

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2023 Том 66 № 6
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Прогнозирование содержания углерода в металле заключительного периода продувки в кислородном конвертере с использованием нейросети

Оценка эффективности электроплавки металлизированного сидеритового концентрата

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Анализ зоны контакта системы «покрытие/подложка», подвергнутой облучению импульсным электронным пучком

Исследование структуры и анизотропии механических свойств стального изделия, полученного методом послойной электродуговой проволочной 3D-печати



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

2023 Том 66 № 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:

Г. В. Ашихмин, д.т.н., профессор, ОАО «Ин-т Цветметобработка», г. Москва
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., профессор, АО «НПО «ЦНИИТМаш», г. Москва
Ю. А. Курганова, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва
Х. Линн, ООО «Линн Хай Терм», Германия
В. И. Лысак, академик РАН, д.т.н., профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград

В 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 редакций:

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@sibsii.ru

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

German V. Ashikhmin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., JSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow

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

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

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

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

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, 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.), Prof., JSC "NPO "TSNIITMash", 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 University, 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

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

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

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

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

Ekaterina P. Volynkina, Dr. Sci. (Eng.), Advisor, ALE "Kuzbass Association of Waste Processors", Novokuznetsk

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), 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.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Шакиров М.К., Протопопов Е.В., Зимин А.В., Турчанинов Е.Б. Прогнозирование содержания углерода в металле заключительного периода продувки в кислородном конвертере с использованием нейросети 638
- Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С., Думова Л.В., Сафонов С.О. Исследования процессов формирования микроструктуры мелющих шаров из рельсовой стали в зависимости от параметров закалочной среды 645
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Чесноков Ю.А. Оценка эффективности электроплавки металлизированного сидеритового концентрата 653

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Почивалов Ю.И. Структура и свойства малолегированной стали 10Г2ФБЮ после прокатки в рельефных валках в условиях электропластичности 659
- Ефимов М.О., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Панченко И.А. Анализ зоны контакта системы «покрытие/подложка», подвергнутой облучению импульсным электронным пучком 666
- Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Процессы Людера и Портевена-Ле Шателля в аустенитно-мартенситной TRIP-стали 673
- Зоря И.В., Поletaев Г.М., Ракитин Р.Ю. Теоретическая прочность аустенита при наличии в кристалле поры или вакансий: молекулярно-динамическое исследование 681
- Ярьско С.И., Гусева Г.В., Щербаков В.И., Казакевич П.В. Структура и износные характеристики чугуна после лазерной модификации поверхности ... 688
- Дмитриев А.Н., Смирнова В.Г., Вязникова Е.А., Витькина Г.Ю., Смирнов А.С. Влияние структуры неофлюсованных обожженных титаномагнетитовых окатышей на их прочность при статическом сжатии 696
- Башченко Л.П., Почетуха В.В., Михайличенко Т.А. Влияние отпуска на структуру наплавленных покрытий из быстрорежущей стали 705
- Власов И.В., Гордиенко А.И., Кузнецова А.Е., Семенчук В.М. Исследование структуры и анизотропии механических свойств стального изделия, полученного методом послойной электродуговой проволоочной 3D-печати 709
- Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П. Взаимодействие трещины с границей зерен в бикристаллах железа 718

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Shakirov M.K., Protopopov E.V., Zimin A.V., Turchaninov E.B. Prediction of carbon content in the metal of final blow period in BOF using neural network 638
- Umanskii A.A., Baidin V.V., Simachev A.S., Dumova L.V., Safonov S.O. Formation of microstructure in rail steel grinding balls depending on quenching medium parameters 645
- Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Chesnokov Yu.A. Evaluating the efficiency of metallized siderite concentrate electric melting 653

MATERIALS SCIENCE

- Pochivalov Yu.I. Structure and properties of low-alloy steel 10G2FBYu after rolling in embossed rolls under conditions of electroplasticity 659
- Efimov M.O., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A. Analysis of contact zone of coating-substrate system exposed to irradiation with a pulse electron beam 666
- Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Lüders and Portevin-Le Chatelier processes in austenitic-martensitic TRIP steel 673
- Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Theoretical strength of austenite in the presence of a pore or vacancies in the crystal: molecular dynamics study 681
- Yares'ko S.I., Guseva G.V., Shcherbakov V.I., Kazakevich P.V. Structure and wear characteristics of cast iron after laser surface modification 688
- Dmitriev A.N., Smirnova V.G., Vyaznikova E.A., Vit'kina G.Yu., Smirnov A.S. Effect of structure of unfluxed burnt titanomagnetite pellets on strength under static compression 696
- Bashchenko L.P., Pochetukha V.V., Mikhailichenko T.A. Influence of tempering on structure of deposited high-speed steel coatings 705
- Vlasov I.V., Gordienko A.I., Kuznetsova A.E., Semenchuk V.M. Structure and mechanical properties anisotropy of a steel product manufactured by layer-by-layer electric arc wire 3D printing 709
- Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zol'nikov K.P. Interaction of cracks with grain boundaries in iron bichystals 718

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А.,
Линник В.В., Борисенко Т.А., Чернов В.М., Ле-
онтьева-Смирнова М.В. Структурно-фазовые
превращения 12 % хромистой ферритно-мартен-
ситной стали ЭП-823 725

Spiridonova K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A.,
Linnik V.V., Borisenko T.A., Chernov V.M.,
Leont'eva-Smirnova M.V. Structural-phase transfor-
mations of 12 % chromium ferritic-martensitic steel
EP-823 725

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

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

Одинок В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А.,
Карпенко В.А. Моделирование нового процесса
перемешивания жидкого металла в кристаллизато-
ре установки непрерывной разливки стали при вра-
щающейся рубашке с вертикальными ребрами 733

Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Karpen-
ko V.A. Simulation of a new process of mixing liquid
metal in CCM mold with rotating cooling jacket with
vertical ribs 733

