла из нагрева до $T = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержки (в течение 1 ч), закалки на воздухе и отпуска при $T = 720 \text{ }^\circ\text{C}$ (в течение 3 ч); ВТМО состояла из аустенизации при $T = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ (в течение 1 ч), горячей пластической деформации прокаткой в аустенитной области до $\varepsilon \approx 50 \%$ за один проход и последующей закалки в воду, после деформации проводили отпуск при $T = 720 \text{ }^\circ\text{C}$ (в течение 1 ч) [8; 12; 15; 19].

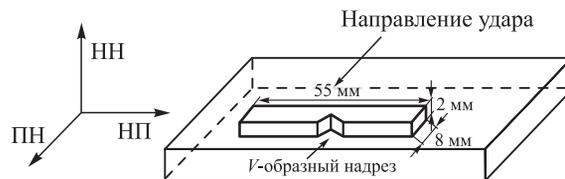


Рис. 1. Схема вырезания образцов для испытаний на удар: НН – направление нормали к плоскости прокатки; НП – направление прокатки; ПН – поперечное направление

Fig. 1. Scheme of cutting samples for impact tests: НН – direction normal to the rolling plane; НП – rolling direction; ТД – transverse direction

Испытания на ударную вязкость проводили на автоматизированном копре Instron 450MP на образцах с V-образным надрезом по методу Шарпи в структурных состояниях после ТТО и ВТМО в температурном интервале от -196 до $100 \text{ }^\circ\text{C}$. Согласно ГОСТ 9454 – 78 размеры образцов $55,0 \times 2,0 \times 8,0 \text{ мм}$, глубина надреза $2,0 \text{ мм}$. Образцы после ВТМО вырезали согласно схеме (рис. 1), удар маятника осуществляли в поперечном направлении (ПН). Охлаждение образцов проводили в камере охлаждения образцов металлов КО-70 в течение 10 мин непосредственно перед испытаниями. Время проведения испытаний охлажденных образцов не превышало 5 с. При температурах испытаний $50 - 100 \text{ }^\circ\text{C}$ образцы дополнительно подогревали. Характеристики ударной вязкости усредняли по результатам испытаний не менее трех идентичных образцов. Разброс полученных результатов значений ударной вязкости не превышал $\pm 5 \%$.

Температурная зависимость ударной вязкости $KCV(T)$ имеет две полки: верхнюю KCV_{max} и нижнюю KCV_{min} . Значение температуры вязко-хрупкого перехода (T_{xb}) определяется как среднее между KCV_{max} и KCV_{min} .

Исследования поверхностей излома образцов стали после ударных испытаний проводили методом растровой электронной микроскопии с использованием микроскопа Argeo 2S. С помощью стандарта ASTM E23-05 дополнительно были рассчитаны доли хрупкой и вязкой составляющих в изломах стали ЭП-823 во всем исследуемом температурном интервале, определена температура перехода в хрупкое состояние (температура T_{50} , при которой доля хрупкого разрушения достигает 50 %).

РЕЗУЛЬТАТЫ

Результаты ударных испытаний по методу Шарпи стали ЭП-823 в структурных состояниях после ТТО и ВТМО в температурном интервале от -196 до $100 \text{ }^\circ\text{C}$ представлены на рис. 2.

При повышенных температурах после двух обработок образцов стали ЭП-823 наблюдаются максимальные значения ударной вязкости. Так, энергия верхней полки (при $T = 50 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$) стали после ТТО составляет при-

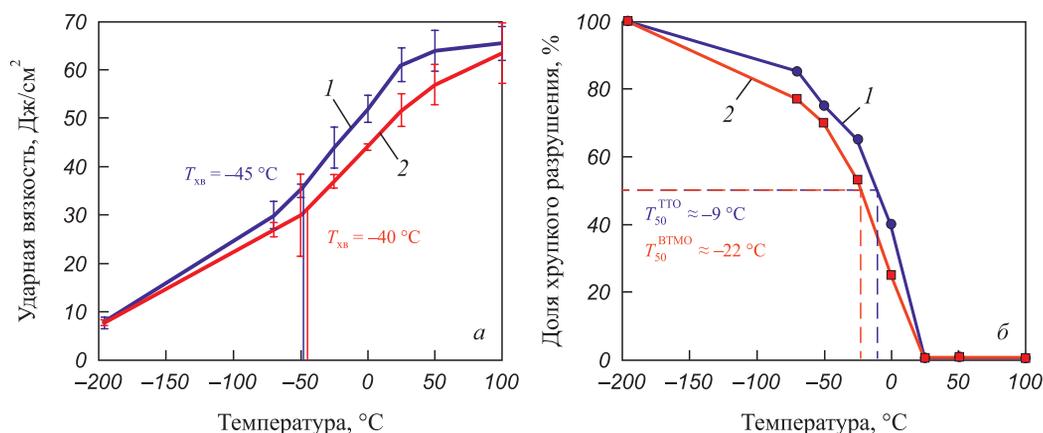


Рис. 2. Температурные зависимости стали ЭП-823 после ТТО (1) и ВТМО (2) в интервале температур от -196 до 100°C : а – ударная вязкость; б – доля хрупкого разрушения

Fig. 2. Temperature dependences of EP-823 steel after THT (1) and HTMT (2) in the temperature range from -196 to 100°C : а – impact strength; б – brittle fracture rate

мерно 65 Дж/см^2 , после ВТМО – примерно 60 Дж/см^2 . С понижением температуры испытаний происходит снижение ударной вязкости и в области криогенных температур ($T = -196^\circ\text{C}$) ее значения после двух обработок составляют примерно $7,7 \text{ Дж/см}^2$. При этом значения KCV стали после ТТО практически во всем исследуемом интервале температур (за исключением $T = -196^\circ\text{C}$) выше соответствующих значений после ВТМО.

Температура вязко-хрупкого перехода стали ЭП-823 после ТТО и ВТМО составляет -45 и -40°C соответственно, значения KCV после ТТО и ВТМО составили примерно 36 и 32 Дж/см^2 соответственно.

Для того, чтобы установить корреляцию между значениями ударной вязкости и механизмами разрушения, были проведены фрактографические исследо-

вания образцов стали ЭП-823 после ударных испытаний в структурных состояниях после ТТО и ВТМО, разрушенных в интервале от -196 до 100°C . Необходимо отметить, что после двух обработок фрактографические особенности и механизмы разрушения для стали ЭП-823 качественно подобны.

При температуре испытаний -196°C после двух режимов обработки зона неустойчивого распространения трещины занимает всю поверхность изломов. При данной температуре разрушение происходит по механизму транскристаллитного (хрупкого) квазискола, области вязкого разрушения не наблюдаются (рис. 3). На поверхности излома обнаружены фасетки квазискола, отличающиеся по размеру, форме, положению. Часто наблюдается ручьистый узор. Средние размеры

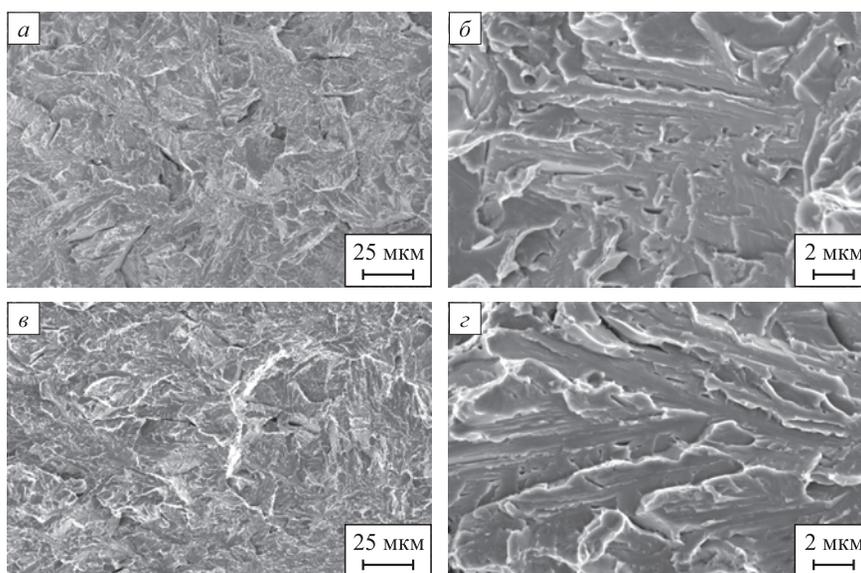


Рис. 3. Фрактографические изображения образцов стали после ударных испытаний при -196°C , полученные методом РЭМ, после ТТО (а, б) и после ВТМО (в, г)

Fig. 3. SEM fractographic images of steel samples after impact tests at -196°C after THT (а, б) and after HTMT (в, г)

фасеток (ширина) достигают 3 – 7 мкм. Кроме того, на поверхности излома присутствуют узкие вытянутые фасетки длиной около 10 мкм.

При температурах испытаний вблизи $T_{\text{хв}}$ зона неустойчивого распространения трещины значительно уменьшается по сравнению с более низкими температурами. В этой зоне разрушение имеет смешанный характер и проходит по механизму транскристаллитного квазискола с элементами вязкого ямочного излома (рис. 4). В исследуемом интервале температур (от –70 до 22 °С) на образцах после ВТМО наблюдаются множественные микротрещины расслоения, которые распространяются

по направлению удара маятника. Их максимальная длина может достигать ~500 мкм, при этом их ширина составляет не более 0,2 мкм. После ТТО обнаружены лишь единичные трещины, перпендикулярные плоскости излома.

На верхней полке температурной зависимости стали разрушение происходит по вязкому транскристаллитному ямочному механизму разрушения. Данное разрушение осуществляется путем зарождения, роста и слияния микропор. Средние размеры ямок составляют 1 – 5 мкм, максимальные значения – 10 мкм (рис. 5). На дне ямок наблюдаются неметаллические

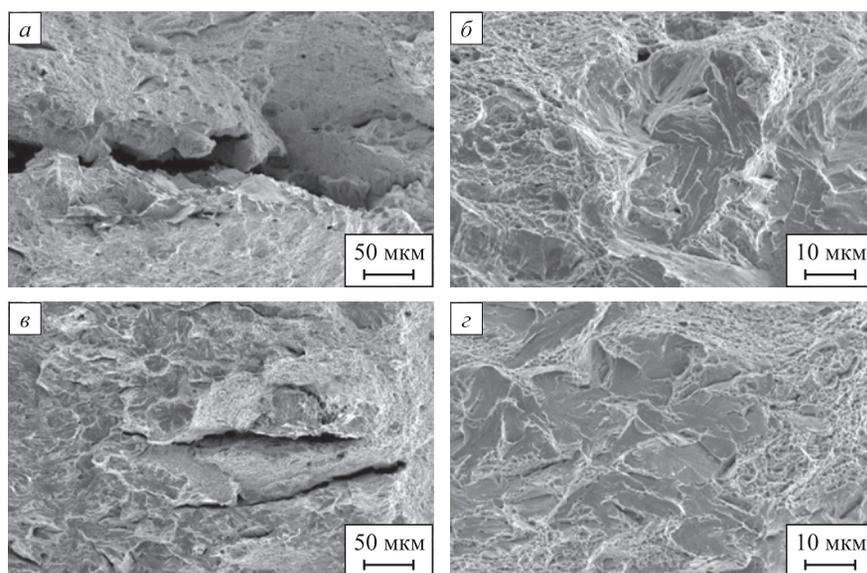


Рис. 4. Фрактографические изображения образцов стали после ударных испытаний при температуре –50 °С, полученные методом РЭМ, после ТТО (а, б) и после ВТМО (в, г)

Fig. 4. SEM fractographic images of steel samples after impact tests at –50 °С, after THT (a, b) and after HTMT (c, d)

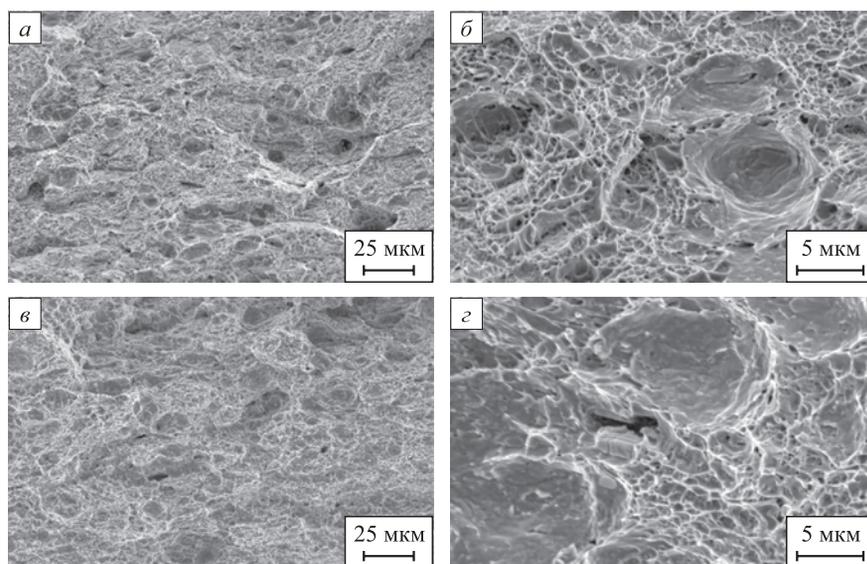


Рис. 5. Фрактографические изображения образцов стали после ударных испытаний при 100 °С, полученные методом РЭМ, после ТТО (а, б) и после ВТМО (в, г)

Fig. 5. SEM fractographic images of steel samples after impact tests at 100 °С, after THT (a, b) and after HTMT (c, d)

включения. Трещины расслоения при этих температурах отсутствуют.

На рис. 2, б представлена оценка доли хрупкого излома в температурном интервале от -196 до 100 °С на основе результатов фрактографического анализа. Температура T_{50} , при которой доля хрупкого разрушения достигает 50 % для стали ЭП-823 после ТТО, составляет -9 °С, после ВТМО $T_{50} = -22$ °С. Из этих оценок можно сделать вывод, что изменение механизма разрушения стали после ТТО происходит при более высоких температурах, чем после ВТМО.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

После ВТМО наблюдается небольшое уменьшение значений ударной вязкости и повышение значений $T_{хв}$ относительно ТТО (рис. 2, а). Очевидно, это связано с особенностями микроструктуры стали, сформированной в результате ВТМО. Показано [8], что в стали ЭП-823 после ТТО наблюдаются равноосные зерна бывшего аустенита с мартенситными блоками и ламелями внутри. После ВТМО бывшие аустенитные зерна и мартенситные блоки вытягиваются в плоскости прокатки, уменьшаются их средние размеры в поперечном сечении. На рис. 6 представлены EBSD-изображения микроструктуры (методика РЭМ EBSD подробно представлена в работе [8]) стали ЭП-823 в плоскости прокатки (рис. 6, а) и в продольном сечении (рис. 6, б), а также схема микроструктуры с указанным направлением удара маятника, использованном в настоящей работе. Необходимо отметить, что после ВТМО в поперечном сечении (рис. 6, б) средний размер зерна уменьшается в 2,2 раза ($d \approx 1,4$ мкм) относительно соответствующих значений после ТТО ($d \approx 3,1$ мкм) [8].

Во многих работах [20 – 23] отмечается, что уменьшение размера зерна приводит к повышению ударной вязкости. Формирование высокой плотности границ зерен способствует торможению трещин квазискола и повышению ударной вязкости.

Не менее важным фактором, определяющим ударную вязкость и $T_{хв}$, является геометрия испытания относительно слоистой структуры, созданной в результате ВТМО. В том случае, когда направление удара осуществляется перпендикулярно слоям (плоскости прокатки), слоистая структура тормозит распространение магистральной трещины (*crack – arrester – type delamination*), что приводит к ее разветвлению и распространению вторичных трещин вдоль слоев [20; 24 – 26]. Это обеспечивает повышение ударной вязкости и снижение $T_{хв}$. В том случае, когда удар осуществляется вдоль слоев, трещина развивается по типу деления (*crack – divider – type delamination*) с разделением магистральной трещины, что приводит к относительно низким значениям вязкости разрушения [20 – 22; 24 – 26].