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ**

**PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES**

Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г.,
Сметанников А.Н., Лобанов Д.А., Долматов А.В.
Влияние основности на физические свойства шла-
ков системы $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 -$
 $- 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 8\% \text{MgO}$ 743

Babenko A.A., Shartdinov R.R., Upolovnikova A.G.,
Smetannikov A.N., Lobanov D.A., Dolmatov A.V.
Influence of basicity on physical properties of slags of
the $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 - 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 -$
 $- 8\% \text{MgO}$ system 743

**ПО МАТЕРИАЛАМ
МЕЖДУНАРОДНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
«НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ ШКОЛА
ДЛЯ МОЛОДЫХ МЕТАЛЛУРГОВ»**

**BASED ON THE MATERIALS
OF THE INTERNATIONAL CONFERENCE
“SCIENTIFIC AND PRACTICAL SCHOOL FOR
YOUNG METALLURGISTS”**

Гаманюк С.Б., Рущкий Д.В., Зюбан Н.А., Кирили-
чев М.В., Никитин М.С. Физическое моделирова-
ние влияния доливки расплава в прибыльную часть
слитка на процесс затвердевания и структурообра-
зование 750

Gamanyuk S.B., Rutsikii D.V., Zyuban N.A., Kirili-
chev M.V., Nikitin M.S. Physical modeling of the effect
of refilling the melt into an ingot knock-off head on so-
lidification and structure formation 750

Аксенова В.В., Павлов А.В., Марков Г.М. Получение
рафинировочных глиноземсодержащих флюсов ме-
тодом спекания из техногенного сырья 760

Aksenova V.V., Pavlov A.V., Markov G.M. Production of
refining alumina containing fluxes by sintering from
technogenic raw materials 760

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

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

Соломонов К.Н., Тищук Л.И., Горбатыук С.М., Снит-
ко С.А., Чиченева О.Н. Моделирование картины
течения металла при формообразовании поковки из
плоской заготовки 768

Solomonov K.N., Tishchuk L.I., Gorbatyuk S.M., Snit-
ko S.A., Chicheneva O.N. Modeling the pattern of
metal flow during forming of forgings from a flat billet ... 768

Указатель статей, помещенных в 2023 г., том 66 775

Index of articles “Izvestiya. Ferrous Metallurgy” for
2023, vol. 66 775



УДК 669.1:001.89

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-638-644

Оригинальная статья
Original article

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В МЕТАЛЛЕ ЗАКЛЮЧИТЕЛЬНОГО ПЕРИОДА ПРОДУВКИ В КИСЛОРОДНОМ КОНВЕРТЕРЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НЕЙРОННОЙ СЕТИ

М. К. Шакиров[✉], Е. В. Протопопов, А. В. Зимин, Е. Б. Турчанинов

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

✉ shakirov.maxim@mail.ru

Аннотация. Прогнозирование и управление содержанием углерода в металле по окончании продувки в кислородном конвертере являются ключевыми моментами в обеспечении эффективности производства стали. Наиболее точным методом является метод динамического прогнозирования, основанный на использовании информации промежуточного замера фурмой-зондом (блок типа TSC) в период израсходования порядка 85 – 90 % общего расхода кислорода на плавку и принятой модели заключительного периода продувки. Для прогнозирования традиционно используются модели заключительного периода на основе экспоненциальных или кубических функций, существуют разработки на основе нейросетевых технологий. В настоящем исследовании заключительный период плавки определили как период между первым и последним (перед выпуском плавки) замерами фурмой-зондом. В зависимости от результатов первого замера и требуемых параметров металла в этот период может производиться продувка кислородом, присадка флюсов, а также усреднительная продувка азотом. Была исследована возможность использования нейросети для прогнозирования конечного содержания углерода с использованием результатов промежуточного замера фурмой-зондом (блок типа TSO) в период израсходования порядка 95 % общего расхода кислорода на плавку. В качестве модели заключительного периода была программно реализована двухслойная нейросеть с одним скрытым слоем и активационной функцией типа Softplus для всех нейронов. Входные данные - содержание углерода промежуточного замера и расход кислорода на заключительный период продувки. Выходные данные – прогнозируемое конечное содержание углерода. Для обучения использовались данные по фактическому конечному содержанию углерода в металле. Нейронная сеть была настроена по данным 700 плавков обучающей выборки. Настроенная таким образом модель была дополнительно протестирована на данных 232 плавков, не использовавшихся при обучении. Получены близкие значения ошибок прогноза для обучающей и тестирующей выборок. Кроме того, полученные значения ошибок сопоставимы с изменениями содержания углерода для плавков без использования кислорода в заключительный период, что говорит о высокой точности прогноза.

Ключевые слова: кислородный конвертер, содержание углерода, измерительная фурма, математическое моделирование, прогнозирование, заключительный период, нейронная сеть

Для цитирования: Шакиров М.К., Протопопов Е.В., Зимин А.В., Турчанинов Е.Б. Прогнозирование содержания углерода в металле заключительного периода продувки в кислородном конвертере с использованием нейронной сети. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):638–644. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-638-644>

PREDICTION OF CARBON CONTENT IN THE METAL OF FINAL BLOW PERIOD IN BOF USING NEURAL NETWORK

M. K. Shakirov[✉], E. V. Protopopov, A. V. Zimin, E. B. Turchaninov

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

✉ shakirov.maxim@mail.ru

Abstract. Prediction and control of the carbon content after the end of oxygen blow in BOF converter are key points of steel production efficiency. One of the most accurate methods is the dynamic predicting method based on the use of intermediate substance measurement (TSC probe) when about 85 – 90 % of total oxygen is consumed and on the final period model. Models of the final period are traditionally based on exponential or cubic functions, currently there are developments based on neural network technologies. We investigated the possibility of using a neural network to predict the final carbon content using the results of intermediate substance measurement (TSO probe) when about 95 % of total oxygen is consumed. As a model of the final period, a two-layer neural network with one hidden layer and an activation function of the Softplus type for all neurons was

implemented in software. The input vectors contain initial carbon content and oxygen consumption for the second blow values. The output vector contains the predicted final carbon content, the output training vector - actual final carbon content values. The network was trained on 700 heats data of the training set. The model trained in this way was tested on 232 heats data of the testing set. The prediction errors distribution and values of the mean absolute error and root mean square error for the training and testing sets are correspondingly close. They are also comparable with similar indicators of the heats, the final period of which was carried out without oxygen blow (only flux additions and/or nitrogen blow), and this indicates a high accuracy of the prediction.

Keywords: BOF, carbon content, substance, mathematical simulation, prediction, final period, neural network

For citation: Shakirov M.K., Protopopov E.V., Zimin A.V., Turchaninov E.B. Prediction of carbon content in the metal of final blow period in BOF using neural network. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):638–644. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-638-644>

ВВЕДЕНИЕ

Накопленный опыт эксплуатации конвертеров с верхней кислородной продувкой убедительно доказал преимущества процесса, к которым можно отнести высокую производительность, достаточно высокую стойкость футеровки агрегатов, простоту конструкции и эксплуатации оборудования, технологическую гибкость по составу перерабатываемых чугунов [1–3]. В то же время получение стабильных технологических показателей плавки и эффективность реализации процесса в целом в значительной степени зависят от правильности и точности определения момента окончания операции [4]. В практике организации продувки для решения такой задачи, как правило, используются косвенные характеристики особенностей хода продувки и поведения ванны, например:

- определение момента окончания операции продувки по количеству израсходованного кислорода;
- интенсивность светимости факела отходящих газов над конвертером;
- анализ химического состава отходящих газов;
- анализ изменения косвенных характеристик: контроль поведения ванны (акустические явления, вибрация фурмы), контроль температуры охлаждающей фурмы воды, электропроводности ванны и т.д.

При этом перечисленные элементы и способы управления процессом продувки можно отнести к субъективным факторам при условии обеспечения высокой компетентности технологического персонала. В то же время высокая скорость процессов окислительного рафинирования, протекающих в кислородном конвертере, интенсивное пыле- и газовыделение, изменяющийся уровень ванны с возможным образованием выбросов или, наоборот, сворачиванием шлака – все эти перечисленные факторы значительно затрудняют возможности управления плавкой.

Особое значение исследуемые прогнозирующие модели приобретают при производстве специальных сталей, в том числе особо низкоуглеродистых сталей (в том числе беспримесных со свободными междуузлиями ($\leq 0,003\%$ C и $0,004\%$ N)). В связи с этим точное прогнозирование и управление содержанием углерода в металле на заключительном этапе операции продувки является чрезвычайно актуальной задачей, решение которой позволяет повысить и стабилизировать показатели технологии.

На основании дополнительно получаемой информации, использующейся для прогнозирования характеристик плавки, можно выделить следующие известные методы расчетного определения остаточного содержания углерода в металле перед выпуском [4; 5]:

- прогнозирование с использованием статических моделей;
- прогнозирование с использованием динамических моделей;
- интеллектуальное прогнозирование.

1. Статическое прогнозирование

Для статического прогнозирования используются так называемые статические модели плавки, основанные на расчетах теплового и материального балансов, либо на статистическом описании плавки в целом. Исходными данными служат химический состав и температура чугуна, химический состав твердой металлозавалки и добавочных материалов, а также результаты предшествующих плавков и требуемые значения показателей металла по окончании продувки: прежде всего химического состава и температуры. Данный метод позволяет определять количество шихтовых и добавочных материалов, в том числе оценивать израсходованное в период продувки количество кислорода, необходимое для достижения требуемого содержания углерода в металле [6–8]. Однако точность этого метода в отношении прогнозирования параметров плавки по окончании продувки недостаточно стабильна ввиду влияния большого количества неконтролируемых факторов [9]. К таким факторам можно отнести: изменяющийся химический состав и физические свойства металлозавалки, колебания свойств и количества добавочных материалов, неконтролируемые потери тепла, потери кислорода в различные периоды продувки и т.д. [7]. Наиболее часто для статического прогнозирования используются теоретические [10–12] или статические [13–15] модели, в том числе модели, основанные на нейронных сетях.

2. Динамическое прогнозирование

Известно, что использование фурмы-зонда в сочетании с моделями заключительного периода продувки является инструментом динамического управления,

позволяющим уменьшить цикл плавки за счет значительного уменьшения затрат времени на корректирующие операции (повалка, охлаждение металла) [15]. Модели заключительного периода основываются на статистическом описании зависимостей между конечными значениями параметров плавки (прежде всего содержание углерода и температура), их исходными значениями и количеством израсходованного кислорода [16]. При этом скорость обезуглероживания может быть описана как

$$-\frac{\partial C}{\partial \tau} = k(C - C_0), \quad (1)$$

где k – константа скорости реакции обезуглероживания, с^{-1} ; C – текущая концентрация углерода в жидком металле, %; C_0 – минимально достижимая концентрация углерода в жидком металле, характеризующая массообмен и скорость окисления углерода в области его низких значений, %; τ – продолжительность продувки кислородом, с.

Фурма-зонд позволяет проводить измерения и отбор проб металла для химического анализа без проведения так называемой повалки, сопровождающейся прерыванием кислородной продувки и наклоном конвертера. В данном случае для каждой плавки проводится, как правило, два измерения: по ходу кислородной продувки (после израсходования 85 – 90 % предполагаемого общего количества кислорода) и по окончании продувки кислородом. Первое измерение проводится с использованием блоков типа TSC (*temperature, sample, carbon*): определяются температура металла, содержание в нем углерода по температуре ликвидуса расплава и отбирается проба. При этом в период измерения интенсивность продувки кислородом снижается для повышения достоверности получаемых результатов. На основании данных первого, «динамического», замера модель заключительного периода рассчитывает количество кислорода и возможное количество охладителя, необходимые для достижения заданных значений температуры и содержания углерода металла перед выпуском плавки.