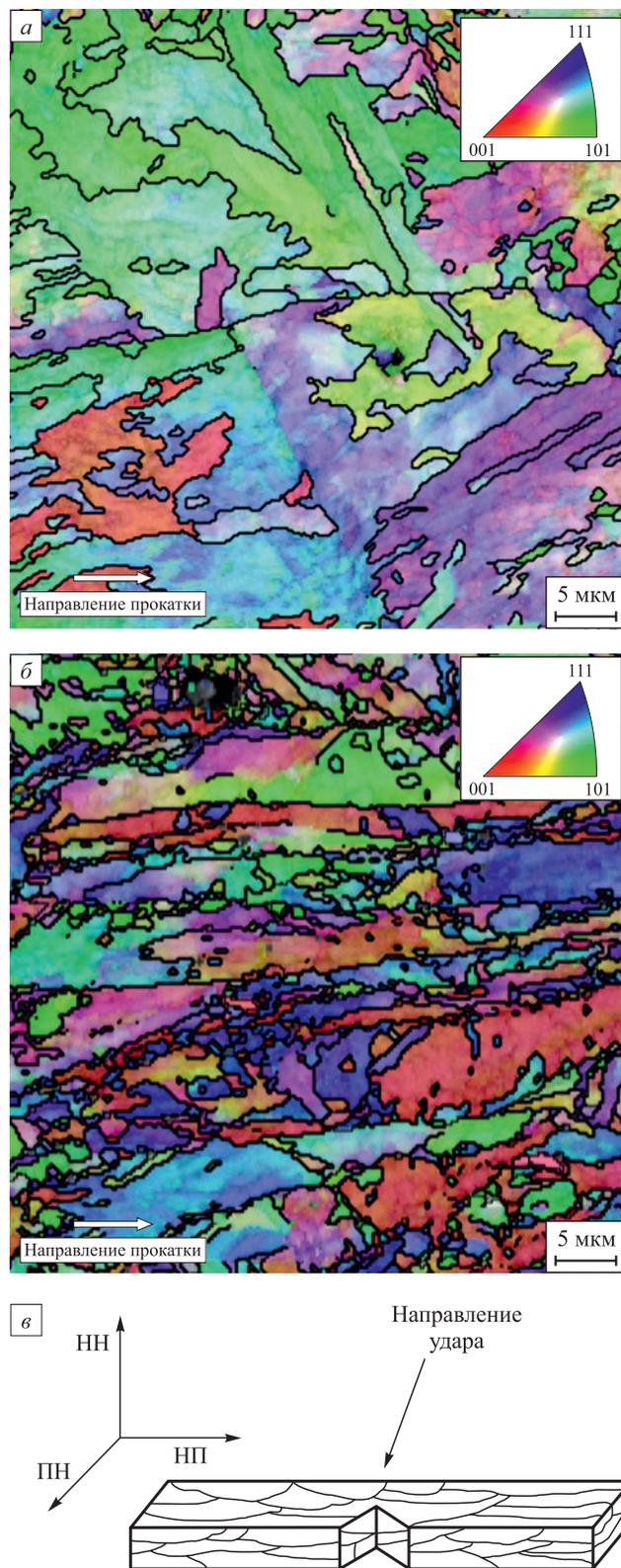


Рис. 6. Микроструктура стали ЭП-823 после ВТМО, полученная методом РЭМ EBSD:

а и б – в сечении, параллельном и перпендикулярном плоскости прокатки; в – схема образца для ударных испытаний с проиллюстрированной слоистой структурой

Fig. 6. Microstructure of EP-823 steel after HTMT, obtained by the SEM EBSD method:

а and б – in a section parallel and perpendicular to the rolling plane; в – scheme of a sample for impact tests with illustrated layered structure

В настоящем случае значения ударной вязкости стали ЭП-823 после ВТМО определяются конкуренцией двух факторов: уменьшение, относительно ТТО, размера зерна может способствовать повышению ударной вязкости, в то время как формирование трещин расслоения в направлении удара маятника параллельно слоистой структуре способствует ее снижению. Превалирование второго фактора приводит к незначительному снижению ударной вязкости стали после ВТМО и повышению ее T_{xb} по сравнению с ТТО (рис. 2, а).

Таким образом, несмотря на анизотропию сформированной после ВТМО микроструктуры стали, демонстрируются удовлетворительные значения ударных характеристик при выбранной неблагоприятной геометрии ударных испытаний.

Выводы

На основании проведенных ударных испытаний по методу Шарпи стали ЭП-823 в структурном состоянии после ТТО и ВТМО в температурном интервале от -196 до 100 °С определены значения ударной вязкости и температура вязко-хрупкого перехода. Показано, что после ТТО $T_{xb} \approx -45$ °С, $KCV \approx 36$ Дж/см², после ВТМО $T_{xb} \approx -40$ °С, $KCV \approx 32$ Дж/см².

По данным растровой электронной микроскопии, фрактографические исследования стали после двух обработок в низкотемпературной области ($T = -196$ °С) испытаний показали преимущественно хрупкий характер разрушения по механизму транскристаллитного квазискола, в области вязко-хрупкого разрушения ($T = -70 \div 20$ °С) – смешанный характер разрушения, в интервале $50 - 100$ °С – преимущественно вязкий характер разрушения.

Незначительное снижение, относительно ТТО, ударной вязкости стали и повышение ее T_{xb} в результате ВТМО обусловлено формированием множественных трещин расслоения при выбранной геометрии ударных испытаний, при которой направление удара параллельно плоскостям слоистой структуры.

Вне зависимости от вида обработок (ТТО или ВТМО) исследованная сталь ЭП-823 имеет достаточно низкие значения T_{xb} и удовлетворительную ударную вязкость даже при неблагоприятной геометрии ударных испытаний.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Cabet C., Dalle F., Gaganidze E., Henry J., Tanigawa H. Ferritic-martensitic steels for fission and fusion applications. *Journal of Nuclear Materials*. 2019;523:510–537. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.05.058>
- Yvon P. *Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2017:664.
- Odette R.G., Zinkle S.J. *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2019:655.
- Zinkle S.J., Ghoniem N.M. Operating temperature windows for fusion reactor structural materials. *Fusion Engineering and Design*. 2000;51-52:55–71. [https://doi.org/10.1016/S0920-3796\(00\)00320-3](https://doi.org/10.1016/S0920-3796(00)00320-3)
- Klueh R.L., Harries D.R. *High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications*. ASTM International; 2001:220. <https://doi.org/10.1520/MONO3-EB>
- Yan W., Wang W., Shan Y., Yang K., Sha W. *9-12Cr Heat-Resistant Steels*. Engineering Materials, Springer; 2015:223.
- Ioltukhovskiy A.G., Leontyeva-Smirnova M.V., Kazennov Y.I., Medvedeva E.A., Tselishchev A.V., Shamardin V.K., Povstyanko A.V., Ostrovskiy S.E., Dvoryashin A.M., Porollo S.I., Vorobyev A.N., Khabarov V.S. Influence of operation conditions on structure and properties of 12 % Cr steels as candidate structural materials for fusion reactor. *Journal of Nuclear Materials*. 1998;258-263(2):1312–1318. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00396-1](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00396-1)
- Litovchenko I., Almaeva K., Polekhina N., Akkuzin S., Linnik V., Moskvichev E., Chernov V., Leontyeva-Smirnova M. The microstructure and mechanical properties of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment. *Metals*. 2022;12(1):79. <https://doi.org/10.3390/met12010079>
- Polekhina N.A., Litovchenko I.Y., Almaeva K.V., Tymentsev A.N., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. Microstructure, structural-phase transformations, and mechanical properties of low-activation 12 % chromium ferritic-martensitic steel EK-181 depending on the treatment conditions. *Inorganic Materials*. 2022;13:1247–1260. <https://doi.org/10.1134/S2075113322050355>
- Беломятцев М.Ю., Моляров В.Г. Исследование сопротивления ползучести феррито-мартенситной стали 16Х12МВСФБР (ЭП-823). *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(4):290–302. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-290-302>
- Belomytsev M.Yu., Molyarov V.G. Creep resistance of ferritic-martensitic steel 16Cr12MoWSiVNbB (EP-823). *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(4):290–302. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-290-302>
- Vivas J., San-Martin D., Caballero F.G., Capdevila C. High-chromium (9–12Cr) steels: Creep enhancement by conventional thermo-mechanical treatments. In: *Metal Heat Treatments*. Intechopen; 2020:1–23. <https://doi.org/10.5772/intechopen.91931>
- Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Akkuzin S.A., Linnik V.V., Moskvichev E.N., Chernov V.M., Naumenko I.A., Saifutdinova M.S., Leontyeva-Smirnova M.V. Special features of the surface layer structure of ferritic-martensitic EP-823-Sh steel after prolonged exposure to the flowing lead at 630 °C under low oxygen concentration. *Journal of Nuclear Materials*. 2022;572:154039. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2022.154039>
- Saini N., Pandey Ch., Mahapatra M.M., Narang H.K., Mulik R.S., Kumar P. A comparative study of ductile-brittle transition behavior and fractography of P91 and P92 steel. *Engineering Failure Analysis*. 2017;81:245–253. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2017.06.044>
- Abe F., Kern T.-U., Viswanathan R. *Creep-Resistant Steels*. Cambridge, UK: Woodhead; 2008;700.
- Polekhina N., Linnik V., Litovchenko I., Almaeva K., Akkuzin S., Moskvichev E., Chernov V., Leontyeva-Smirnova M.,

- Degtyarev N., Moroz K. The microstructure, tensile and impact properties of low-activation ferritic-martensitic steel EK-181 after high-temperature thermomechanical treatment. *Metals*. 2022;12(11):1928. <https://doi.org/10.3390/met12111928>
16. Kurtz R.J., Odette G.R. Chapter 3 – Overview of reactor systems and operational environments for structural materials in fusion reactors. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*. 2019:51–102. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00003-4>
 17. Chatterjee A., Chakrabarti D., Moitra A., Mitra R., Bhaduri A.K. Effect of deformation temperature on the ductile-brittle transition behavior of a modified 9Cr-1Mo steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2015;630:58–70. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.076>
 18. Chatterjee A., Chakrabarti D., Moitra A., Mitra R., Bhaduri A.K. Effect of normalization temperatures on ductile-brittle transition temperature of a modified 9Cr-1Mo steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;618:219–231. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.09.021>
 19. Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В. Механизмы упрочнения 12 %-ой хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2022;65(12):887–894. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894>
Almaeva K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Linnik V.V. Mechanisms of hardening of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(12):887–894. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-887-894>
 20. Yuzbekova D., Dudko V., Pydrin A., Gaidar S., Mironov S., Kaibyshev R. Effect of tempforming on strength and toughness of medium-carbon low-alloy steel. *Materials*. 2023;16(3):1202. <https://doi.org/10.3390/ma16031202>
 21. Haskel H.L., Pauletti E., Martins J.P., de Carvalho A.L.M. Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in Charpy impact tested specimens. *Materials Research*. 2014;17(5):1238. <http://dx.doi.org/10.1590/1516-1439.268314>
 22. Kimura Y., Inoue T. Influence of warm tempforming on microstructure and mechanical properties in an ultrahigh-strength medium-carbon low-alloy steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013;44:560–576. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-012-1391-2>
 23. Pallaspuro S., Kajjalainen A., Mehtonen S., Kömi J., Zhang Zh., Porter D. Effect of microstructure on the impact toughness transition temperature of direct-quenched steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;712:671–680. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.037>
 24. Inoue T., Yin F., Kimura Y., Tsuzaki K., Ochiai S. Delamination effect on impact properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by warm caliber rolling. *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2010;41:341–355. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0093-x>
 25. Kimura Y., Inoue T. Mechanical property of ultrafine elongated grain structure steel processed by warm tempforming and its application to ultrahigh-strength bolt. *ISIJ International*. 2020;60(6):1108–1126. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-726>
 26. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A. Tempforming as an advanced processing method for carbon steels. *Metals*. 2020;10(12):1566. <https://doi.org/10.3390/met10121566>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Ксения Викторовна Спиридонова, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-9181-4362

E-mail: almaevakv@ispms.ru

Игорь Юрьевич Литовченко, д.ф.-м.н., доцент, заведующий лабораторией материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-5892-3719

E-mail: litovchenko@ispms.ru

Надежда Александровна Полехина, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9076-5469

E-mail: nadejda89tsk@yandex.ru

Валерия Васильевна Осипова, аспирант, Национальный исследовательский Томский государственный университет

ORCID: 0000-0001-8975-1553

E-mail: lera.linnik.1999@mail.ru

Сергей Александрович Аккузин, младший научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-2078-4194

E-mail: s.akkuzin@ispms.ru

Kseniya V. Spiridonova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-9181-4362

E-mail: almaevakv@ispms.ru

Igor' Yu. Litovchenko, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Head of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-5892-3719

E-mail: litovchenko@ispms.ru

Nadezhda A. Polekhina, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9076-5469

E-mail: nadejda89tsk@yandex.ru

Valeriya V. Osipova, Postgraduate, National Research Tomsk State University

ORCID: 0000-0001-8975-1553

E-mail: lera.linnik.1999@mail.ru

Sergei A. Akkuzin, Junior Researcher of the Laboratory of Materials Science of Shape Memory Alloys, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-2078-4194

E-mail: s.akkuzin@ispms.ru

Вячеслав Михайлович Чернов, д.ф.-м.н, профессор, главный научный сотрудник, АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара»

ORCID: 0000-0002-9558-3055

E-mail: VMChernov@bochvar.ru

Vyacheslav M. Chernov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, JSC "A.A. Bochvar High-Technology Scientific-Research Institute of Inorganic Materials"

ORCID: 0000-0002-9558-3055

E-mail: VMChernov@bochvar.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

К. В. Спиридонова – проведение ударных испытаний, анализ данных, написание текста статьи.

И. Ю. Литовченко – научное руководство, разработка концепции статьи, редактирование текста статьи.

Н. А. Полехина – разработка концепции статьи, проведение фрактографических исследований, редактирование текста статьи.

В. В. Осипова – подготовка образцов для ударных испытаний, анализ результатов.

С. А. Аккузин – проведение ударных испытаний, анализ результатов.

В. М. Чернов – редактирование текста статьи.

K. V. Spiridonova – conducting impact tests, data analysis, writing the text.

I. Yu. Litovchenko – scientific guidance, conceptualization, editing of the text.

N. A. Polekhina – conceptualization, conducting fractographic studies, editing the text.

V. V. Osipova – preparing samples for impact tests, analysis of results.

S. A. Akkuzin – conducting impact tests, analysis of results.

V. M. Chernov – editing the text.

Поступила в редакцию 07.10.2024

После доработки 15.11.2024

Принята к публикации 15.11.2024

Received 07.10.2024

Revised 15.11.2024

Accepted 15.11.2024



УДК 669

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-725-730



Оригинальная статья
Original article

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОКУСКОВАНИЯ КОНВЕРТЕРНОГО ШЛАМА

Е. В. Протопопов[✉], И. А. Рыбенко, Е. А. Беленецкий

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

✉ protopopov_ev@sibsiu.ru

Аннотация. В настоящее время перспективным направлением является разработка технологий окускования или брикетирования конвертерных шламов. Рециклинг этих шламов в производство позволит решить ряд важнейших для современной металлургии задач утилизации техногенных отходов, экономии сырья и снижения себестоимости стали. Эффективность использования полезных компонентов в составе брикетов значительно выше, чем в каком-либо другом состоянии (в мелкой или полидисперсной фракции, в сортированном виде). В настоящей работе рассматриваются развитие и обоснование комплексного подхода термохимического окускования конвертерного шлама, основанного на кондиционировании железосодержащих шламов нетермическим адсорбционным обезвоживанием и термохимическим окускованием с одновременным восстановлением железа из оксидов. Адсорбционное обезвоживание до содержания влаги 2 – 3 % обеспечивается кратковременным контактом железосодержащих шламов с пористым энергоносителем – бурогольным полукоксом, который отделяется пневмосепарационным способом и направляется для энерготехнологического использования, а железосодержащий продукт в смеси с углями – на термоокислительное коксование. Коксование осуществляется в кольцевой печи с вращающимся подом, где при достижении температур 1050 – 1100 °С происходит формирование крупного и прочного кускового материала с 55 – 60 % железосодержащего продукта с практически полным восстановлением. Проведено термодинамическое моделирование процесса спекания конвертерного шлама с углями. Инструментом при выполнении вычислительных экспериментов с использованием методов термодинамического моделирования объекта исследования являлся программный комплекс «Терра», предназначенный для расчета термодинамических свойств и состава фаз равновесного состояния произвольных систем с химическими и фазовыми превращениями. Результаты термодинамического моделирования полностью подтвердили экспериментальные исследования. Полученный материал представляет собой аналог феррококса, содержащий 35 – 39 % железа и 45 – 49 % углерода, при этом содержание оксида цинка не превышает 0,017 %.

Ключевые слова: конвертерный шлам, термохимическое окускование, термодинамическое моделирование, инструментальная система, феррококс

Для цитирования: Протопопов Е.В., Рыбенко И.А., Беленецкий Е.А. Термодинамическое моделирование процессов окускования конвертерного шлама. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):725–730. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-725-730>

THERMODYNAMIC MODELING OF CONVERTER SLUDGE SINTERING

E. V. Protopopov[✉], I. A. Rybenko, E. A. Belenetskiy

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

✉ protopopov_ev@sibsiu.ru

Abstract. Currently, a promising area is the development of technologies for sintering or briquetting of converter sludge. Recycling of this sludge into production will allow solving a number of important tasks for modern metallurgy in the utilization of man-made waste, saving raw materials and reducing the cost of steel. The efficiency of utilizing useful components in the composition of briquettes is significantly higher than in any other state (in a fine or polydisperse fraction, in sorted form). In this paper, we consider the development and justification of an integrated approach to thermochemical sintering of converter sludge based on conditioning of iron-containing sludge by non-thermal adsorption dehydration and thermochemical sintering with simultaneous reduction of iron from oxides. Adsorption dehydration to a moisture content of 2 – 3 % is provided by a short-term contact of iron-containing slimes with a porous energy carrier, brown coal semi-coke, which is separated by pneumoseparation and sent for energy technological use, and the iron-containing product mixed with coals is subjected to thermo-oxidative coking. Coking is carried out in an annular furnace with a rotating hearth, where, when temperatures reach 1050 – 1100 °C, a large and durable lump material is formed with 55 – 60 % of the iron-containing product with almost complete reduction. Thermodynamic modeling of converter sludge sintering with coals was carried out. A tool for performing

computational experiments using methods of thermodynamic modeling of the studied object was the Terra software package designed to calculate the thermodynamic properties and composition of the phases of equilibrium state of arbitrary systems with chemical and phase transformations. The results of thermodynamic modeling were fully confirmed by the experimental studies. The obtained material is an analog of ferrocoke containing 35 – 39 % of iron and 45 – 49 % of carbon, while the zinc oxide content does not exceed 0.017 %.

Keywords: converter sludge, thermochemical sintering, thermodynamic modeling, instrumental system, ferrocoke

For citation: Protopopov E.V., Rybenko I.A., Belenetskiy E.A. Thermodynamic modeling of converter sludge sintering. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):725–730. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-725-730>

ВВЕДЕНИЕ

В соответствии с современными представлениями ведущая роль в мировом сталеплавильном производстве сегодня принадлежит кислородно-конвертерному процессу [1 – 4]. Разработка и усовершенствование конструкций агрегатов, накопленная информация по использованию комбинированной продувки расплава позволяют существенно расширить функциональные возможности конвертерного процесса, в том числе при реализации технологии плавки с жидкофазным восстановлением различных техногенных отходов и использовании различных многоцелевых добавок или брикетов [5 – 8].