По окончании продувки кислородом измерение проводится с использованием блоков типа TSO (*temperature, sample, oxygen*): определяется температура металла, его окисленность, рассчитывается содержание углерода, проводится отбор пробы металла.

Однако в отечественных конвертерных цехах блоки типа TSC на текущий момент не применяются, измерения проводятся с использованием блоков типа TSO в период продувки, соответствующий более низкому (менее 0,15 %) содержанию углерода в металле.

Использование измерительной фурмы-зонда позволяет устранить влияние колебаний свойств шихтовых материалов и увеличить точность прогнозирования конечного содержания углерода для конвертерной

плавки по сравнению со статическими методами прогнозирования. Некоторые японские производители достигли точности прогнозирования в данных условиях свыше 90 % в интервале $\pm 0,02$ % C [17].

Другой разновидностью метода динамического прогнозирования содержания углерода является подход, основанный на использовании косвенных показателей процесса обезуглероживания, например, результатов анализа состава отходящих газов. Главным недостатком такого варианта, наряду с влиянием на результаты анализа количества подсосываемого воздуха из атмосферы в режиме работы газоотводящего тракта с частичным дожиганием отходящих газов, является запаздывание (задержка по времени) исходной информации для расчета.

3. Интеллектуальное прогнозирование

Интеллектуальное прогнозирование содержания углерода в расплаве, в соответствии с вышеперечисленными особенностями, подразумевает использование дополнительной, так называемой косвенной информации о ходе процесса, например, по вибрации кислородной фурмы, уровню шлакометаллической эмульсии, акустическим характеристикам хода продувки и т.д.

К первому опыту использования такого подхода можно отнести разработку модели заключительного периода продувки на основе нейронной сети [18]. В частности, для прогнозирования содержания углерода используется сеть, входные нейроны которой соответствуют содержанию углерода по замеру фурмы-зонда, количеству кислорода и охладителя, израсходованных именно в заключительный период. Полученные положительные результаты позволяют сделать выводы об эффективности использованного метода.

Развитие и использование таких подходов дополнительно показывают преимущества прогнозирования содержания углерода в заключительный период продувки с использованием нейросетей по сравнению с экспоненциальной, кубической моделями и моделью окисления углерода, основанными на анализе химического состава отходящих газов. При этом выполненные исследования были проведены с использованием экспериментальных данных промежуточных замеров только блоками типа TSC [17; 19 – 21].

Таким образом, актуальными представляются оценки применимости нейронных сетей для описания заключительного периода продувки, в частности, для прогнозирования конечного содержания углерода в металле на основе данных промежуточных замеров применяемыми в отрасли блоками типа TSO.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В настоящем исследовании заключительный период продувки определили как условный период между пер-

вым и последним (перед выпуском плавки) замерами фурмой-зондом. В зависимости от результатов первого замера и требуемых конечных параметров металла в этот период могут проводиться продувка кислородом, присадка флюсов, а также усреднительная продувка азотом.

Задачами исследования являлись определение точности прогноза конечного содержания углерода в металле с использованием данных промежуточного замера блоками типа TSO по израсходованию порядка 95 % предполагаемого общего количества кислорода на плавку, а также сравнение полученных результатов с аналогичными, полученными для технологии с использованием блоков типа TSC.

В качестве анализируемых использовали данные плавков текущего производства, проведенных в 350-т конвертере, оборудованном измерительной фурмой под непосредственным контролем авторов.

Для обучения и тестирования прогноза содержания углерода были отобраны плавки с использованием в заключительный период только продувки кислородом.

Исходное содержание углерода – определенное по результатам замера фурмой-зондом перед началом заключительного периода, конечное – по результатам химического анализа пробы металла, отобранной фурмой-зондом по окончании продувки. Исходное (C_1) и конечное (C_2) содержание углерода, а также изменение концентрации углерода в результате проведения заключительного периода ($\Delta C^{зн} = C_2 - C_1$) и расход кислорода на операцию приведены в табл. 1 (в числителе – диапазон изменения, в знаменателе – среднее значение).

Для прогнозирования содержания углерода по окончании заключительного периода продувки использовали двухслойную нейронную сеть, содержащую один скрытый слой. Входные данные – фактическое содержание углерода в металле перед началом заключительного периода C_1 и фактический расход кислорода в заключительный период $O_2^{зн}$. Выходные данные – прогнозируемое содержание углерода $C_2^{прог}$ в металле по окончании заключительного периода. Для обучения использовали данные по фактическому конечному содержанию углерода пробы металла. В качестве функции активации применяли функцию вида

$$Y = \ln(1 + e^x). \quad (2)$$

Т а б л и ц а 1

Параметры заключительного периода продувки с использованием кислорода

Table 1. Parameters of the final oxygen blow period

$C_1, \%$	$C_2, \%$	$\Delta C^{зн}, \%$	$O_2^{зн}, \text{нм}^3$
0,026 – 0,168	0,017 – 0,117	0 – 0,099	411 – 4012
0,055	0,039	0,016	1156

Данные по исходному и конечному содержанию углерода, расходу кислорода предварительно подвергали нормированию в соответствии с выражением

$$C_i^* = \frac{C_i - C_{\min}}{C_{\max} - C_{\min}}, \quad (3)$$

где C_i – фактическое значение параметра; C_{\min} и C_{\max} – минимальное и максимальное значения параметра.

В качестве обучающей выборки использовали данные 700 плавков. Результаты обучения тестировали по данным 232 плавков, следовавших в хронологическом порядке за плавками обучающей выборки, из них 56 плавков были проведены под непосредственным контролем авторов.

Для обучения сети применяли алгоритм обратного распространения ошибки – метод градиентного спуска. В процессе обучения минимизировалось значение суммы квадратов отклонений между фактическим C_2 и прогнозируемым $C_2^{прог}$ содержанием углерода в металле.