По данным работ [9 – 12], при выплавке стали в кислородных конвертерах образуется порядка 12 – 25 кг/т стали мелкодисперсной пыли, которая является ценным железосодержащим техногенным сырьем. Например, шламы конвертерного производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») содержат до 57 – 63 % Fe_2O_3 и 46,8 % $Fe_{общ}$ [13]. Рециклинг этих шламов в производство позволит решить ряд важнейших для современной металлургии задач утилизации техногенных отходов, экономии сырья и снижения себестоимости стали [14 – 15]. Однако при очевидной перспективности переработки конвертерных шламов введение их в шихту кислородно-конвертерного или доменного процессов в мелкодисперсном виде невозможно.

В частности, ввод железосодержащих материалов в доменную печь или конвертер осуществляется, как правило, в кусковом виде, в связи с этим техногенное сырье (прокатную окалину, пыль, обезвоженные шламы и т.п.) традиционно утилизируют, например, посредством добавки в аглошихту [13]. Однако введение мелкодисперсных материалов в аглошихту в значительных количествах, как правило, сопровождается снижением производительности процесса и ведет к ухудшению прочностных характеристик готового агломерата [14].

В связи с этим традиционно перспективным направлением является разработка технологий окускования или брикетирования конвертерных шламов. К преимуществам брикетирования следует отнести то, что такой способ позволяет из отходов различного химического состава и свойств получить кондиционные продукты с регулируемой фракцией и технологическими свойствами, увеличить плотность композиционного

материала, предотвратить зависание и слеживаемость мелкодисперсных отходов в бункерах и дозирующем оборудовании, снизить пыление в процессах транспортировки и использования [14]. При этом эффективность использования полезных компонентов в составе таких брикетов значительно выше, чем в мелкой или полидисперсной фракции, в сортированном виде или в каком-либо другом состоянии.

Таким образом, брикетирование шламов конвертерного производства для последующего рециклинга несомненно имеет ряд преимуществ по сравнению с использованием их в аглошихте, однако конвертерные шламы для этого необходимо предварительно обезвоживать. В настоящее время существует ряд способов обезвоживания шламов; как правило, это громоздкие, сложные и энергоемкие технологии, включающие предварительное удаление влаги (меньше 20 – 25 %) механическими способами (сгущение, фильтрование) и термическое высушивание [14].

В статье рассматривается новый комплексный подход к термохимическому окускованию конвертерного шлама, основанный на кондиционировании железосодержащих шламов нетермическим адсорбционным обезвоживанием и термохимическим окускованием с одновременным восстановлением железа из оксидов.

Адсорбционное обезвоживание до содержания влаги 2 – 3 % обеспечивается кратковременным контактом железосодержащих шламов с пористым энергоносителем – буроугольным полукоксом (БПК), после чего БПК пневмосепарационным способом отделяется и направляется для энерготехнологического использования, а железосодержащий продукт в смеси с углем (марок ГЖ или Ж) – на термоокислительное коксование в кольцевую печь с вращающимся подом, где при достижении температур 1050 – 1100 °С происходит формирование крупного и прочного кускового материала с содержанием 55 – 60 % железосодержащего продукта с практически полным восстановлением.

Буроугольный полукок – относительно новый для металлургии продукт, в то же время результаты многочисленных лабораторных и промышленных исследований показывают, что его применение может быть эффективным в процессах производства чугуна, стали, тепловой энергии, а также при рециклинге отходов с высокой влажностью. В данном случае БПК – это малозольный, малосернистый продукт с высоким энергетическим потенциалом с повышенной реакцион-

ной и адсорбционной способностью, что позволяет использовать его, в том числе для предварительного обезвоживания конвертерных шламов [15; 16]. После предварительного обезвоживания в разработанной технологической схеме предлагается термохимический способ окускования в смеси со спекающимися углями в кольцевой печи с вращающимся подом.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для решения задач оптимизации проведено термодинамическое моделирование процесса спекания конвертерного шлама с углями. В качестве инструмента при выполнении вычислительных экспериментов с использованием методов термодинамического моделирования объекта исследования выбран программный комплекс «Терра», созданный в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана и предназначенный для расчета термодинамических свойств и состава фаз равновесного состояния произвольных систем с химическими и фазовыми превращениями [17; 18]. Программа показывает стабильно хорошую сходимость в расчетах процессов в элементарных системах, в том числе процессов прямого восстановления металлов в сложных многокомпонентных гетерогенных системах [19; 20].

Вычислительные эксперименты проводились для двух типов смесей:

Характеристика угольных концентратов

Characteristics of coal concentrates

Концентрат	W^r , %	A^d , %	V^{daf} , %	S^d , %
ГЖ + Ж	10,5	7,8	38,0	0,56
Ж	8,6	8,1	38,2	0,67

– 50 % концентрата ЦОФ Кузнецкая углей марок Ж и ГЖ и 50 % конвертерного шлама;

– 50 % концентрата углей марок Ж Межэгейского месторождения и 50 % конвертерного шлама.

Состав конвертерного шлама следующий, мас. %: Fe_2O_3 64,05; FeO 1,82; MgO 4,59; CaO 16,68; SiO_2 5,75; K_2O 0,19; V_2O_5 0,07; Cr_2O_3 0,10; C 0,63; S 0,24; ZnO 1,11; CuO 0,06; PbO 0,11; MnO 1,08; Al_2O_3 1,93; Na_2O 0,88; P_2O_5 0,32; TiO_2 0,21; W 1,35. В таблице представлены характеристики угольных концентратов (где W^r – влажность; A^d – зольность; V^{daf} – выход летучих; S^d – содержание серы) [14].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты термодинамического моделирования (рис. 1) оказались практически идентичными и показали, что в процессе восстановления железа начинается при температуре порядка 873 К. При температурах выше 1073 К химический состав брикетов стабилизи-

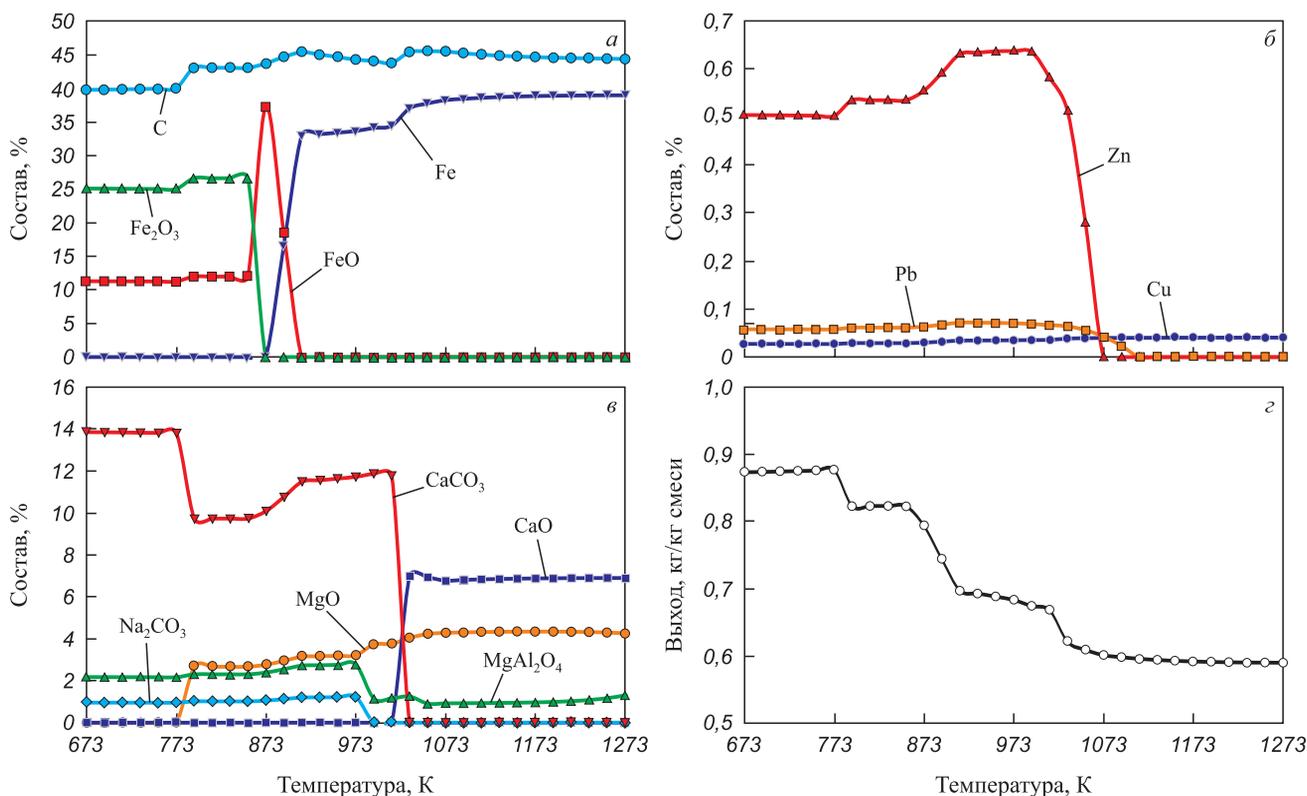


Рис. 1. Результаты термодинамического моделирования процесса спекания конвертерного шлама с углем

Fig. 1. Results of thermodynamic modeling of converter sludge sintering with coal

руется. Содержание железа достигает максимального значения – примерно 39 %, содержание углерода составляет 45 %. Кроме того, в полупродукте присутствуют, мас. %: CaO 6,9; MgO 4,3; $MgAl_2O_4$ 1,0. Масса брикетов составила 0,6 кг/кг исходной смеси.

Содержание цинка и свинца при температуре выше 1073 К снижается практически до нуля, поскольку соединения этих компонентов, очевидно, переходят в газовую фазу. Содержание меди составляет примерно 0,04 %. Остальные элементы (титан, хром, ванадий, натрий, калий) присутствуют в системе в незначительных количествах в виде оксидов (менее 0,1 %).

Полученная информация полностью подтверждается экспериментальными исследованиями, в которых смеси подвергались нагреву в кольцевой печи до температуры 1003 К, а затем в течение 30 мин в печи Таммана до температуры завершения процесса при 1373 К. Полученные данные показывают, что брикетизируемый материал представляет собой своеобразный аналог феррококса (рис. 2), содержащий 35 – 39 мас. % Fe и 45 – 49 мас. % C, а содержание оксида цинка не превышает 0,017 мас. %.

В дальнейшем с использованием программного комплекса «Терра» были проведены исследования параметров получаемого полупродукта при различных соотношениях конвертерного шлама и угля в композиционной шихте при диапазоне температур 873 – 1273 К. Полученные результаты (рис. 3) показывают, что содержание углерода в продукте стабилизируется при температурах выше 1073 К и составляет 50,0, 45,0 и 27,0 % при содержании конвертерного шлама в шихте 40, 50 и 60 % соответственно. Содерж-

ание железа составляет 26,5 % при доле шлама в шихте 40 % и практически одинаково при расходах шлама 50 и 60 % – порядка 39 – 40 % в диапазоне температур выше 1073 К. Аналогичные характеристики имеют зависимости выхода брикетов типа феррококса от температуры при различных соотношениях расходов шихтовых материалов. Выход полупродукта при температурах завершения процесса восстановления составляет 0,6 кг/кг шихты при доле шлама в шихте до 40 %. При расходе шлама 50 и 45 % выход продукта отличается незначительно и составляет 0,67 – 0,69 кг/кг шихты.

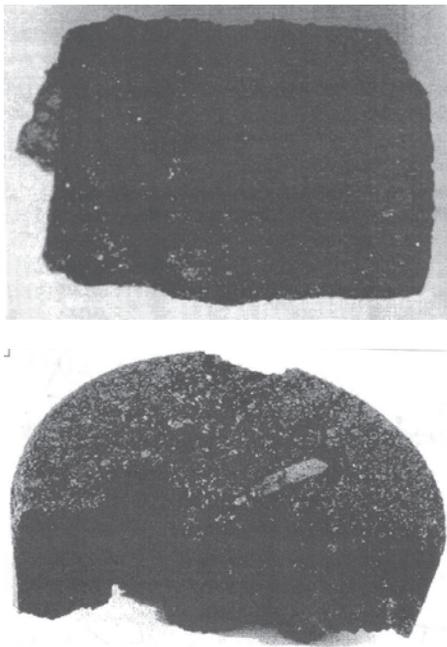


Рис. 2. Опытные образцы брикетов типа феррококса

Fig. 2. Experimental samples of ferrocox briquettes

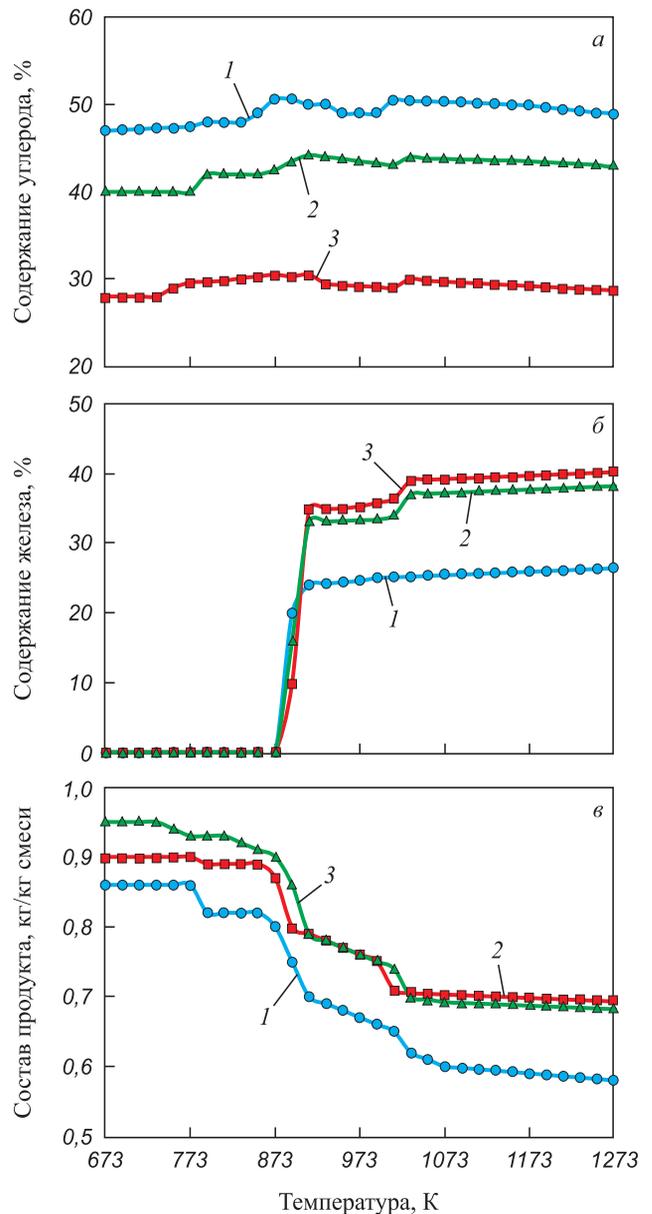


Рис. 3. Результаты исследования процесса спекания конвертерного шлама с углем с использованием программного комплекса «Терра»: 1 – 40 %; 2 – 50 %; 3 – 60 %

Fig. 3. Results of the study of converter sludge sintering with coal using the Terra software package: 1 – 40 %; 2 – 50 %; 3 – 60 %

Таким образом, соотношение количеств конвертерного шлама и шихты для получения оптимального выхода и состава полупродукта должно составлять 1:1. При увеличении доли шлама в шихте количество восстановленного железа и выход продукта меняются незначительно, однако это приводит к снижению в полупродукте содержания углерода.

Практический интерес представляет применение полученных брикетов в виде присадок в шихту конвертерного процесса в качестве железосодержащего материала, дополнительного теплоносителя и восстановителя.

Выводы

Рассмотрены вопросы термодинамического окисления конвертерных шламов с одновременным восстановлением железа из оксидов. Выполнено термодинамическое и физическое моделирование процессов спекания шлама с различными углями, что позволяет рассматривать получаемый материал в качестве эффективного теплоносителя и восстановителя для конвертерной плавки. Определен рациональный состав исходной шихты для композиционных брикетов типа феррококса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Буданов И.А., Устинов В.С. Перспективы развития металлургического производства в России. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2014;(5(1373)):3–12.
Budanov I.A., Ustinov V.S. Prospects for development of metallurgical production in Russia. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2014;(5(1373)):3–12. (In Russ.).
- Григорович К.В. Современное состояние черной металлургии и направления ее развития в цифровой экономике. В кн.: *Сборник трудов XV международного Конгресса сталеплавателей и производителей металла*. 2018:42–59.
- Brun L.C. Overcapacity in Steel: China's Role in Global Problem. Center of Globalization, Governance & Competitiveness, Duke University; 2016:54.
<https://doi.org/10.13140/RG.2.2.11923.48161>
- Osaba E., Carballedo R., Diaz F., Perallos A. Simulation tool based on a memetic algorithm to solve a real instance of a dynamic TSP. In: *Proceedings of IASTED Int. Conf. of Applied Simulation and Modelling*. 2012:27–33.
<https://doi.org/10.2316/P.2012.776-029>
- Sakthivel R., Vasumathi N., Sahu D., Mishra B.K. Synthesis of magnetite powder from iron ore tailings. *Powder Technology*. 2010;201(2):187–190.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2010.03.005>
- Санакулов К. Научно-технические основы переработки отходов горно-металлургического производства. Ташкент: ФАН; 2009:404.
- Yusupkhodzhaev A.A. Theory Waste Free Technology on the Ferrous Metallurgy. Tashkent: TSTU; 2017:4.
- Jiabin C., Wenlong J., Lianghui Y. Survey and evaluation of the iron tailings resources in China. *Mineral Resources Development*. 2010;(3):60–62.
- Юсупходжаев А.А., Валиев Х.Р., Худояров С.Р., Маткаримов С.Т. Повышение эффективности сталеплавильного производства доизвлечением ценных компонентов из утилизируемых шлаков. *Черные металлы*. 2015;(1):19–22.
Yusupkhodzhaev A.A., Valiev Kh.R., Khudoyarov S.R., Matkarimov S.T. Efficiency rise of steel making production via additional recovery of valuable components from utilized slags. *Chernye metally*. 2015;(1):19–22.
- Chong Y.T., Teo K.M., Tang L.C. A lifecycle-based sustainability indicator framework for waste-to-energy systems and a proposed metric of sustainability. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. 2016;56:797–809.
<https://doi.org/10.1016/j.rser.2015.11.036>
- Su F., Lampinen H.-O., Robinson R. Recycling of sludge and dust to the BOF converter by cold bonded pelletizing. *ISIJ International*. 2004;44(4):770–776.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.770>
- Matsubae-Yokoyama K., Kubo H., Nagasaka T. Recycling effects of residual slag after magnetic separation for phosphorus recovery from hot metal dephosphorization slag. *ISIJ International*. 2009;95(3):306–312.
<https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.95.306>
- Металлургические технологии переработки техногенных месторождений промышленных и бытовых отходов / Е.П. Вольнкина, С.Н. Кузнецов, Е.В. Протопопов и др. Новосибирск: Изд-во СО РАН; 2014:294.
- Кузнецов С.Н., Школлер М.Б., Протопопов Е.В., Темлянцева М.В., Фейлер С.В. Технологические основы адсорбционного обезвреживания и термодинамического окисления конвертерных шламов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(4):268–275.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-4-268-275>
- Kuznetsov S.N., Shkoller M.B., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Feiler S.V. Technological basics of adsorption dehydration and thermochemical sintering of BOF sludge. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017;60(4):268–275. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-4-268-275>
- Школлер М.Б. Исследование и разработка способа рециклинга высоковлажных и высокозольных угольных шламов. В сб.: *Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах. Труды V Международной научно-практической конференции*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ; 2021:213–217.
- Школлер М.Б. Основы теории и практики использования мелкозернистого полукокса из бурых углей для получения разных сортов кокса, технологического топлива, композитов и рециклинга твердых отходов. Роли: Open Science Publishing; 2019:134.
- Белов Г.В., Трусов Б.Г. Термодинамическое моделирование химически реагирующих систем. Москва: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана; 2013:96.
- Белов Г.В. Термодинамическое моделирование: методы, алгоритмы, программы. Москва: Научный Мир; 2002:184.

19. Рыбенко И.А. Термодинамическое моделирование процессов в элементарных системах. Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ; 2016:97.
20. Рыбенко И.А. Разработка оптимальных технологических режимов получения металлов с использованием методов математического моделирования и инструментальных систем. *Черная металлургия. Бюллетень*

научно-технической и экономической информации. 2018;(2):57–61.

Rybenko I.A. Development of optimal technological modes for the production of metals using mathematical modeling methods and instrumental systems. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information.* 2018;(2):57–61. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

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 Анатольевич Беленецкий, магистрант кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: info@vpk-oil.ru

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

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 A. Belenetskii, MA Student of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: info@vpk-oil.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Е. В. Протопопов – технологическое описание поставленной задачи, обоснование направления исследований, анализ полученных результатов.
И. А. Рыбенко – проведение термодинамических расчетов, обработка результатов расчетов.
Е. А. Беленецкий – проведение термодинамических расчетов, обработка результатов расчетов.

E. V. Protopopov – technological description of the task, justification of the research direction, analysis of the results.
I. A. Rybenko – conducting thermodynamic calculations, processing calculation results.
E. A. Belenetskii – conducting thermodynamic calculations, processing calculation results.

Поступила в редакцию 13.09.2024
 После доработки 03.10.2024
 Принята к публикации 10.10.2024

Received 13.09.2024
 Revised 03.10.2024
 Accepted 10.10.2024



УДК 621.891

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-731-734



Краткое сообщение
Short Report

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РАБОТЫ ВОЛОЧИЛЬНОГО СТАНА

А. Г. Никитин¹, А. Р. Фастыковский¹, С. П. Герасимов²

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

² АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ш. Космическое, 16)

✉ nikitin1601@yandex.ru

Аннотация. В сообщении рассматривается назначение волочильных станов и возможные нарушения технологического процесса, связанные с недостатками конструкции привода волочильного барабана. Проведен анализ конструкции планетарного редуктора с общим водилом, используемым в приводе протягивающего барабана волочильного стана. В процессе работы такой передачи возникают недостатки: из-за неуравновешенности звеньев механизма относительно центральной оси возникают дополнительные динамические силы. Такая конструкция передает движение от ведущего звена на водило лишь через один сателлит, зубья которого воспринимают всю силу, передаваемую крутящим моментом, что снижает надежность редуктора и привода в целом. Описана конструкция трехсателлитного уравновешенного самоустанавливающегося планетарного редуктора, свободного от указанных недостатков.

Ключевые слова: волочильный стан, привод, планетарный редуктор, крутящий момент, динамическая сила, водило, сателлит, надежность

Для цитирования: Никитин А.Г., Фастыковский А.Р., Герасимов С.П. Совершенствование работы волочильного стана. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):731–734. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-731-734>

IMPROVING OPERATION OF A DRAWING MILL

A. G. Nikitin¹, A. R. Fastykovskii¹, S. P. Gerasimov²

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

² JSC EVRAZ Joint West Siberian Metallurgical Plant (16 Kosmicheskoe Route, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

✉ nikitin1601@yandex.ru

Abstract. The report considers the purpose of drawing mills and possible violations of the technological process associated with the design flaws of drawing mill drive. We analyzed the design of a planetary gearbox with a common carrier used in the drive of the stretching drum of a drawing mill. During the operation of such a transmission, there are disadvantages: due to the imbalance of links of the mechanism relative to the central axis, additional dynamic forces arise. This design transmits movement from the leading link to the carrier only through one satellite, the teeth of which perceive all the force transmitted by the torque, which reduces the reliability of the gearbox and the drive as a whole. The design of a three-satellite balanced self-aligning planetary gearbox, free from these disadvantages, is described.

Keywords: drawing mill, drive, planetary gearbox, torque, dynamic force, carrier, satellite, reliability

For citation: Nikitin A.G., Fastykovskii A.R., Gerasimov S.P. Improving operation of a drawing mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2024;67(6): 731–734. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-731-734>

Волочение является четвертым переделом металлургического производства. Волочением изготавливают холоднотянутые изделия в виде проволоки, фасонных профилей и труб. Процесс заключается в том, что исходная заготовка под воздействием тянущей силы

принудительно протягивается через сужающийся канал волочильного инструмента (волоки), при этом поперечное сечение протянутого изделия уменьшается, принимая форму выходного отверстия. Волоки изготавливают с высокой точностью из карбидвольфрамовых твердых

сплавов. Процесс волочения реализуется в холодном состоянии при обязательном использовании смазки. Во многом стабильность процесса волочения, качество готовой продукции, количество брака зависят от характера приложения внешней силы, необходимой для осуществления процесса волочения. Внешнюю силу обеспечивает барабан волочильного стана, приводимый в движение обычно электродвигателем через цилиндрический редуктор. Система привода барабана оказывает существенное влияние на условия трения в волоке, стабильность приложения нагрузки в момент разгона и установившегося процесса, что в целом определяет реализуемость процесса волочения [1; 2].

В настоящее время волочением получают проволоку, трубы небольшого диаметра, некоторые виды специальных профилей. В качестве оборудования используется волочильный стан, основными узлами которого являются волока и протягивающий барабан, вращение на который от электродвигателя передается через редуктор [3; 4].

В результате анализа работы волочильного стана АЗТМ ВН 2-550 сталепрокатного цеха АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») выявлено, что для повышения его эксплуатационного ресурса и, соответственно, увеличения производительности необходимо провести модернизацию, заключающуюся в замене используемого привода в составе двух конических шестерен, цилиндрического редуктора и ременной передачи на трехсателлитный планетарный редуктор МПО-1М-10-5,74-7,5/250 [5].

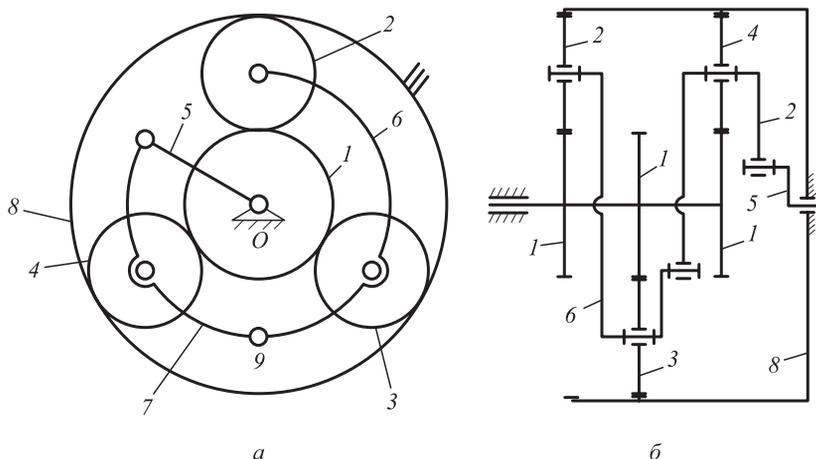
Однако установленный при модернизации привода волочильного стана трехсателлитный планетарный

редуктор с общим водилом имеет существенные недостатки: неуравновешенность звеньев передачи относительно центральной оси приводит к возникновению дополнительных динамических сил, а также такая конструкция передает движение от ведущего звена на водило лишь через один сателлит, зубья которого воспринимают всю силу, передаваемую крутящим моментом [6; 7]. Это снижает надежность редуктора и привода в целом. Выявленные недостатки не позволили устранить такие технологические проблемы, как сокращение времени перехода с профиля на профиль, плавность разгона до установившейся скорости волочения, уменьшение количества обрывов.

С целью устранения данных недостатков в Сибирском государственном индустриальном университете разработана конструкция трехсателлитной уравновешенной самоустанавливающейся планетарной передачи [8] (см. рисунок).

Трехсателлитная планетарная передача содержит центральное входное ведущее зубчатое колесо 1, сателлиты 2 – 4, выходное звено (водило) 5, трехпарные шарнирные рычаги 6, 7 и неподвижное центральное колесо с внутренними зубьями 8, относительно которого осуществляется движение. Так как центры масс трехпарных шарнирных рычагов располагаются на осях соединяемых ими сателлитов, система становится уравновешенной, за счет чего уменьшаются динамические силы, действующие в зубчатых зацеплениях.

Трехсателлитная уравновешенная планетарная передача работает следующим образом: при передаче вращения от электродвигателя центральному колесу 1 движение от него передается на все сателлиты равномерно через трехпарные шарнирные рычаги (шатунны) 6 и 7,



Общий вид (а) и кинематическая схема (б) уравновешенной трехсателлитной планетарной передачи:

- 1 – центральное входное ведущее колесо; 2 – 4 – сателлиты; 5 – выходное звено (водило);
- 6, 7 – трехпарные шарнирные рычаги, которые пятью шарнирами соединены с сателлитами 2 – 4 и с водилом 5;
- 8 – центральное колесо с внутренними зубьями; 9 – дополнительный шарнир

General view (a) and kinematic scheme (b) of a balanced three-satellite planetary transmission:

- 1 – central input drive wheel; 2 – 4 – satellites; 5 – output link (carrier);
- 6, 7 – three-pair articulated levers, which are connected with satellites 2 – 4 and with the carrier 5 by five rods;
- 8 – central wheel with internal teeth; 9 – additional hinge

соединенные с выходным звеном 5, при этом крутящий момент от центрального колеса l равномерно передается на все сателлиты.

Подвижность разработанной конструкции редуктора определяется по общепринятой формуле П.Д. Чебышева следующим образом:

$$W = 3n - 2p_5 - p_4,$$

где W – количество степеней свободы (подвижность) механизма; n – количество звеньев; p_5 и p_4 – количество пар пятого (шарниры) и четвертого (зубчатые зацепления) классов.

Кинематическая цепь передачи содержит семь звеньев ($n = 7$), соединенных в семь шарниров ($p_5 = 7$) и в шесть зубчатых зацеплений колес ($p_4 = 6$), поэтому $W = 1$, то есть рассматриваемая планетарная передача является статически определимой и все три сателлита гарантированно участвуют в передаче мощности от центрального колеса к выходному звену, при этом уменьшаются силы, а, соответственно, напряжения, возникающие в зубьях передачи.

Использование в приводе волочильного стана трехсателлитной уравновешенной самоустанавливающейся планетарной передачи позволит сократить время перехода с профиля на профиль, снизить брак и простои, связанные с обрывами, увеличить скорость волочения и в целом повысить производительность волочильного стана.

Выводы

Анализ работы волочильного стана показал, что для увеличения его производительности необходимо модернизировать привод протягивающего барабана. Разработанная конструкция привода волочильного стана с использованием трехсателлитной уравновешенной самоустанавливающейся планетарной передачи повышает эксплуатационный ресурс, сокращает время

перехода с профиля на профиль, увеличивает скорость волочения, уменьшает аварийные простои оборудования и брак, что, в свою очередь, увеличивает производительность стана в целом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Родионова Л.В., Родионова А.А. Современное состояние и перспективы развития волочильного производства стальной проволоки. *Машиностроение*. 2013;1(1):3–11. Rodionova L.V., Rodionova A.A. The current situation and perspectives the development of wire-drawing steel wire. *Mashinostroenie*. 2013;1(1):3–11. (In Russ.).
2. Vega G., Haddi A., Imad A. Investigation of process parameters effect on the copper-wire drawing. *Materials and Design*. 2009;30(8):3308–3312. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.12.006>
3. Пердиков З.И. Волочильные станы. Москва: Металлургия; 1986:208.
4. Haddi A., Imad A., Vega G. Analysis of temperature and speed effects on the drawing stress for improving the wire drawing process. *Materials and Design*. 2011;32(8-9):4310–4315. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.010>
5. Никитин А.Г., Баженов И.А., Герасимов С.П. Анализ эксплуатационного ресурса привода волочильного стана. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(6):434–436. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-434-436> Nikitin A.G., Bazhenov I.A., Gerasimov S.P. Analysis of the drawing mill drive operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(6):434–436. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-434-436>
6. Lai T.-S. Design and machining of the epicycloid planetary gear of cycloid drives. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2006;28(7-8):665–670. <https://doi.org/10.1007/s00170-004-2423-x>
7. Yang B.-D., Meng C.-H. Modeling of friction contact and its application to the designing of shroud contact. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 1997;119(4):958–963. <https://doi.org/10.1115/1.2817082>
8. Пат. 2526738 РФ. Способ сборки многосателлитной уравновешенной планетарной передачи / Л.Т. Дворников, С.П. Герасимов; заявл. 09.01.2020, опубл. 31.07.2020.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Григорьевич Никитин, д.т.н., профессор кафедры механики и машиностроения, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-9198-6386
E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Андрей Ростиславович Фастыковский, д.т.н., доцент, профессор кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-9259-9038
E-mail: omd@sibsiu.ru

Семен Павлович Герасимов, старший мастер по ремонту оборудования, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
ORCID: 0000-0001-5012-2565
E-mail: knikitos@mail.ru

Aleksandr G. Nikitin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Mechanics and Machine Engineering, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-9198-6386
E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Andrei R Fastykovskii, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK”, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-9259-9038
E-mail: omd@sibsiu.ru

Semen P. Gerasimov, Senior Technician on Equipment Repair, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant
ORCID: 0000-0001-5012-2565
E-mail: knikitos@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. Г. Никитин – формирование основной концепции, формулирование выводов, научное руководство.

А. Р. Фастыковский – доработка текста, корректировка выводов, обсуждение экспериментальной части.

С. П. Герасимов – выполнение экспериментальной части работы, написание текста.

A. G. Nikitin – formation of the basic concept, formulation of conclusions, scientific guidance.

A. R. Fastykovskii – revision of the text, correction of conclusions, discussion of the experiments.

S. P. Gerasimov – performing the experiments, writing the text.

Поступила в редакцию 27.12.2023

После доработки 12.09.2024

Принята к публикации 17.10.2024

Received 27.12.2023

Revised 12.09.2024

Accepted 17.10.2024

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХINNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS

УДК 669.187

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-735-737

Краткое сообщение
Short report

РЕИНЖИНИРИНГ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЫ НОВОТРОИЦКОГО ЗАВОДА ХРОМОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

А. В. Нефедов¹, Р. Э. Ишмухаметов¹, Н. А. Чиченев²

¹ Новотроицкий филиал Национального исследовательского технологического университета «МИСИС» (Россия, 426359, Оренбургская обл., Новотроицк, ул. Фрунзе, 8)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

chich38@mail.ru

Аннотация. Новотроицкий завод хромовых соединений специализируется на переработке хромитовых и доломитовых руд. Опыт эксплуатации показал, что потеря работоспособности шаровой мельницы, установленной в данном цехе, приводит к незапланированным простоям из-за отказа элементов привода, которые составляют 11,3 % от номинального времени работы цеха. Для повышения надежности технологического оборудования предложена замена действующего электропривода на современный мотор-редуктор, передающий вращение барабану мельницы через зубчатую муфту. В результате разработки нового привода удалось упростить его конструкцию и уменьшить трудоемкость технического обслуживания и ремонта. Дополнительные капитальные затраты не превышают 3,4 млн руб и окупаются менее, чем за три месяца.

Ключевые слова: обогатительное производство, процессы дробления и измельчения, трубчатая шаровая мельница, электромеханический привод, мотор-редуктор

Для цитирования: Нефедов А.В., Ишмухаметов Р.Э., Чиченев Н.А. Реинжиниринг шаровой мельницы Новотроицкого завода хромовых соединений. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):735–737. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-735-737>

RE-ENGINEERING OF BALL MILL AT NOVOTROITSK PLANT OF CHROMIUM COMPOUNDS

A. V. Nefedov¹, R. E. Ishmukhametov¹, N. A. Chichenev²

¹ Novotroitsk Branch of the National University of Science and Technology “MISIS” (8 Frunze Str., Novotroitsk, Orenburg Region 426359, Russian Federation)

² National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

chich38@mail.ru

Abstract. Novotroitsk Plant of Chromium Compounds (NPCC) specializes in the processing of chromite and dolomite ores. Operating experience showed that the loss of operability of the ball mill installed in this workshop leads to unplanned downtime due to the failure of drive elements, which account for 11.3 % of the rated operating time of the workshop. To improve the reliability of technological equipment, it was proposed to replace the existing electric drive with a modern geared motor, which transmits rotation to the mill drum through a gear coupling. As a result of the new drive engineering, it was possible to simplify its design and reduce the labor intensity of maintenance and repair. Additional capital expenditures do not exceed RUB 3.4 million and pay off in less than 3 months.