Оценку точности прогнозирования проводили с использованием следующих показателей:

– средняя ошибка (*mean error*), определяемая в соответствии с выражением

$$ME = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (Y_i - \hat{Y}_i), \quad (4)$$

где N – количество наблюдений; Y_i, \hat{Y}_i – фактическое и прогнозируемое значения параметра;

– среднемодульная ошибка (*mean absolute error*), определяемая в соответствии с выражением:

$$MAE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |Y_i - \hat{Y}_i|, \quad (5)$$

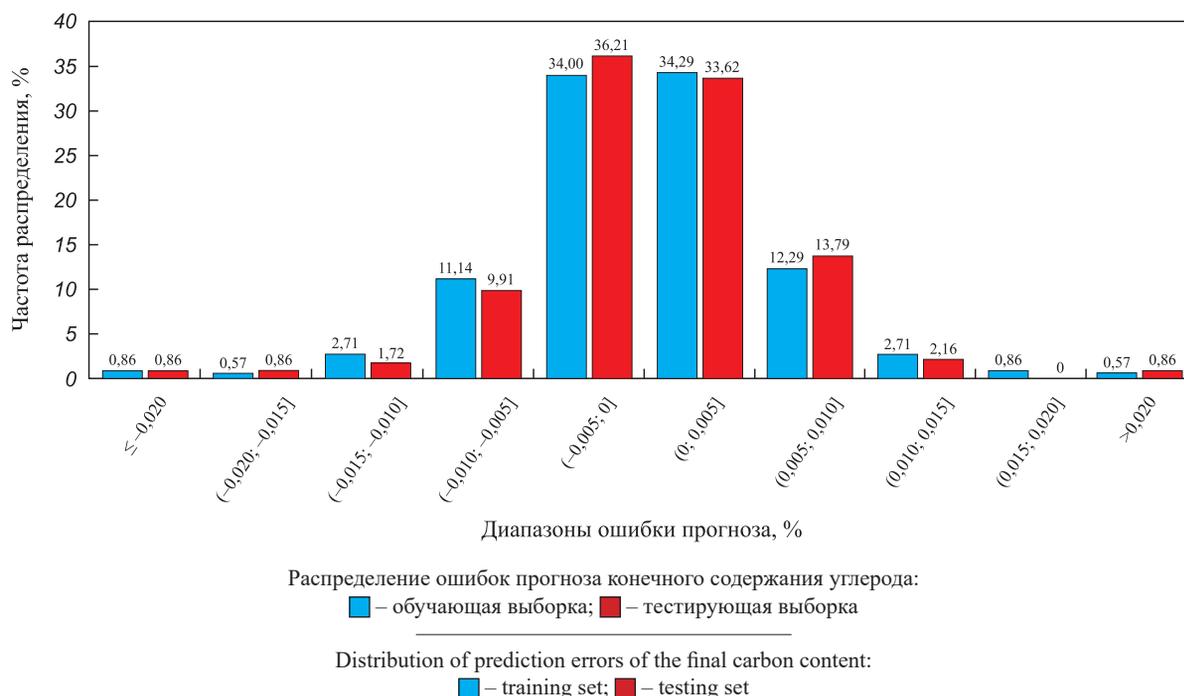
– среднеквадратичная ошибка (*root mean square error*), определяемая в соответствии с выражением

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (Y_i - \hat{Y}_i)^2}. \quad (6)$$

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате обучения и последующего тестирования нейросети на соответствующих массивах экспериментальных данных получено распределение ошибок прогноза конечного содержания углерода в металле $C_2 - C_2^{прог}$ (см. рисунок).

Для тестирующей выборки получено распределение ошибки прогноза, близкое к таковой для обучающей выборки. Попадание свыше 90 % ошибки в диапазон $\pm 0,010 \%$ и порядка 70 % плавков в диапазон $\pm 0,005 \%$ свидетельствует о достаточно высокой точности прогноза конечного содержания углерода в металле.



Для сравнения достигнутые показатели точности прогноза по обучающей и тестирующей выборкам сопоставили с аналогичными показателями плавков без использования кислорода в заключительный период продувки. Для сравнительных плавков в данный период проводили присадки извести и/или известняка, усреднительную продувку азотом осуществляли через кислородную фурму. В качестве прогнозируемых значений конечного содержания углерода $C_2^{прог}$ использовали исходные значения C_1 по результатам первого замера фурмы-зонда (табл. 2). Показатели точности рассчитывали в соответствии с выражениями (4) – (6).

Таким образом, показатели, характеризующие точность прогноза для плавков обучающей и тестирующей выборок, имеют близкие значения. В то же время эти значения сопоставимы с таковыми для плавков, проведенных без использования кислорода в заключительный период. Изменения содержания углерода ($C_2 - C_1 = C_2 - C_2^{прог}$) для таких плавков связаны, очевидно, с неоднородностью химического состава по объему металлической ванны. То есть полученные данные (табл. 2) позволяют сделать вывод, что достиг-

нутая точность прогноза сопоставима с изменениями содержания углерода в металле, связана с неоднородностью ванны и, возможно, погрешностью определения содержания углерода при замере фурмой-зондом. Точность прогноза предложенной модели заключительного периода в диапазонах $\pm 0,005$ и $\pm 0,010$ % для тестирующей выборки составила соответственно 70 и 94 %.

Авторы работы [22] показали для технологии с использованием блоков типа TSC, что модель заключительного периода, основанная на нейронной сети, позволяет достичь попадания ошибки прогноза по содержанию углерода в металле в диапазоны $\pm 0,005$, $\pm 0,010$, $\pm 0,015$ и $\pm 0,020$ %, что соответствует 25, 54, 71 и 91 % случаев. Выполненный анализ показывает, что данные показатели превосходят аналогичные для экспоненциальной, кубической моделей и модели окисления углерода, основанной на анализе химического состава отходящих газов. Однако следует отметить, что в данном случае среднее исходное значение содержания углерода составляло 0,244 %, что значительно превышает таковое для настоящего исследования.