Keywords: foundry, beneficiation production, crushing and grinding processes, tube ball mill, electromechanical drive, geared motor

For citation: Nefedov A.V., Ishmukhametov R.E., Chichenev N.A. Re-engineering of ball mill at Novotroitsk Plant of Chromium Compounds. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2024;67(6):735–737. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-735-737>

В настоящее время на металлургических предприятиях большое внимание уделяется реинжинирингу существующего оборудования [1 – 3]. При этом предусматривается введение новых передовых технологий, автоматизация управления металлургическими процессами с использованием современных компьютерных систем, совершенствование организации труда и повышение квалификации работающего персонала [4 – 6].

Новотроицкий завод хромовых соединений (НЗХС) – предприятие, специализирующееся на переработке хромовой руды. После дробления крупных кусков по конвейеру руда поступает в мельницу сухого помола, где происходит измельчение хромитовой и доломитовой руд. Из шаровой мельницы материал подается на следующий элеватор и, наконец, в бункер на участке подготовки шихты.

В настоящее время в размольном отделении эксплуатируется шаровая мельница СММ2061, в приводе которой использован электродвигатель серии 4А, в настоящее время снятый с производства, и специальный редуктор. Физическое и моральное старение приводит к незапланированным простоям из-за отказа элементов привода, которые составляют 11,3 % от номинального времени работы цеха.

В связи с возросшими потребностями в продукции НЗХС возникла необходимость увеличения производительности технологического оборудования, в том числе повышения мощности электропривода и частоты вращения барабана шаровой мельницы. Как показывает опыт эксплуатации шаровых мельниц, увеличение производительности (без изменения конструкции барабана) возможно в пределах 10 – 15 %. Данное техническое решение позволит химико-металлургической компании АО «НЗХС» увеличить производство монокромата натрия за счет увеличения количества твердой хромитовой и доломитовой руды, измельчаемой в дробильном отделении первого цеха, и тем самым снизить производственные затраты компании.

С этой целью предложена замена действующего электропривода на современный мотор-редуктор типа R167DV280V4/BVG122 мощностью 30 кВт и частотой вращения на тихоходном валу 22 мин⁻¹. Привод смонтирован на раме, представляющей собой сварную листовую металлоконструкцию. Для соединения трансмиссионного вала между выходным валом мотор-редуктора и приводным валом мельницы используется зубчатая муфта общемашиностроительного применения.

Для оценки экономической эффективности от внедрения модернизированного привода трубчатой шаровой мельницы составлена смета капитальных затрат. В результате установлено, что сумма капитальных вложений с учетом дополнительных затрат на закупку и монтаж нового оборудования составляет около 3,4 млн руб. Экономический эффект, ожидаемый от внедрения нового привода, связан с сокращением вре-

мени, необходимого на проведение капитальных и текущих ремонтов, что приводит к увеличению производительности шаровой мельницы на 3 т/ч. Предлагаемое мероприятие по модернизации привода позволит снизить себестоимость 1 т переработанной руды на 0,02 %, повысить рентабельность производства на 1,37 % и прибыль от реализации на 1,29 %, что при существующем объеме производства позволит получить значительный экономический эффект. Затраты на внедрение предлагаемого устройства окупаются менее, чем через три месяца с начала эксплуатации внедренного устройства. Данные показатели доказывают экономическую эффективность разработанного проекта.

Выводы

В результате модернизации привода трубчатой шаровой мельницы удалось упростить его конструкцию и уменьшить трудоемкость технического обслуживания и ремонта. Замена старого привода, включающего электродвигатель и редуктор, на новый привод, который состоит из мотор-редуктора и зубчатой муфты, позволяет увеличить межремонтный период эксплуатации и тем самым снизить эксплуатационные расходы. Расчеты показывают, что реализация проектных решений приводит к снижению себестоимости 1 т переработанной руды на 0,02 %, повышению рентабельности производства на 1,37 % и прибыли от реализации на 1,29 %. Дополнительные капитальные затраты не превышают 3,4 млн руб и окупаются менее, чем за три месяца.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Ефремов Д.Б., Степанов В.М., Чиченева О.Н. Модернизация механизма быстрого отжима валков прокатной клетки ДУО стана 2800 АО «Уральская Сталь». *Сталь*. 2020;(8):44–47.
Efremov D.B., Stepanov V.M., Chicheneva O.N. Modernization of rapid pressing of DUO rolling stand rolls in mill 2800 of JSC Ural Steel. *Stal'*. 2020; (8):44–47. (In Russ.).
- Нефедов А.В., Китанов А.А., Чиченев Н.А. Реинжиниринг роликовой закалочной машины листопрокатного цеха АО «Уральская Сталь». *Черные металлы*. 2022;(3):22–26. <https://doi.org/10.17580/chm.2022.05.04>
Nefedov A.V., Kitanov A.A., Chichenev N.A. Reengineering of the roller hardening machine of the sheet-rolling shop of JSC Ural Steel. *Chernye metally*. 2022;(3):22–26. <https://doi.org/10.17580/chm.2022.05.04>
- Нефедов А.В., Танчук А.В., Чиченев Н.А. Модернизация привода опрокидывателя рудных вагонеток Донского ГОК АО «ТНК Казхром». *Горный журнал*. 2022;(8):52–56. <https://doi.org/10.17580/gzh.2022.08.07>
Nefedov A.V., Tanchuk A.V., Chichenev N.A. Modification of car tippler drive at Donskoy Ore Mining and Processing Plant. *Gornyi zhurnal*. 2022;(8):52–56. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/gzh.2022.08.07>
- Bardovskiy A.D., Gorbatyuk S.M., Keropyan A.M., Bibikov P.Ya. Assessing parameters of the accelerator disk of

a centrifugal mill taking into account features of particle motion on the disk surface. *Journal of Friction and Wear*. 2018;39(4):326–329.

<https://doi.org/10.3103/S1068366618040037>

5. Zinyagin A.G. Use of machine learning methods for determination of the boundary conditions coefficients in a FEM task for the case of accelerated cooling of hot-rolled sheet metal.

CIS Iron and Steel Review. 2023;(1):58–66.

<https://doi.org/10.17580/cisisr.2023.01.10>

6. Nefedov A.V., Svichkar V.V., Chicheneva O.N. Re-engineering of equipment to feed the melting furnace with aluminum Charge. In: *Proceedings of the 6th Int. Conf. on Industrial Engineering (ICIE 2020)*. 2021:1198–1204.
https://doi.org/10.1007/978-3-030-54817-9_139

Сведения об авторах

Information about the Authors

Андрей Викторович Неведов, к.пед.н., доцент, заместитель директора, Новотроицкий филиал НИТУ «МИСИС»

E-mail: cosnovotr@rambler.ru

Роман Эдуардович Ишмухаметов, студент, Новотроицкий филиал НИТУ «МИСИС»

E-mail: peretz_97@mail.ru

Николай Алексеевич Чиченев, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга технологического оборудования, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-9019-4675

E-mail: chich38@mail.ru

Andrei V. Nefedov, Cand. Sci. (Pedagogical), Assist. Prof., Deputy Director, Novotroitsk Branch of the National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: cosnovotr@rambler.ru

Roman E. Ishmukhametov, Student, Novotroitsk Branch of the National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: peretz_97@mail.ru

Nikolai A. Chichenev, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Engineering of Technological Equipment”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0002-9019-4675

E-mail: chich38@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

A. V. Nefedov – формулировка идеи работы, определение цели и задачи исследования.

R. E. Ishmukhametov – анализ и обобщение полученных результатов.

N. A. Chichenev – поиск и анализ литературных источников, формирование концепции статьи, подготовка текста.

A. V. Nefedov – formulation of the article idea, definition of the purpose and objectives of the research.

R. E. Ishmukhametov – analysis and generalization of the results.

N. A. Chichenev – search and analysis of publications, formation of the article concept, writing the text.

Поступила в редакцию 13.07.2024

После доработки 18.07.2024

Принята к публикации 23.10.2024

Received 13.07.2024

Revised 18.07.2024

Accepted 23.10.2024



УДК 519.876.2

DOI 10.17073/0368-0797-2024-6-738-743



Оригинальная статья

Original article

ПЛАНИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ РЕМОНТОВ КОНВЕРТЕРОВ В УСЛОВИЯХ КВАЗИПЕРИОДИЧЕСКОГО ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ АГРЕГАТОВ

М. Е. Корнет¹, А. В. Зимин², И. В. Буркова³, В. В. Зимин²¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская область – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)³ Институт проблем управления им. В.А. Трапезникова РАН (Россия, 117997, Москва, ул. Профсоюзная, 65)✉ marya.kornet@gmail.com

Аннотация. На примере сталеплавильного производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» рассматривается задача синхронного календарного планирования в интервале нескольких плановых периодов работы конвертеров, конвертерных цехов, производства в целом, а также текущих ремонтов конвертеров сталеплавильного производства (два конвертерных цеха с двумя и тремя конвертерами). Плановые остановки конвертера на ремонт зависят от реальной достигнутой продолжительности кампании по футеровке и производственных календарных планов работы агрегатов. Ремонты выполняются при достижении текущей длительности кампании конвертера заданного нормативного значения. Таким образом, текущая длительность кампании конвертера описывается дискретной, нелинейной квазипериодической функцией, не имеющей фиксированного периода, но обладающей некоторой регулярностью. Формализованы технологические ограничения, определяющие минимальные и максимальные значения количества плавов в сутки, которое может провести каждый из цехов при одном или двух одновременно работающих конвертерах. Сформулированы условия, позволяющие избежать выполнения в одном цехе двух «холодных» ремонтов в одном плановом периоде и обеспечивающие ежесуточную переработку конвертерными цехами всего поступающего из доменного цеха чугуна. В предлагаемой математической постановке задачи требуется найти такие графики ремонтов конвертеров и такие календарные планы их работы, которые удовлетворяют сформулированным ограничениям и оптимизируют нелинейный критерий. Предложенный критерий направлен на обеспечение постоянной готовности цехов для выполнения производственной программы и проектной производительности. Задача сформулирована для условий безаварийной работы и стабильного обеспечения цехов жидким чугуном как основной составляющей металлозавалки конвертерной плавки.

Ключевые слова: сталеплавильное производство, конвертер, длительность кампании, конвертерный цех, квазипериодичность, календарный план, проектная производительность

Для цитирования: Корнет М.Е., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Планирование системы ремонтов конвертеров в условиях квазипериодического функционирования агрегатов. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(6):738–743.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-738-743>

PLANNING BOF REPAIR SYSTEM IN CONDITIONS OF QUASI-PERIODIC OPERATION OF UNITS

M. E. Kornet¹, A. V. Zimin², I. V. Burkova³, V. V. Zimin²¹ National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)² Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)³ V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences, Russian Academy of Sciences (65 Profsoyuznaya Str., Moscow 117997, Russian Federation)✉ marya.kornet@gmail.com

Abstract. Using the example of the steelmaking production of JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant, the paper considers the task of synchronous calendar planning in the interval of several planned periods of operation of basic oxygen furnace (BOF), BOF shops, production as a whole, as well as ongoing repairs of BOF for steelmaking production (two BOF shops with two and three BOFs). Scheduled stops

of the BOF for repair depend on the actual achieved duration of the lining campaign and production schedules of the units and are performed when the current duration of the BOF campaign reaches a given standard value. Thus, the current duration of the BOF campaign is described by a discrete, nonlinear quasi-periodic function that does not have a fixed period, but has some regularity. Technological limitations were formalized, determining the minimum and maximum values of the number of melts per day that each of the workshops can produce with one or two BOFs operating simultaneously. The authors formulated the conditions to avoid performing two “cold” repairs in one shop in one planned period and ensuring daily processing by BOF shops of all cast iron coming from the blast furnace shop. In the proposed mathematical formulation of the problem, it is required to find such schedules of BOF repairs and such calendar plans of their work that satisfy the formulated constraints and optimize the non-linear criterion. The proposed criterion is aimed at ensuring the constant readiness of the shops for implementation of the production program and design productivity. The task is formulated for the conditions of trouble-free operation and stable provision of the shops with liquid cast iron as the main component of the metal charge of BOF smelting.

Keywords: steelmaking, BOF, campaign duration, BOF shop, quasi-periodicity, calendar plan, design productivity

For citation: Kornet M.E., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Planning BOF repair system in conditions of quasi-periodic operation of units. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(6):738–743. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-738-743>

ВВЕДЕНИЕ

В соответствии с современными представлениями кислородно-конвертерный процесс наиболее полно отвечает задачам повышения экономической эффективности и улучшения качества металлопродукции [1 – 3].

Состояние конвертерного производства России практически полностью отражает основные проблемы мировой практики как по определению оптимального состава перерабатываемой шихты, так и по направлениям снижения потерь и расходных показателей процесса [4 – 6]. При этом современные экономические условия предопределяют необходимость совершенствования организации планирования производства, развития технологии, разработки новых огнеупорных материалов и способов ремонтов футеровки конвертеров, сопровождающихся значительным продлением срока кампании агрегатов и сокращением потребления огнеупоров [6 – 9]. Именно поэтому проблемы планирования производственных показателей организации и ремонтов агрегатов и вспомогательного оборудования всегда относятся к важнейшим задачам, обеспечивающим достижение максимально возможных технико-экономических показателей работы конвертерных цехов [10 – 12].

Задачи сквозного планирования ремонтов конвертеров сталеплавильного производства имеют существенные особенности, которые заключаются в необходимости одновременного многофакторного решения при построении календарного плана работы конвертеров. При планировании ремонтов других металлургических агрегатов график ремонта конвертеров является частью исходных данных для их общего календарного планирования [13 – 15]. Это отличие обусловлено тем, что конвертер останавливают на ремонт после того, как количество проведенных плавов на рассматриваемой футеровке достигает значений, определяемых как нормативная длительность кампании конвертера [16; 17]. Время достижения нормативной длительности кампании определяется зависимостью от календарного времени работы агрегата и, как правило, в производственных условиях приводит к выполнению ремонтов с нерегулярной периодичностью [18 – 20].

ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ОБОЗНАЧЕНИЯ

Обозначим через $O = \{O_I, O_{II}\}$ структуру сталеплавильного производства, включающую два конвертерных цеха: $O_I = \{o_1, o_2, o_3\}$ и $O_{II} = \{o_4, o_5\}$, т.е. в первом цехе функционирует три конвертера одного типоразмера, а во втором – два. Интервал планирования ремонтов конвертеров зависит от нормативной продолжительности кампании конвертеров, их садки и месячных объемов чугуна, поступающего для переработки. Пусть $(T_1, T_2, \dots, T_j, \dots, T_p)$ – последовательность месяцев интервала планирования ремонтов конвертеров; $T_j = (\Delta t_{s_j} | s_j = \overline{1, S_j})$; S_j – количество суток в j -ом месяце. Тогда $g(O_I)$ и $g(O_{II})$ – объемы перерабатываемого чугуна за один цикл плавки конвертерами первого и второго цехов; ρ_I, ρ_{II} – расходные коэффициенты по чугуну для выплавки тонны стали в соответствующем цехе; K_I и K_{II} – нормативные показатели длительностей кампаний конвертеров в первом и втором цехах. Обозначим через $\left\{ \left(s_{j^c}^{r^n}, s_{j^c}^{r^e} \right) | c = \overline{1, 2, \dots} \right\}, i = \overline{1, 5}$ – искомые интервалы плановых ремонтов конвертеров; где $s_{j^c}^{r^n}$ и $s_{j^c}^{r^e}$ – сутки начала и окончания c -го ремонта i -го конвертера. При $j = j'$ ремонт начинается и заканчивается в плановом периоде j . При $j \neq j'$ ремонт начинается в периоде j , а заканчивается в периоде j' , причем в j -ом периоде ремонт длится $\left(S_j - s_{j^c}^{r^n} \right)$ суток, а в периоде j' – $s_{j^c}^{r^e}$ суток.

Заметим, что сокращение предложений поставки металлолома в рыночных условиях привело к сопоставимости цен на металлолом с себестоимостью производства чугуна. Вследствие этого коэффициенты ρ_I, ρ_{II} расхода чугуна на тонну стали перестали рассматриваться в качестве констант, а получили интервальную оценку:

$$\begin{aligned} \rho_I &\in \left(\rho_I^{\min}, \rho_I^{\max} \right); \\ \rho_{II} &\in \left(\rho_{II}^{\min}, \rho_{II}^{\max} \right). \end{aligned} \quad (1)$$

Благодаря совершенствованию технологии конвертерного производства (внедрению внепечной обработки стали, оперативной оценки текущего состояния футеровки конвертера, организации периодических «горячих» ремонтов между очередными плановыми с заменой футеровки), длительность кампании конвертера существенно увеличилась и в настоящее время достигает 6 тысяч и более плавов. При этом сократилось общее число «холодных» ремонтов конвертера. Кроме того, различные поставщики специализированных материалов для выполнения «горячих» ремонтов гарантируют различную длительность кампаний конвертеров (общепринятым стал термин гарантированная стойкость конвертера). В современных условиях продолжительность кампании уже обеспечивается конкретным поставщиком огнеупоров, с которым заключается контракт:

$$\begin{aligned} K_I &= (K_I^{\min}, K_I^{\max}); \\ K_{II} &= (K_{II}^{\min}, K_{II}^{\max}). \end{aligned} \quad (2)$$

Существенно изменилось представление о длительности «холодного» ремонта, под которым изначально понимался период времени замены футеровки конвертера. В настоящее время, как правило, такой ремонт конвертера совмещают с ремонтами вспомогательного оборудования и других металлургических агрегатов. Вследствие этого длительность останова конвертера на ремонт может превышать длительность текущего планового периода.