Таблица 2

Сравнение показателей плавков обучающей, тестирующей выборок и плавков без использования кислорода в заключительный период

Table 2. Comparison of parameters of training, testing sets and heats without oxygen in the final period

Выборка	Количество плавков	ME, %	MAE, %	RMSE, %
Обучающая выборка	700	$-1,36 \cdot 10^{-7}$	0,0044	0,0060
Тестирующая выборка	232	$-1,09 \cdot 10^{-5}$	0,0043	0,0060
Без использования O ₂	330	$2,53 \cdot 10^{-4}$	0,0040	0,0048

Для оптимизации получаемых результатов в дальнейшем возможно исследование вариантов и эффекта обновления обучающей выборки с целью адаптации модели к изменяющимся по ходу кампании конвертера условиям.

Выводы

Точное прогнозирование при определении содержания углерода в металле является ключевым для управления заключительным периодом плавки в кислородном конвертере. Результаты выполненного исследования подтверждают результаты работ [21; 22] и позволяют говорить о возможности применения нейронной сети для прогнозирования содержания углерода в металле заключительного периода продувки в кислородном конвертере.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Лякишев Н.П., Шалимов А.Г. *Сравнительная характеристика состояния кислородно-конвертерного производства стали в России и за рубежом*. Москва: Элиз; 2000:64.
2. *Технология производства стали в современных конвертерных цехах* / С.В. Колпаков, Р.В. Старов, В.В. Смоктей, В.И. Лебедев, В.В. Рябов. Москва: Машиностроение; 1991:464.
3. Афонин С.З. Современное состояние, перспективы и задачи стоящие перед металлургической промышленностью России. *Сталь*. 1995;(7):1–4.
Afonin S.Z. Current state, prospects and challenges facing the metallurgical industry of Russia. *Stal'*. 1995;(7):1–4. (In Russ.).
4. Баптизмандский В.И. *Теория кислородно-конвертерного процесса*. Москва: Металлургия; 1975:375.
5. Баптизмандский В.И., Меджибожский М.Я., Охотский В.Б. *Конвертерные процессы производства стали*. Киев-Донецк: Вища школа; 1984:344.
6. Туркенич Д.И. *Управление плавкой стали в конвертере*. Москва: Металлургия; 1971:360.
7. Бойченко Б.М., Низяев К.Г., Стоянов А.Н., Молчанов Л.С., Синегин Е.В. Параметризация процесса выплавки стали в кислородном конвертере. *Системные технологии*. 2017;(3(110)):10–15.
Boichenko B.M., Nizyaev K.G., Stoyanov A.N., Molchanov L.S., Sinegin E.V. Parametrization of steel production in an oxygen converter. *Sistemnye Tekhnologii*. 2017;(3(110)):10–15. (In Russ.).
8. Бигеев А.М. *Математическое описание и расчеты сталеплавильных процессов*. Москва: Металлургия; 1982:160.
9. Wang Z., Xie F., Wang B., Liu Q., Lu X.C., Hu L.N., Cai F. The control and prediction of end-point phosphorus content during BOF steelmaking process. *Steel Research International*. 2014;85(4):599–606.
<https://doi.org/10.1002/srin.201300194>
10. Мочалов С.П., Айзатулов Р.С., Шакиров К.М. Прогнозирующая динамическая модель конвертерного процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1979;22(4):128–131.
Mochalov S.P., Aizatulov R.S., Shakirov K.M. Predicting dynamic model of converter process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1979;22(4):128–131. (In Russ.).
11. Chen J.D., Zhang C.J., Feng J.H. Static mechanics model in loading converter and energy saving. *Journal of Hebei Institute of Technology*. 2007;29(1):32–35.
12. Рожков И.М., Травин О.В., Туркенич Д.И. *Математические модели конвертерного процесса*. Москва: Металлургия; 1978:184.
13. Pal J., Singh S., Ghose A.K., Mohan S. A mathematical model for end point control of basic oxygen steel making furnace. *Journal of Metallurgy and Materials Science*. 2002;44(1):39–49.
14. Cunha A.P., Pacianotto T.A., Frottini Fileti A.M. Steelmaking process: neural models improve end-point predictions. *Computer Aided Chemical Engineering*. 2004;18(4):631–636.
[https://doi.org/10.1016/S1570-7946\(04\)80171-8](https://doi.org/10.1016/S1570-7946(04)80171-8)
15. Apeldoorn G.J., Gootjes P. Sublances for BOF steelmaking. In: *Millennium Steel*. 2006;97–101.
16. Бигеев А.М., Байтман В.В. Адаптация математической модели окончания продувки конвертерной плавки к условиям кислородно-конвертерного цеха Магнитогорского металлургического комбината. *Металлург*. 2006;(9):47–49.
Bigeev A.M., Baitman V.V. Adaptation of mathematical model of BOF blowing end to conditions of BOF shop of Magnitogorsky Iron and Steel Works. *Metallurg*. 2006;(9):47–49. (In Russ.).
17. Vortrefflich W., Vries J. Maximizing BOF production capacity and producing cost efficient by using sublance based process control. *Iron & Steel Review*. 2010;10:94–100.
18. Кошелев А.Е., Воронин Н.И., Петрунин М.В., Киселева Т.В., Турчанинов Е.Б. О косвенном контроле содержания углерода в конвертерной ванне. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1981;24(12):105–110.
Koshelev A.E., Voronin N.I., Petrunin M.V., Kiseleva T.V., Turchaninov E.B. On indirect control of carbon content in converter bath. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1981;24(12):105–110. (In Russ.).
19. Wu M., Wu F. Application of using dynamic control with off-gas analysis for making medium-high carbon steel. *Iron and Steel*. 2007;42(12):38–41.
20. *Способы расчета масс материалов конвертерного производства* / В.П. Авдеев, Р.С. Айзатулов, Л.П. Мышляев, М.В. Петрунин, Ю.А. Сарапулов. Москва: Металлургия; 1994:192.
21. Jun T., Xin W., Tianyou C., Shuming X. Intelligent control method and application for BOF steelmaking process. *IFAC Proceedings Volumes*. 2002;35(1):439–444.
<https://doi.org/10.3182/20020721-6-ES-1901.00726>
22. Gu M., Xu A., Wang H., Wang Z. Real-time dynamic carbon content prediction model for second blowing stage in BOF based on CBR and LSTM. *Processes*. 2021;9(11):1987.
<https://doi.org/10.3390/pr9111987>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Максим Кинович Шакиров, к.т.н., доцент кафедры автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0009-0007-4938-5975