Далее, если не оговорено специально, будем исходить из того, что оценки введенных параметров носят точечный, а не интервальный характер.

Обозначим через $m_{ij}(\Delta t_{s_j})$, $m_{Ij}(\Delta t_{s_j})$, $m_{IIj}(\Delta t_{s_j})$ количество плавов, выпускаемых конвертером i , цехами O_I , O_{II} в сутки Δt_{s_j} . Очевидно, что

$$\begin{aligned} \sum_{i=1}^3 m_{ij}(\Delta t_{s_j}) &= m_{Ij}(\Delta t_{s_j}); \\ \sum_{i=4}^5 m_{ij}(\Delta t_{s_j}) &= m_{IIj}(\Delta t_{s_j}). \end{aligned} \quad (3)$$

Под календарным планом работы i -го конвертера в j -ом месяце будем понимать последовательность

$$m_{ij}(\Delta t_{s_j}) | s = \overline{1, S_j}. \quad (4)$$

На совместную работу конвертеров в цехах накладываются технологические ограничения, определяющие диапазон изменения количества плавов в сутки в каждом цехе при одном или двух одновременно работающих конвертерах:

$$\underline{m}_i^1 \leq m_{ij}(\Delta t_{s_j}) \leq \overline{m}_i^1, \quad i = \overline{1, 3}, \quad j = \overline{1, P}; \quad (5)$$

$$\underline{m}_{II}^1 \leq m_{ij}(\Delta t_{s_j}) \leq \overline{m}_{II}^1, \quad i = \overline{4, 5}, \quad j = \overline{1, P}; \quad (6)$$

$$\begin{aligned} 2\underline{m}_i^1 &\leq (m_{ij}(\Delta t_{s_j}) + m_{i'j}(\Delta t_{s_j})) \leq 2\overline{m}_i^1; \\ i &\neq i', \quad i, i' = \overline{1, 3}, \quad j = \overline{1, P}; \end{aligned} \quad (7)$$

$$2\underline{m}_{II}^1 \leq (m_{4j}(\Delta t_{s_j}) + m_{5j}(\Delta t_{s_j})) \leq 2\overline{m}_{II}^1, \quad j = \overline{1, P}, \quad (8)$$

где \underline{m}_i^1 , \overline{m}_i^1 , \underline{m}_{II}^1 , \overline{m}_{II}^1 , $2\underline{m}_i^1$, $2\overline{m}_i^1$, $2\underline{m}_{II}^1$, $2\overline{m}_{II}^1$ – минимальное и максимальное количество плавов, выпускаемых в первом и втором цехах при работе одного конвертера, а также минимальное и максимальное количество плавов, выпускаемых в цехах при работе двух конвертеров.

Работа трех конвертеров в первом цехе технологически сложно реализуема.

Введем функцию $k_{ij}(s_j)$, описывающую количество плавов, выпущенных i -ым конвертером на окончание s_j суток j -го периода. Количество плавов ограничено длительностями кампаний конвертеров

$$k_{ij}(s_j) \leq \begin{cases} K_I, & i = \overline{1, 3}; \\ K_{II}, & i = \overline{4, 5}. \end{cases} \quad (9)$$

Множество времени $s_j^{r_c}$ начала ремонта конвертеров определяется соотношениями

$$\begin{cases} s_j^{r_c} | k_{ij}(s_j) \geq K_I, & i = \overline{1, 3}; \\ s_j^{r_c} | k_{ij}(s_j) \geq K_{II}, & i = \overline{4, 5}. \end{cases} \quad (10)$$

Время $s_j^{r_c}$ окончания соответствующих ремонтов определяется их заданной длительностью r_c , $c = 1, 2, \dots$

Проектные решения и система организации ремонтов в сталеплавильном производстве не допускают выполнения в одном цехе двух «холодных» ремонтов в одном плановом периоде, причем первый цех спроектирован исходя из требования постоянной работоспособности двух конвертеров (третий находится в ремонте или резерве). Таким образом, в каждом цехе реализуется в каждом плановом периоде T_j один из четырех возможных режимов работы:

1. Не выполняется ремонт ни одного из двух работающих конвертеров

$$\left(s_j^{r_c}, s_j^{r_c} \right) \not\subset T_j. \quad (11)$$

2. Ремонтируется один из работающих конвертеров

$$\left(s_j^{r_c}, s_j^{r_c} \right) \subset T_j. \quad (12)$$

3. Завершается ремонт одного из работающих конвертеров, начатый в периоде

$$T_{j-1} \left(s_{j-1}^{r_{ic}^n}, s_{j-1}^{r_{ic}^e} \right) \cap T_j = \overline{1, s_j^{r_{ic}^e}}. \quad (13)$$

4. Начинается ремонт одного из работающих конвертеров, который завершится в периоде

$$T_{j+1} \left(s_j^{r_{ic}^n}, s_{j+1}^{r_{ic}^e} \right) \cap T_j = \overline{s_{j+1}^{r_{ic}^n}, S_j}. \quad (14)$$

Обозначим через k_{ij}^n количество плавков, выпущенных i -ым конвертером на начало j -го периода планирования. Тогда с учетом выражения (4) количество плавков k_{ij}^e , выпущенных i -ым конвертером на конец j -го планового периода, для каждого из режимов работы описывается функциями

$$k_{ij}^e = k_{ij}^n + \sum_{l=1}^{S_j} m_i(\Delta t_{s_j}); \quad (15)$$

$$k_{ij}^e = k_{ij}^n + \sum_{l=1}^{s_j^{r_{ic}^n}} m_i(\Delta t_{s_j}) + \sum_{l=s_j^{r_{ic}^e}+1}^{S_j} m_i(\Delta t_{s_j}); \quad (16)$$

$$k_{ij}^e = k_{ij}^n + \sum_{l=s_j^{r_{ic}^e}+1}^{S_j} m_i(\Delta t_{s_j}); \quad (17)$$

$$k_{ij}^e = k_{ij}^n + \sum_{l=1}^{s_j^{r_{ic}^n}} m_i(\Delta t_{s_j}). \quad (18)$$

Функция $k_{ij}(s_j)$, описывающая количество плавков, выпущенных i -ым конвертером на конец s_j суток, обладает свойством квазипериодичности (реализует нерегулярную периодичность). Она имеет «пилообразный» вид, максимальное значение составляет K_I для конвертеров первого цеха и K_{II} – для второго. Размер основания «зуба пилы» зависит от количества плавков, выпускаемых конвертером в каждые сутки до достижения функцией максимума, после которого она обращается в ноль. Расстояние между зубьями пилы представляет собой время ремонта конвертера, в течение которого функция также равна нулю.

Колебания функции $k_{ij}(s_j)$ следуют регулярному шаблону, но не имеют фиксированного периода.

Последовательностями

$$\left(g_j^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) | s_j = \overline{1, S_j} \right),$$

$$\left(g_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) | s_j = \overline{1, S_j} \right),$$

$$\left(g_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) | s_j = \overline{1, S_j} \right)$$

опишем посуточное поступление жидкого чугуна из доменного производства в целом в сталеплавильное производство, в первый и второй цехи для

производства стали в j -ом периоде. Очевидно, что $g_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) + g_{llj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) = g^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j})$, $s_j = \overline{1, S_j}$. Пусть

$$\sum_{s_0=1}^{S_j} g_j^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) = G_{T_j}^{\text{BX}},$$

где $G_{T_j}^{\text{BX}}$ – месячный объем требующего переработки чугуна. Аналогично определим величины $G_{IT_j}^{\text{BX}}$ и $G_{IIT_j}^{\text{BX}}$, $G_{IT_j}^{\text{BX}} + G_{IIT_j}^{\text{BX}} = G_{T_j}^{\text{BX}}$. Для определения описываемого последовательностью $\left(g_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) | s_j = \overline{1, S_j} \right)$ количества плавков, требующихся для переработки поступающего чугуна в s_j -е сутки, используем следующую рекурсивную процедуру:

$$m_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_1) = \left[\frac{g_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_1)}{g(O_I)} \right]; \quad (19)$$

$$m_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_2) = \left[\frac{g_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_2) + g_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_1) - m_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_1)g(O_I)\rho_I}{g(O_I)} \right]$$

и так далее до $s_j = S_j$.

В результате получим последовательность $\left(m_{lj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) | s_j = \overline{1, S_j} \right)$, описывающую количество плавков, которое должен выпускать каждые сутки первый цех. Аналогично вычисляется последовательность $\left(m_{llj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) | s_j = \overline{1, S_j} \right)$ для второго цеха. Обозначим через

$$M_{IT_j} = \sum_{s_j=1}^{S_j} m_{ij}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j}) \text{ и } M_{IIT_j} = \sum_{s_j=1}^{S_j} m_{llj}^{\text{BX}}(\Delta t_{s_j})$$

месячные объемы требующего переработки чугуна в первом и втором цехах, выраженные в количестве плавков. Очевидно, что $M_{IT_j}g(O_I) + M_{IIT_j}g(O_{II}) = G_{T_j}^{\text{BX}}$.

Достигнутый в настоящее время уровень длительностей кампаний конвертеров кратно превышает месячный объем производства соответствующего цеха:

$$M_{IT_j} \ll K_I; M_{IIT_j} \ll K_{II}. \quad (20)$$

Сформулируем условие, которое позволяет избежать выполнения в одном цехе двух «холодных» ремонтов в одном плановом периоде. Сделаем это сначала для второго цеха с двумя конвертерами. Вследствие свойства квазипериодичности функций $k_{4j}(s_j)$ и $k_{5j}(s_j)$, а также одинаковой длительности K_{II} кампаний соответствующих конвертеров максимально возможная разность значений функций $k_{4j}(s_j)$ и $k_{5j}(s_j)$ равна $K_{II}/2$:

$$\left| k_{4j}(s_j) - k_{5j}(s_j) \right| \leq K_{II}/2. \quad (21)$$

Таким образом, наилучший способ «развести» во времени ремонты четвертого и пятого конвертеров – постоянно поддерживать приближенное равенство

$$\left| k_{4j}(s_j) - k_{5j}(s_j) \right| \approx K_{II} / 2. \quad (22)$$

Из соотношения (20) также следует, что при остановке на ремонт одного из конвертеров остается достаточно мощностей другого конвертера, позволяющих обработать весь текущий плановый период.

Проектные решения для первого цеха с тремя конвертерами предусматривают режим постоянной работоспособности двух конвертеров, при этом третий находится в ремонте или резерве и включается в работу в момент остановки на ремонт одного из работающих конвертеров. При такой схеме работы с двумя постоянно работающими конвертерами в качестве условия «разведения» во времени их ремонтов, как и для второго цеха, можно записать

$$\left| k_{ij}(s_j) - k_{i'j}(s_j) \right| \approx K_I / 2; \quad i, i' \in \{1, 2, 3\}, \quad (23)$$

где $i, i' \in \{1, 2, 3\}$ – работающие в первом цехе в сутки s_j конвертеры.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ПЛАНИРОВАНИЯ РЕМОНТОВ И РАБОТЫ КОНВЕРТЕРОВ В ПЛАНОВЫХ ПЕРИОДАХ $(T_1, T_2, \dots, T_j, \dots, T_P)$

Требуется найти такие последовательности

$$\left(m_{ij}(\Delta t_{s_j}) \mid s_j = \overline{1, S_j} \right), \quad i = \overline{1, 5}, \quad j = \overline{1, P} \quad (24)$$

и такие графики ремонтов конвертеров

$$\left(s_{j^c}^{r^n}, s_{j^c}^{r^e} \right) \subset \bigcup_{j=1}^P T_j, \quad i = \overline{1, 5}, \quad c = \overline{1, 2, \dots}, \quad (25)$$

которые удовлетворяют уравнениям (5) – (8), ограничению

$$g(O_I) \sum_{i=1}^3 m_{ij}(\Delta t_{s_j}) + g(O_{II}) \sum_{i=4}^5 m_{ij}(\Delta t_{s_j}) = g_j^{BX}(\Delta t_{s_j}), \quad (26)$$

условиям (11) – (14) выполнения ремонтов конвертерами в технологических режимах работы и минимизируют критерий

$$Q = \sum_{j=1}^P \left\{ \left(\left| k_{ij}^e - k_{i'j}^e \right| - 0,5K_I \right) + \left(\left| k_{4j}^e - k_{5j}^e \right| - 0,5K_{II} \right) \right\} \rightarrow \min, \quad (27)$$

где $i, i' \in \{1, 2, 3\}$ – индексы работающих в первом цехе в сутки s_j конвертеров, а значения k_{ij}^e определяются в соответствии с правилами (15) – (18).

Критерий направлен на создание условий для реализации проектных производительностей цехов в каждом плановом периоде.

Выводы

На примере сталеплавильного производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» рассмотрена задача синхронного календарного планирования в интервале нескольких плановых периодов работы конвертеров, конвертерных цехов, производства в целом, а также текущих ремонтов конвертеров сталеплавильного производства. Плановые остановки конвертера на ремонт зависят от реальной достигнутой продолжительности кампании по футеровке и производственных календарных планов работы агрегатов и выполняются по достижении текущей длительности кампании конвертера заданного нормативного значения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Григорович К.В. Металлургия XXI века: современное состояние и направления развития. В кн.: *Труды XIV международного конгресса сталеплавыльщиков*. Москва; *Электросталь*, 17-21 октября 2016 г. Москва: Изд-во: АО «Металлургический завод «Электросталь»; 2016:56–65.
2. Гузела Д., Оливейра Дж., Стаудингер Г., Муллер Дж. Новейшая модель кислородного конвертера как результат полувекowego развития технологии. В кн.: *Труды IX конгресса сталеплавыльщиков*. Москва: Черметинформация; 2014:153–163.
3. Petrushka R., Manley S. Improvement in oxygen lance life. In: *Steelmaking Conference Proceedings*. 2000:245–250.
4. Tabata Y., Marsh R.C., Kelly P., etc. Improvement of BOP steel refining blowing control using wide angle lance nozzles. In: *Steelmaking Conference Proceedings*. 1998:451–457.
5. Brun L. Overcapacity in steel: China's Role in a Global Problem. Center on Globalization, Governance & Competitiveness, Duke University; 2016:54. <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.11923.48161>
6. Mutumi Ohji. Recent trends and future in steelmaking technology in Japan. *ISIJ International*. 1996;36:S2–S5. https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.Supp_S2
7. Springorum D. The management of research and technology in the German steel industry with respect to the European Union. *ISIJ International*. 1998;38(9):935–942. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.38.935>
8. Macanley D. Engineering developments lead to greater economy. *Steel Times International*. 1996;(5):12–14.
9. Rymarchyk N. Post combustion lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) operations. In: *Steelmaking Conference Proceedings*. 1998:445–449.
10. Messina C.J. Slag splashing in the BOF – world wide status, practices and results. *Iron and Steel Engineer*. 1996;(5):17–19.
11. Протопопов Е.В., Темлянцев М.В. Совершенствование технологии повышения стойкости футеровки кислородных конвертеров. Новосибирск: СО РАН; 2023:324.
12. Шоухинь Т., Яньвэнь Ю. Повторное использование и восстановление отработанных огнеупоров. *Огнеупоры и техническая керамика*. 2007;(5):29–34. Shoukhin' T., Yan'ven' Yu. Reuse and restoration of used refractories. *Ogneupory i tekhnicheskaya keramika*. 2007;(5):29–34.

13. Лэсдон Л. Оптимизация больших систем. Москва: Наука; 1975:432.
14. Russell R.O., Donaghy N., Meyer E.C., Goodson K.M. Everlasting BOF linings at LTV Steel? In: *Proceedings of the 1st European Oxygen Steelmaking Congress, Düsseldorf/Neuss, June 21–23, 1993*. Verlag Stahleisen GmbH; 1993:220–225.
15. Прохоров И.М., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Постановка и декомпозиция задачи календарного планирования ремонтов и работы конвертеров сталеплавильного производства. *Системы управления и информационные технологии*. 2024;(2(96)):38–40.
Prokhorov I.M., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Formulation and decomposition of the task of calendar planning of repairs and operation of steelmaking converters. *Sistemy upravleniya i informatsionnye tekhnologii*. 2024;(2(96)):38–40. (In Russ.).
16. Прохоров И.М., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. О процедуре решения задачи построения расписания ремонтов конвертеров сталеплавильного цеха с двумя агрегатами. *Системы управления и информационные технологии*. 2024;(2(96)):64–67.
Prokhorov I.M., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. On the procedure for solving the problem of scheduling repairs of converters of a steelmaking workshop with two units. *Sistemy upravleniya i informatsionnye tekhnologii*. 2024;(2(96)):64–67. (In Russ.).
17. Зимин В.В. Построение согласованных расписаний для производственных звеньев комплекса «сталь-прокат»: автореф. канд. дис. 05.13.06. Москва: МИСиС; 1979:21.
18. Lohmer J., Lasch R. Production planning and scheduling in multi-factory production networks: A systematic literature review. *International Journal of Production Research*. 2021;59(7):2028–2054.
<https://doi.org/10.1080/00207543.2020.1797207>
19. Moghaddam M., Moosavi E. A view on recent developments for production scheduling optimization. In: *Proceedings of the 26th Int. Mining Congress and Exhibition of Turkey (IMCET 2019)*. 2019:166–173.
20. Li Y., Goga K., Tadei R., Terzo O. Production scheduling in industry 4.0. In: *Complex, Intelligent and Software Intensive Systems, Advances in Intelligent Systems and Computing*. Barolli L., Poniszewska-Maranda A., Enokido T. eds. 2020;1194.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Мария Евгеньевна Корнет, старший преподаватель кафедры инженерной кибернетики, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0003-4100-5644

E-mail: marya.kornet@gmail.com

Алексей Валерьевич Зимин, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-0485-9846

E-mail: zimin.0169@yandex.ru

Ирина Владимировна Буркова, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, Институт проблем управления им. В.А. Трапезникова РАН

ORCID: 0000-0002-4671-0847

E-mail: irbur27@gmail.com

Валерий Викторович Зимин, д.т.н., профессор кафедры автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4152-3572

E-mail: zimin1945@sibsiu.ru

Maria E. Kornet, Senior Lecturer of the Chair of Engineering Cybernetics, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-4100-5644

E-mail: marya.kornet@gmail.com

Aleksei V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-0485-9846

E-mail: zimin.0169@yandex.ru

Irina V. Burkova, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Leading Researcher, V.A. Trapeznikov Institute of Control Sciences, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4671-0847

E-mail: irbur27@gmail.com

Valerii V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4152-3572

E-mail: zimin1945@sibsiu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. В. Корнет – постановка задачи исследования, разработка и реализация алгоритма, анализ полученных результатов.