E-mail: shakirov.maxim@mail.ru

Евгений Валентинович Протопопов, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-7554-2168

E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Алексей Валерьевич Зимин, д.т.н., заведующий кафедрой автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-0485-9846

E-mail: zimin.0169@yandex.ru

Евгений Борисович Турчанинов, к.т.н., доцент кафедры автоматизации и информационных систем, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: evgen52.turchaninov@gmail.com

Maksim K. Shakirov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University

ORCID: 0009-0007-4938-5975

E-mail: shakirov.maxim@mail.ru

Evgenii V. Protopopov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-7554-2168

E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Aleksei V. Zimin, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-0485-9846

E-mail: zimin.0169@yandex.ru

Evgenii B. Turchaninov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Chair of Automation and Information Systems, Siberian State Industrial University

E-mail: evgen52.turchaninov@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. К. Шакиров – постановка задач исследования, разработка и реализация алгоритма, анализ полученных результатов.

Е. В. Протопопов – технологическое описание поставленной задачи, обоснование направления исследований, анализ полученных результатов.

А. В. Зимин – постановка проблемы, формирование выводов.

Е. Б. Турчанинов – постановка задач исследования, анализ данных.

M. K. Shakirov – statement of the research tasks, development and realization of the algorithm, analysis of the results.

E. V. Protopopov – technological description of the task, justification of the research direction, analysis of the results.

A. V. Zimin – statement of the research tasks, formulation of conclusions.

E. B. Turchaninov – statement of the research tasks, data analysis.

Поступила в редакцию 25.04.2023

После доработки 11.09.2023

Принята к публикации 25.09.2023

Received 25.04.2023

Revised 11.09.2023

Accepted 25.09.2023



УДК 621.771.65

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-645-652



Оригинальная статья

Original article

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ ИЗ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ЗАКАЛОЧНОЙ СРЕДЫ

А. А. Уманский , В. В. Байдин, А. С. Симачев,
Л. В. Думова, С. О. Сафонов

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

 umanskii@bk.ru

Аннотация. Проведены исследования формирования микроструктуры мелющих шаров из отбраковки рельсовой стали при их закалке в различных полимерных средах. На первом этапе, на основании исследований охлаждающей способности растворов полимеров «ПКМ» и «Термовит» при варьировании их концентраций и температуры построены кривые охлаждения мелющих шаров из рельсовой стали марки К76Ф. При концентрации указанных полимеров в водном растворе 2 и 4 % скорость охлаждения мелющих шаров из стали К76Ф практически идентична при температурах раствора 20 и 30 °С и значительно снижается в случае увеличения температуры раствора полимера до 40 °С. При этом наиболее заметное снижение скорости охлаждения характерно для полимера «ПКМ» при его концентрации на уровне 2 %. На втором этапе проведены металлографические исследования микроструктуры мелющих шаров из рельсовой стали К76Ф, закалка которых проводилась в лабораторных условиях с использованием полимеров «ПКМ» и «Термовит» с концентраций 2–4 % и температурой 20–40 °С. Использование раствора «ПКМ» для закалки шаров обеспечивает значительно более высокое качество микроструктуры и твердость термообработанных шаров по сравнению с применением полимера «Термовит». Варьирование концентрации и температуры полимерной закалочной среды «ПКМ» позволяет получать мелющие шары с различными эксплуатационными характеристиками, определяющими потенциальные области их применения. Закалка шаров в растворе указанного полимера с концентрацией 2 % и температурой 20–30 °С обеспечивает получение шаров с высокой твердостью (соответствующей IV группе твердости по ГОСТ 7524 – 2015), а использование для закалки раствора этого же полимера с концентрацией 4 % и температурой 20–30 °С создает возможность производства шаров с более низкой твердостью, но потенциально высокой ударной стойкостью.

Ключевые слова: микроструктура, мелющие шары, рельсовая сталь, полимеры, термообработка, закалочная среда, ударная стойкость

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20170, гранта Кемеровской области – Кузбасса.

Для цитирования: Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С., Думова Л.В., Сафонов С.О. Исследования процессов формирования микроструктуры мелющих шаров из рельсовой стали в зависимости от параметров закалочной среды. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):645–652. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-645-652>

FORMATION OF MICROSTRUCTURE IN RAIL STEEL GRINDING BALLS DEPENDING ON QUENCHING MEDIUM PARAMETERS

A. A. Umanskii , V. V. Baidin, A. S. Simachev,
L. V. Dumova, S. O. Safonov

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

 umanskii@bk.ru

Abstract. Studies of the formation of microstructure of grinding balls from the rejects of rail steel were carried out during their quenching in various polymer media. At the first stage, based on studies of the cooling capacity of solutions of polymers PCM and Thermovit with varying concentrations and temperatures, the authors constructed the cooling curves of grinding balls made of K76F rail steel. It was found that at concentration of these polymers in an aqueous solution of 2 and 4 %, cooling rate of grinding balls made of K76F steel is almost identical at solution temperatures of 20 and 30 °C and significantly decreases when the temperature of the polymer solution increases to 40 °C. At the same time, the most noticeable decrease in the cooling rate is characteristic of PCM polymer with its concentration at the level of 2 %. At the second stage, the authors carried out metallographic studies of the microstructure of grinding balls made of K76F rail steel, which were quenched in laboratory conditions using polymers

PCM and Thermovit with concentrations of 2–4 % and temperature of 20–40 °C. As a result, it was determined that the use of the PCM solution for quenching balls provides a significantly higher quality of microstructure and hardness of heat-treated balls compared to the use of the Thermovit polymer. At the same time, varying the concentration and temperature of the PCM polymer quenching medium allows one to obtain grinding balls with different performance characteristics that determine the potential areas of their application. Thus, quenching of balls in a solution of the specified polymer with concentration of 2 % and temperature of 20–30 °C ensures the production of balls with high hardness (corresponding to the IV hardness group according to the state standard GOST 7524–2015), and the use of a solution of the same polymer with concentration of 4 % and temperature of 20–30 °C for quenching creates the possibility of producing balls with lower hardness, but potentially high impact resistance.