А. В. Зимин – постановка проблемы, формирование выводов.

И. В. Буркова – постановка задач исследования, анализ данных.

В. В. Зимин – технологическое описание поставленной задачи, обоснование направления исследований, анализ полученных результатов.

M. V. Kornet – formulation of research tasks, development and implementation of the algorithm, analysis of the results.

A. V. Zimin – formulation of the problem, formation of conclusions.

I. V. Burkova – formulation of research tasks, data analysis.

V. V. Zimin – technological description of the task, justification of the research direction, analysis of the results.

Поступила в редакцию 16.09.2024

После доработки 24.09.2024

Принята к публикации 25.09.2024

Received 16.09.2024

Revised 24.09.2024

Accepted 25.09.2024

УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ПОМЕЩЕННЫХ В ЖУРНАЛЕ «ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ» ЗА 2024 ГОД, ТОМ 67

ИСТОРИЯ ОТРАСЛИ

Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е. История и современное состояние металлургии в Санкт-Петербурге 5

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Витязь П.А., Залесский В.Г., Покровский А.И. Особенности чугунолитейного производства Беларуси и его перспективы 1

Выдрин А.В., Красиков А.В., Корсаков А.А., Гейм Е.А. Функциональные свойства сопротивления пластической деформации стали 12Х18Н10Т 6

Иванников А.Ю., Юсупов В.С. Новые достижения в области порошковой металлургии высокоэнтропийных сплавов для высокотемпературных приложений. Краткий обзор 5

Грудинский П.И., Юртаева А.А., Волков А.И., Дюбанов В.Г. Исследование процессов переработки доменных пыли и шлама с использованием восстановительного обжига и магнитной сепарации 5

Калько А.А., Виноградов Е.Н., Калько О.А., Калько А.А. Разработка и внедрение технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5 ПАО «Северсталь» 3

Калько А.А., Леонтьев Л.И., Волков Е.А. Оценка результативности применения технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5 ПАО «Северсталь» 2006 – 2024 гг. при исследовании ее рабочего пространства в период проведения капитального ремонта I разряда 5

Конюхов Ю.В., Ханна Р., Масленников Н.А., Ли К., Лян Ц., Бурмистров И.Н., Карпенков Д.Ю., Кашевский С.В., Кравченко М.В. Применение метода низкотемпературного восстановления водородом для улучшения магнитных характеристик железных руд 6

Мурысёв В.А., Шешуков О.Ю., Сафонов В.М., Сомов С.А., Метелкин А.А., Егизарьян Д.К. Оценка гомогенности рафинировочного шлака АКП расчетным и экспериментальными методами 2

Олифиренко И.А., Осолкова Т.Н., Полевой Е.В. О результатах трибологических исследований железнодорожных рельсов 6

Павловец В.М. Возможности теплосилового насыщения влажной шихты в процессе формирования структурных свойств окискованных железорудных материалов 1

Пуспасари В., Астава И.Н.Г.П., Хербирово С., Мабрури Э. Механические свойства и микроструктура сплава Al–Mg (5052), обработанного методом равноканального углового прессования (РКУП) с вариациями методов РКУП и термической обработки 1

Рыбенко И.А., Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Голодова М.А. Термодинамическое моделирование восстановления кобальта и никеля при использовании концентратов гидрметаллургического обогащения для легирования стали 4

Стук Т.С., Потоцкий Е.П. Оценка аварийности доменных фурм 2

Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С. Исследование влияния химического состава сталей для производства мелющих шаров на их деформационные характеристики 6

Федоров С.А., Удоева Л.Ю., Пикулин К.В., Вусихис А.С., Черепанова Л.А. Совместная переработка перовскитового и ильменитового концентратов. Сообщение 1. Химико-минералогическая (вещественная) характеристика перовскитового и ильменитового концентратов 1

Чиченев Н.А., Горбатьюк С.М., Соломонов К.Н., Снитко С.А., Чиченева О.Н. Исследование изменения температуры прессового инструмента при обработке лазером 2

Шкирмонтов А.П. Подэлектродный промежуток и удельное электросопротивление ванны ферросплавной печи 6

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Акуов А.М., Келаманов Б.С., Заякин О.В., Самуратов Е.К., Есенгалиев Д.А. Изучение влияния флюсуемых добавок на свойства шлака высокоуглеродистого феррохрома 2

Ванг В., Ли Ш., Ху В., Чикова О.А., Чжан И. Модель энергосбережения для связанных процессов металлургии стали 3

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Беланов И.П., Шипилова А.М., Мезенцева О.П. Минералогический и гранулометрический состав почв формирующихся на поверхности железорудных хвостохранилищ 5

Клеоновский М.В., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Михеенков А.М., Матюхин О.В. Воздействие механической обработки на процессы восстановления оксидов железа в техногенном сырье 6

Рыбенко И.А., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Голодова М.А. Рациональные варианты применения высококачественного марганцевого концентрата 2

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Саулин Д.В., Кузьминых К.Г., Пойлов В.З. Определение влияния водорода на изменение микротвердости и характеристик микроструктуры образцов авиационных сплавов 3

Федоров А.С., Карасев В.С., Алексеева Е.Л., Альхименко А.А., Шапошников Н.О. Проблемы подбора коррозионноустойчивых сталей и сплавов в нефтегазовой отрасли под условия эксплуатации 3

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Аносов М.С., Сорокина С.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С.** Влияние термообработки на структуру аустенитной стали 07X25N13, полученной методом аддитивного выращивания WAAM 3
- Астафуров С.В., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Колубаев Е.А.** Фазовый состав и микроструктура интерметаллических сплавов, полученных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства 4
- Буякова С.П., Каюров К.Н., Баранникова С.А.** Исследование неоднородности деформации нержавеющей стали с наплавкой 6
- Галкин А.А., Кабалдин Ю.Г., Мордовина Ю.С., Аносов М.С.** Исследование малоциклового усталости зон сварного соединения стали класса прочности X70 4
- Гордиенко А.И., Абдулменова Е.В., Козлова Т.В., Гоморова Ю.Ф., Власов И.В., Фотин И.А., Каюров К.Н., Буякова С.П.** Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства стали 08X18N6AG10C 2
- Гостевская А.Н., Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Лубяной Д.А.** Моделирование структурных изменений в металле при высокоинтенсивном внешнем воздействии 5
- Громов В.Е., Коновалов С.В., Ефимов М.О., Панченко И.А., Чень С.** Улучшение механических свойств сплава Кантора легированием ниобием и цирконием 1
- Громов В.Е., Коновалов С.В., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В.** Пути улучшения свойств ВЭС Cantor CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl 3
- Громов В.Е., Чапайкин А.С., Башенко Л.П.** Структурно-фазовые состояния и свойства быстрорежущей наплавки после отпуска и электронно-пучковой обработки 5
- Данилов В.И., Орлова Д.В., Шляхова Г.В., Мионов Ю.П., Петрова Е.Д.** Исследование структурно-фазового состава и механических свойств металлокомпозиата нержавеющей сталь – низкоуглеродистая сталь 6
- Ем А.Ю., Комолова О.А., Григорович К.В., Румянцев С.Б.** Формирование неметаллических включений при производстве коррозионностойкой стали 08X18N10T 5
- Ефимов М.О., Панченко И.А., Шлярова Ю.А.** Градиент микротвердости в зоне контакта покрытия (ВЭС CoCrFeNiMn) – подложка (сплав 5083) 4
- Зоря И.В., Полетаев Г.М., Бебихов Ю.В., Семенов А.С.** Молекулярно-динамическое исследование влияния примеси углерода на процесс кристаллизации наночастиц аустенита при быстром охлаждении 4
- Иванов И.В., Аккузин С.А., Сафарова Д.Э., Литовченко И.Ю., Батаев И.А.** Эволюция дислокационной структуры и фазового состава в процессе нагрева деформированного высокоэнтропийного сплава $Al_{0.3}CoCrFeNi$ 2
- Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Лопатин И.В., Толкачев О.С.** Комплексная электронно-ионно-плазменная модификация поверхности нержавеющей высоколегированной стали 4
- Кантюков Р.Р., Запезалов Д.Н., Вагапов Р.К.** Исследование влияния водорода на стали в сероводородсодержащих и других средах на газовых объектах 1
- Кабалдин Ю.Г., Чернигин М.А.** Структура и ее дефекты при аддитивном выращивании нержавеющей сталей методами лазерного спекания и электродуговой наплавки 1
- Колубаев А.В., Сизова О.В.** Структура и свойства покрытий, полученных способом газотермического напыления 6
- Костина В.С., Костина М.В., Зиновеев Д.В., Кудряшов А.Э.** Расчеты фазового состава аустенитной высокоазотистой сварочной проволоки и исследование выполненного из нее сварного соединения 3
- Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П.** Миграция границ зерен и изменение механических свойств сплава Fe – 10Ni – 20Cr при радиационном облучении 3
- Манцеров С.А., Аносов М.С., Мордовина Ю.С., Чернигин М.А.** Влияние режима 3D-печати на структуру и усталостную прочность стали 30XГСА 6
- Невский С.А., Башенко Л.П., Громов В.Е., Перегудов О.А., Гостевская А.Н., Володин Т.В.** Формирование градиента структурно-фазовых состояний быстрорежущей стали при наплавке. Часть 2. Роль неустойчивости Маллинза–Секерки в образовании структур кристаллизации 2
- Никоненко А.В., Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Утягенова В.Р., Савченко Н.Л., Зыкова А.П.** Структурно-фазовое состояние и свойства композитного сплава 56GM/(W + WC(Ni)), полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства 6
- Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Бочкарева А.В.** Особенности кинетики деформационных фронтов при скачкообразной деформации Людерса в α -железе при повышенной температуре ... 3
- Пермякова И.Е., Костина М.В.** Деформация и разрушение термически обработанных лент аморфного сплава системы Co – Fe – Cr – Si – B при индентировании 5
- Поликевич К.Б., Петелин А.Л., Плохих А.И., Фомина Л.П.** Диффузия азота по границам слоев при азотировании многослойных материалов 3
- Попова Н.А., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Маргусевич Е.А., Порфирьев М.А.** Физика упрочнения поверхности катания головки рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации 4
- Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А., Крюков Р.Е.** Внутренние напряжения и их источники в сталях с ОЦК кристаллической решеткой 2
- Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В., Егоров М.С., Вернигоров Ю.М.** Влияние неоднородностей химического состава и пористости спеченной стали на развитие мартенситного превращения 4
- Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Осипова В.В., Аккузин С.А., Чернов В.М.** Ударная вязкость и особенности разрушения 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 в температурном интервале от –196 до 100 °С 6
- Шляхова Г.В., Данилов В.И.** Исследование влияния электродуговой наплавки на структуру и свойства покрытий 4

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Богданова Н.А., Жилин С.Г.** Влияние режимов уплотнения воскообразных порошков на напряженно-деформированное состояние прессовок, применяемых в точном литье 5

Леонтьев А.С., Рыбенко И.А. Опыт внедрения машинного обучения для расчета качества и производства агломерата 1	1
Лехов О.С., Михалев А.В., Непряхин С.О. Напряженное состояние системы заготовка – оправка при получении стальной полой заготовки на установке непрерывного литья и деформации. Часть 2 4	4
Морозов А.О., Комолова О.А., Ем А.Ю., Жемков А.А., Григорович К.В., Якубенко Е.В., Черкашина Т.И., Дагман А.И. Разработка методики определения содержания неметаллических включений в стали 4	4
Нефедов А.В., Ишмухаметов Р.Э., Чичнев Н.А. Реинжиниринг шаровой мельницы Новотроицкого завода хромовых соединений 6	6
Никитин А.Г., Баженов И.А., Курочкин Н.М. Повышение эффективности подготовки сырья для металлургических переделов 5	5
Никитин А.Г., Фастыковский А.Р., Герасимов С.П. Совершенствование работы волочильного стана 6	6
Одинокое В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Намоконов А.Н., Евстигнеева А.А., Чернышова Д.В. Напряженнодеформированное состояние керамической оболочковой формы при формировании в ней стальной шарообразной отливки. Часть 1 2	2
Одинокое В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Намоконов А.Н., Евстигнеева А.А., Чернышова Д.В. Напряженно-деформированное состояние керамической оболочковой формы при формировании в ней стальной шарообразной отливки. Часть 2 4	4
Ткачева А.В., Абашкин Е.Е. Влияние комбинированного теплового воздействия электродуговой сварки с алюмотермитной засыпкой на внутренние напряжения в стальной пластине 5	5
Фастыковский А.Р., Вахроломеев В.А., Никитин А.Г. Определение продольной устойчивости полосы в системе прокатная клеть – неприводное делительное устройство 3	3

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Адилев Г., Карева Н.Т., Рошин В.Е. Влияние меди и кремния на фазовые превращения в системе железо – углерод 1	1
Бабенко А.А., Жучков В.И., Кель И.Н., Уполовникова А.Г., Шартдинов Р.Р. Термодинамическое моделирование межфазного распределения хрома и бора в шлаках восстановительного периода АКР-процесса 3	3
Башенко Л.П., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Михно А.Р., Шурупов В.М., Жуков А.В. Термодинамические аспекты восстановления оксида вольфрама WO_3 углеродом, кремнием, алюминием и титаном 4	4
Болгару К.А., Регер А.А., Верещагин В.И., Акуликин А.А. Физико-химические процессы азотирования ферросиликохрома в режиме фильтрационного горения 3	3
Гойхенберг Ю.Н., Полухин Д.С. Влияние кремния и ванадия на коррозионно-механические свойства высокоазотистых Cr – Mn сталей 5	5
Протопопов Е.В., Рыбенко И.А., Беленецкий Е.А. Термодинамическое моделирование процессов окискования конвертерного шлама 6	6
Уполовникова А.Г., Шартдинов Р.Р., Сметанников А.Н. Влияние основности на физические свойства ковшевых шлаков системы $CaO-SiO_2-Ce_2O_3-Al_2O_3-MgO$ 2	2

Цепелев В.С., Синицин Н.И., Чикова О.А., Потапов М.Г., Вьюхин В.В. Микрогетерогенное строение жидких чугунов ИЧХ28Н2, ИЧ310Х24М2Ф4ТР 5	5
--	---

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Беломытцев М.Ю. Вид обобщенной математической модели для описания больших горячих деформаций 5	5
Варгин А.В., Левицкий И.А. Математическое моделирование нагрева сляба в печи с шагающими балками с учетом их кривизны 3	3
Ерохов Т.В., Левицкий И.А., Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б. Математическое моделирование газодинамики и дожигания горючих компонентов над расплавом в плавильной печи-газификаторе 1	1
Корнет М.Е., Зимин А.В., Буркова И.В., Зимин В.В. Планирование системы ремонтов конвертеров в условиях квазипериодического функционирования агрегатов 6	6
Панасенко О.А., Халезов А.О., Нухов Д.Ш. Исследование эффективности изменения калибровки входного конуса валков и линеек прошивного стана с грибовидными валками с помощью компьютерного моделирования 1	1
Рябчиков М.Ю., Рябчикова Е.С., Новак В.С., Клименко А.Е. Изучение ограничений производительности агрегатов непрерывного горячего оцинкования, связанных с дефектами продукции 1	1
Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Егизарьян Д.К., Цымбалист М.М., Орлов П.П. Проблемы автоматизированного управления технологическим процессом в дуговых сталеплавильных печах в аспекте применения технологии цифровых двойников 4	4
Спирин Н.А., Гурии И.А., Лавров В.В., Зайнуллин Л.А. Информационномоделирующая система движения слюев шихты и накопления расплава в горне доменной печи ... 2	2
Шпер В.Л., Шереметьева С.А., Смелов В.Ю., Хунузиди Е.И. Контрольные карты Шухарта – простой, но не лёгкий для применения инструмент анализа данных 1	1

ПО МАТЕРИАЛАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ ШКОЛА ДЛЯ МОЛОДЫХ МЕТАЛЛУРГОВ»

Карасев В.С., Коджаспиров Г.Е., Федоров А.С., Альхименко А.А., Житенев А.И. Повышение коррозионных свойств дуплексной стали с помощью модифицирования РЗМ 2	2
Ровбо А.С., Голубев И.А., Шапошников Н.О., Пенигин А.В., Федоров А.С. Подходы к выбору материального исполнения инфраструктурных объектов транспорта и закачки CO_2 2	2
Салынова М.А., Углуц Т.В., Толочко О.В. Оценка влияния добавок иттрия на микроструктуру и коррозионную стойкость сплава Incoloy 825 1	1
К 90-летию Леонида Андреевича Смирнова 4	4
К 100-летию со дня рождения Вули Аршаковича Григоряна 1	1
Памяти Юсфина Юлиана Семеновича 4	4
К 90-летию Леопольда Игоревича Леонтьева 6	6
Спирину Николаю Александровичу – 75 лет 5	5

INDEX OF ARTICLES

“IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY” FOR 2024, VOL. 67

HISTORY OF METALLURGY

- Rudskoi A.I., Kodzhaspirov G.E.** History and current state of metallurgy in St. Petersburg 5

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Chichenev N.A., Gorbatyuk S.M., Solomonov K.N., Snitko S.A., Chicheneva O.N.** Investigation of changes in temperature of pressing tool during laser processing 2
- Fedorov S.A., Udоеva L.Yu., Pikulin K.V., Vusikhis A.S., Cherepanova L.A.** Joint processing of perovskite and ilmenite concentrates. Part 1. Chemicalmineralogical (material) characteristics of perovskite and ilmenite concentrates 1
- Grudinsky P.I., Yurtaeva A.A., Volkov A.I., Dyubanov V.G.** A study on processing of blast furnace dust and sludge using reduction roasting and magnetic separation 5
- Ivannikov A.Yu., Yusupov V.S.** Recent development in powder metallurgy of high entropy alloys for high-temperature applications. Brief review 5
- Kal’ko A.A., Leont’ev L.I., Volkov E.A.** Assessment of the effectiveness of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5 of PJSC Severstal (2006 – 2024) based on an examination of its working space during a first-category overhaul 5
- Kal’ko A.A., Vinogradov E.N., Kal’ko O.A., Kal’ko A.A.** Development and implementation of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5 of PJSC Severstal 3
- Konyukhov Yu.V., Khanna R., Maslennikov N.A., Li K., Liang Z., Burmistrov I.N., Karpenkov D.Yu., Kashaevskii S.V., Kravchenko M.V.** Application of low-temperature reduction by hydrogen for enhancing the magnetic characteristics of several iron ores 6
- Murysev V.A., Sheshukov O.Yu., Safonov V.M., Somov S.A., Metelkin A.A., Egiazar’yan D.K.** Assessment of homogeneity of ladlefurnace refining slag by calculation and experimental methods 2
- Olifirenko I.A., Oskolkova T.N., Polevoi E.V.** On the results of tribological studies of railway rails 6
- Pavlovets V.M.** Possibilities of heat-power spraying of wet charge during formation of structural properties of agglomerated iron ore materials 1
- Puspasari V., Astawa I.N.G.P., Herbirowo S., Mabruhi E.** Mechanical properties and microstructure of Al–Mg (5052) alloy processed by equal-channel angular pressing (ECAP) with variation of ECAP routes and heat treatment 1
- Rybenko I.A., Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Golodova M.A.** Thermodynamic modeling of cobalt and nickel reduction using hydrometallurgical enrichment concentrates for steel alloying 4
- Shkirmontov A.P.** Sub-electrode gap and specific electrical resistance of a ferroalloy furnace bath 6
- Stuk T.S., Pototskii E.P.** Estimation of accident rate of blast furnace tuyeres 2

- Umanskii A.A., Baidin V.V., Simachev A.S.** Influence of chemical composition of steels for production of grinding balls on their deformation characteristics 6
- Vityaz’ P.A., Zalesskii V.G., Pokrovskii A.I.** Features of iron foundry production in Belarus and its prospects 1
- Vydrin A.V., Krasikov A.V., Korsakov A.A., Geim E.A.** Functional properties of plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel 6

RESOURCE SAVING IN FERROUS METALLURGY

- Akuov A.M., Kelamanov B.S., Zayakin O.V., Samuratov E.K., Yessengaliyev D.A.** Influence of additives on properties of highcarbon ferrochrome slag 2
- Wang W., Li S., Xu W., Chikova O.A., Zhang Y.** Energy saving model for related processes in steelmaking 3

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

- Belanov I.P., Shipilova A.M., Mezentseva O.P.** Mineralogical and granulometric composition of soils formed on the surface of iron ore tailings dumps 5
- Kleonovskii M.V., Sheshukov O.Yu., Mikheenkov M.A., Mikheenkov A.M., Matyukhin O.V.** Effect of mechanical processing on reduction of iron oxides in man-made raw materials 6
- Rybenko I.A., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Golodova M.A.** Rational application of high quality manganese concentrate 2

SUPERDUTY STEEL

- Fedorov A.S., Karasev V.S., Alekseeva E.L., Al’khimenko A.A., Shaposhnikov N.O.** Problems of selection of corrosion-resistant steels and alloys in oil and gas industry for operating conditions 3
- Saulin D.V., Kuzminykh K.G., Poilov V.Z.** Determination of hydrogen influence on microhardness and microstructure characteristics of aviation alloys 3

MATERIAL SCIENCE

- Anosov M.S., Sorokina S.A., Chernigin M.A., Mordovina Yu.S.** Effect of heat treatment on structure of austenitic steel 07Cr25Ni13 obtained by WAAM 3
- Astafurov S.V., Mel’nikov E.V., Astafurova E.G., Kolu-baev E.A.** Phase composition and microstructure of intermetallic alloys obtained using electron-beam additive manufacturing 4
- Buyakova S.P., Kayurov K.N., Barannikova S.A.** Inhomogeneity of deformation of surfaced stainless steel 6
- Danilov V.I., Orlova D.V., Shlyakhova G.V., Mironov Yu.P., Petrova E.D.** Structural-phase composition and mechani-

cal properties of stainless steel – low carbon steel metal composite	6	composite alloy obtained by wire electron beam additive manufacturing	6
Em A.Yu., Komolova O.A., Grigorovich K.V., Rumyantseva S.B. Formation of non-metallic inclusions in production of 08Kh18Ni10Ti corrosion-resistant steel	5	Orlova D.V., Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V., Bochkareva A.V. Kinetics of deformation fronts during serrated Lüders deformation in α -iron at high temperature	3
Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarova Yu.A. Gradient of microhardness in the contact zone coating (HEA CoCrFeNiMn) – substrate (alloy 5083)	4	Permyakova I.E., Kostina M.V. Deformation and fracture of heat treated ribbon of amorphous Co– Fe – Cr – Si – B alloy during indentation	5
Galkin A.A., Kabaldin Yu.G., Mordovina Yu.S., Anosov M.S. Low-cycle fatigue of welded joint from steel of X70 strength class	4	Polikevich K.B., Petelin A.L., Plokhikh A.I., Fomina L.P. Nitrogen diffusion along the layer boundaries after nitriding of multilayer materials	3
Gordienko A.I., Abdulmenova E.V., Kozlova T.V., Gomonova Yu.F., Vlasov I.V., Fotin I.A., Kayurov K.N., Buyakova S.P. Effect of heat treatment modes on structure and properties of 08Kh18Ni6Ag10S steel	2	Popova N.A., Gromov V.E., Yur'ev A.B., Martusevich E.A., Porfir'ev M.A. Physics of hardening of the rolling surface of rail head from hypereutectoid steel after operation	4
Gostevskaya A.N., Markidonov A.V., Starostenkov M.D., Lubyanoi D.A. Simulation of structural changes in metal under high-intensity external influence	5	Popova N.A., Nikonenko E.L., Porfir'ev M.A., Kryukov R.E. Internal stresses and their sources in steels with BCC lattice	2
Gromov V.E., Chapaikin A.S., Bashchenko L.P. Structural-phase states and properties of high-speed surfacing after tempering and electron beam processing	5	Pustovoi V.N., Dolgachev Yu.V., Egorov M.S., Vernigorov Yu.M. Influence of inhomogeneities in chemical composition and porosity of sintered steel on development of martensitic transformation	4
Gromov V.E., Konovalov S.V., Efimov M.O., Panchenko I.A., Chen X. Improvement of the Cantor alloy's mechanical properties by alloying with niobium and zirconium	1	Shlyakhova G.V., Danilov V.I. Effect of electric arc surfacing on the structure and properties of coatings	4
Gromov V.E., Konovalov S.V., Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarov V.V. Ways to improve the properties of high-entropy alloys Cantor CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl	3	Spiridonova K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Osipova V.V., Akkuzin S.A., Chernov V.M. Impact strength and fracture features of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823 in temperature range from –196 to 100 °C	6
Ivanov I.V., Akkuzin S.A., Safarova D.E., Litovchenko I.Yu., Bataev I.A. Evolution of dislocation structure and phase composition of deformed Al _{0.3} CoCrFeNi highentropy alloy during heating	2	Zorya I.V., Poletaev G.M., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S. Molecular dynamics study of the influence of carbon impurity on austenite nanoparticles crystallization during rapid cooling	4
Ivanov Yu.F., Petrikova E.A., Teresov A.D., Lopatin I.V., Tolkachev O.S. Complex electron-ion-plasma surface modification of high-alloy stainless steel	4		
Kabaldin Yu.G., Chernigin M.A. Structure and its defects in additive manufacturing of stainless steels by laser melting and electric arc surfacing	1		
Kantyukov R.R., Zapevalov D.N., Vagapov R.K. Effect of hydrogen on steels in hydrogen sulfide-containing and other environments at gas facilities	1		
Kolubaev A.V., Sizova O.V. Structure and properties of coatings obtained by gas-thermal spraying	6		
Kostina V.S., Kostina M.V., Zinoveev D.V., Kudryashov A.E. Calculations of the phase composition of austenitic high-nitrogen welding wire and study of a welded joint made from it	3		
Kryzhovich D.S., Korchuganov A.V., Zolnikov K.P. Grain boundary migration and mechanical properties altering in Fe – 10Ni – 20Cr alloy under irradiation	3		
Mantserov S.A., Anosov M.S., Mordovina Yu.S., Chernigin M.A. Effect of 3D printing mode on structure and fatigue strength of 30CrMnSi steel	6		
Nevskii S.A., Bashchenko L.P., Gromov V.E., Peregodov O.A., Gostevskaya A.N., Volodin T.V. Formation of the gradient of structural-phase states of highspeed steel during surfacing. Part 2. The role of the Mullins–Sekerka instability in formation of crystallization structures	2		
Nikonenko A.V., Vorontsov A.V., Shamarin N.N., Utyaganova V.R., Savchenko N.L., Zykova A.P. Structural-phase state and properties of 56GM/(W + WC(Ni))			

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

Bogdanova N.A., Zhilin S.G. Influence of compression modes of waxy powders on stress-strain state of compacts used in precision casting	5
Fastykovskii A.R., Vakhrolomeev V.A., Nikitin A.G. Determination of longitudinal stability of strip in rolling cage – non-drive dividing device system	3
Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Nepryakhin S.O. Stress state of billet – mandrel system during production of hollow steel billet in a unit of continuous casting and deformation. Part 2 ...	4
Leont'ev A.S., Rybenko I.A. Experience in implementing machine learning to calculate the quality and production of agglomerate	1
Morozov A.O., Komolova O.A., Em A.Yu., Zhemkov A.A., Grigorovich K.V., Yakubenko E.V., Cherkashina T.I., Dagman A.I. Development of a methodology for determining the content of non-metallic inclusions in steel	4
Nefedov A.V., Ishmukhametov R.E., Chichenev N.A. Re-engineering of ball mill at Novotroitsk Plant of Chromium Compounds	6
Nikitin A.G., Bazhenov I.A., Kurochkin N.M. Improving the efficiency of raw material preparation for metallurgical processing	5

Nikitin A.G., Fastyskovskii A.R., Gerasimov S.P. Improving operation of a drawing mill	6
Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Namokono A.N., Evstigneeva A.A., Chernyshova D.V. Stress strain state of ceramic shell mold during formation of spherical steel casting in it. Part 1	2
Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Namokono A.N., Evstigneeva A.A., Chernyshova D.V. Stressstrain state of ceramic shell mold during formation of spherical steel casting in it. Part 2	4
Tkacheva A.V., Abashkin E.E. Influence of combined thermal effect of electric arc welding with aluminothermic backfill on internal stresses in a steel plate	5

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

Adilov G., Kareva N.T., Roshchin V.E. Influence of copper and silicon on phase transformations in the iron – carbon system	1
Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Kel' I.N., Upolovnikova A.G., Shartdinov R.R. Thermodynamic modeling of interphase distribution of chromium and boron in slags of AOD reduction period	3
Bashchenko L.P., Bendre Yu.V., Kozyrev N.A., Mikhno A.R., Shurupov V.M., Zhukov A.V. Thermodynamic aspects of WO_3 tungsten oxide reduction by carbon, silicon, aluminum and titanium	4
Bolgaru K.A., Reger A.A., Vereshchagin V.I., Akulinkin A.A. Physical and chemical processes during nitriding of chromium ferrosilicon by filtration combustion	3
Goikhenberg Yu.N., Polukhin D.S. Effect of silicon and vanadium on corrosion-mechanical properties of highnitrogen Cr – Mn steels	5
Protopopov E.V., Rybenko I.A., Belenetskii E.A. Thermodynamic modeling of converter sludge sintering	6
Tsepelev V.S., Sinitsin N.I., Chikova O.A., Potapov M.G., V'yukhin V.V. Microheterogeneous structure of liquid cast irons IChKh28N2 and ICh310Kh24M2F4TR	5
Upolovnikova A.G., Shartdinov R.R., Smetannikov A.N. Effect of basicity on physical properties of ladle slags of $CaO - SiO_2 - Ce_2O_3 - Al_2O_3 - MgO$ system	2

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Belomyttsev M.Yu. Type of generalized mathematical model for describing large hot deformations	5
---	---

Erokhov T.V., Levitskii I.A., Podgorodetskii G.S., Gorbunov V.B. Mathematical modeling of gas dynamics and off-gas post-combustion above the melt in a meltergasifier furnace ...	1
Kornet M.E., Zimin A.V., Burkova I.V., Zimin V.V. Planning BOF repair system in conditions of quasi-periodic operation of units	6
Panasenko O.A., Khalezov A.O., Nukhov D.Sh. Investigating the effectiveness of changing calibration of input cone of rolls and lines of a piercing mill with tapered rolls using computer modeling	1
Ryabchikov M.Yu., Ryabchikova E.S., Novak V.S., Klimenko A.E. Investigation of performance limitations in continuous hot-dip galvanizing units associated with product defects	1
Shper V.L., Sheremetyeva S.A., Smelov V.Yu., Khunuzidi E.I. Shewhart control charts – A simple but not easy tool for data analysis	1
Sivtsov A.V., Sheshukov O.Yu., Egiazar'yan D.K., Tsymbalist M.M., Orlov P.P. Automated process control in electric arc furnaces in the aspect of digital twin technology	4
Spirin N.A., Gurin I.A., Lavrov V.V., Zainullin L.A. Information modeling system for movement of charge layers and melt accumulation in a blast furnace well	2
Vargin A.V., Levitskii I.A. Mathematical modeling of slab heating in a furnace with walking beams due to their curvature	3

BASED ON THE MATERIALS OF THE INTERNATIONAL CONFERENCE "SCIENTIFIC AND PRACTICAL SCHOOL FOR YOUNG METALLURGISTS"

Karasev V.S., Kodzhaspirov G.E., Fedorov A.S., Al'khi-menko A.A., Zhitenev A.I. Increasing the corrosion properties of duplex steel with REM modification	2
Rovbo A.S., Golubev I.A., Shaposhnikov N.O., Penigin A.V., Fedorov A.S. Approaches to the selection of material design of infrastructure facilities for transport and injection of CO_2	2
Salynova M.A., Uglunts T.V., Tolochko O.V. Effect of yttrium additions on microstructure and corrosion resistance of Incoloy 825 alloy	1
In memory Yusfin Yulian Semyonovich	4
To the 75th Anniversary of Nikolai Aleksandrovich Spirin	5
To the 90th Anniversary of Leonid Andreevich Smirnov	4
To the 90th Anniversary of Leopold' d Igorevich Leont'ev	6
To the 100th Anniversary of Vuli Arshakovich Grogoryan	1

Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, главный редактор

Е.В. Протопопов, заместитель главного редактора

Е.А. Ивани, ответственный секретарь

Л.П. Бащенко, заместитель ответственного секретаря

Е.Ю. Потапова, заместитель главного редактора по развитию

О.А. Долицкая, научный редактор

Е.М. Запольская, ведущий редактор

В.В. Расенец, верстка, иллюстрации

Г.Ю. Острогорская, менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 20.12.2024. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 15,25. Заказ 21240. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



To the 90th Anniversary of Leopold Igorevich Leont'ev

Influence of chemical composition of steels for production of grinding balls on their deformation characteristics

Application of low-temperature reduction by hydrogen for enhancing the magnetic characteristics of several iron ores

On the results of tribological studies of railway rails

Sub-electrode gap and specific electrical resistance of a ferroalloy furnace bath

Functional properties of plastic deformation resistance of 12Kh18N10T steel

Effect of mechanical processing on reduction of iron oxides in man-made raw materials

Inhomogeneity of deformation of surfaced stainless steel

Structural-phase state and properties of 56GM/(W + WC(Ni)) composite alloy obtained by wire electron beam additive manufacturing

Effect of 3D printing mode on structure and fatigue strength of 30CrMnSi steel

Structural-phase composition and mechanical properties of stainless steel – low carbon steel metal composite

Structure and properties of coatings obtained by gas-thermal spraying

Impact strength and fracture features of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823 in temperature range from -196 to 100 °C

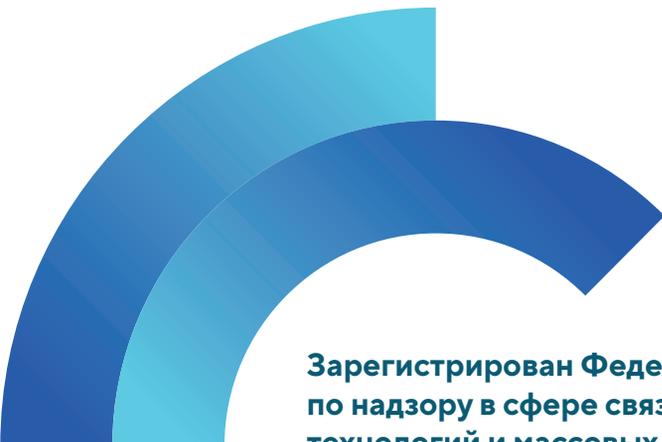
Thermodynamic modeling of converter sludge sintering

Improving operation of a drawing mill

Re-engineering of ball mill at Novotroitsk Plant of Chromium Compounds

Planning BOF repair system in conditions of quasi-periodic operation of units

Index of articles "Izvestiya. Ferrous Metallurgy" for 2024, vol. 67



**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