Keywords: microstructure, grinding balls, rail steel, polymers, heat treatment, quenching medium, impact resistance

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-29-20170, and by the Kemerovo Region – Kuzbass.

For citation: Uman'skii A.A., Baidin V.V., Simachev A.S., Dumova L.V., Safonov S.O. Formation of microstructure in rail steel grinding balls depending on quenching medium parameters. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):645–652.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-645-652>

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы наблюдается тенденция к интенсивному развитию отечественных шаропрокатных производств. Запущен в эксплуатацию ряд современных шаропрокатных станков [1; 2], на ряде действующих станков проводится значительный объем работ по совершенствованию технологических режимов производства помольных шаров [3–6]. Этот факт объясняется повышением спроса на мелющие шары с высокими эксплуатационными характеристиками, а именно, твердостью, износостойкостью и устойчивостью к ударным нагрузкам. Это, в свою очередь, обусловлено тем, что повышение срока эксплуатации мелющих шаров, которые используются для измельчения исходного сырья в металлургической, горно-рудной, цементной отраслях промышленности, значительно снижает себестоимость готовой продукции и повышает ее качество [7–9]. При этом снижение себестоимости происходит за счет уменьшения удельного расхода шаров, а повышение качества – за счет минимизации попадания частиц расколовшихся шаров в измельчаемые материалы [10].

Анализ материалов отечественных и зарубежных исследователей показал, что повышение твердости и ударной стойкости шаров достигается, в основном, за счет оптимизации химического состава сталей, применяемых для производства шаров [11–13], и за счет совершенствования режимов их термообработки [14–16]. При этом на ударную стойкость мелющих шаров, помимо указанных характеристик, значительное влияние также оказывает качество их микроструктуры [17; 18].

Стали, из которых производятся мелющие шары, по химическому составу можно подразделить на две основные группы [19; 20]:

- специализированные шаровые марки стали;
- стали, изначально предназначенные для производства других видов проката (углеродистые или легированные).

При этом во второй группе сталей значительную долю составляет отбраковка заготовок рельсовых сталей [21–23].

Технологии термической обработки мелющих шаров можно разделить на три основных варианта ее организации:

- 1) закалка с последующим самоотпуском шаров на воздухе;
- 2) закалка с последующим низким отпуском;
- 3) «прерванная закалка» (закалка в несколько стадий) + низкий отпуск.

Более предпочтительными являются второй и третий варианты термообработки шаров, поскольку они обеспечивают снятие закалочных напряжений [24; 25]. При этом третий вариант более сложен в реализации.

Вне зависимости от принятого варианта термической обработки мелющих шаров формирование их качественной закалочной микроструктуры в значительной степени определяется охлаждающей способностью применяемой закалочной среды. Наиболее перспективным видом закалочной среды являются полимеры, так как в случае их применения реализуется возможность регулирования их охлаждающей способности в широких пределах за счет разбавления водой до различных концентраций.

Обобщая вышесказанное, можно констатировать, что исследования процессов формирования закалочной микроструктуры мелющих шаров из рельсовой стали при использовании полимерных закалочных сред в настоящее время представляют значительный научно-практический интерес.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектом исследований явились не подвергавшиеся термической обработке мелющие шары (отобранные в линии стана после прокатки, но до закалки) текущего производства ОАО «Гурьевский металлургический завод» из отбраковки рельсовой стали марки К76Ф.

Исследования проводили в два этапа:

1 – исследования охлаждающей способности полимерных закалочных сред «ПКМ» и «Термовит» на установке «Компатон» при варьировании концентрации и температуры указанных полимеров;

2 – исследования микроструктуры мелющих шаров после закалки с использованием полимерных закалоч-

ных сред «ПКМ» и «Термовит» при варьировании их концентрации и температуры.

Интервал изменения температуры охлаждающей среды составлял 20 – 40 °С с шагом 10 °С, концентрация каждого из исследуемых полимеров составляла 2 и 4 %.

Использованная в ходе исследований установка «Компактон» представляет собой цифровой термометр с датчиком температуры. Запись измеренных с заданным временным интервалом значений температуры проводилась в автоматическом режиме, а обработка полученных данных в программе «ТС Soft» позволяет построить кривые охлаждения.

Для определения охлаждающей способности полимерных закалочных сред проводили нагрев мелющих шаров в лабораторной печи до температуры закалки и их охлаждение в баке с закалочной средой. При этом температура закалки на 30 °С выше точки A_{c3} с учетом фактического химического состава образцов, предварительно определенного рентгеноспектральным анализом (спектрометр «Shimadzu XRF-1800»). Фактическая температура нагрева образцов под закалку находилась в интервале 790 – 802 °С, а температура низкого отпуска составляла 195 – 215 °С.

Исследования микроструктуры и твердости шаров проводили на образцах, подвергнутых термообработке: одну из долей каждого шара подвергали закалке, а вторую – закалке с последующим низким отпуском. Для анализа микроструктуры применяли оптический металлографический микроскоп «OLYMPUS GX-51», для определения твердости – твердомер ТК-2М.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ полученных кривых охлаждения мелющих шаров из рельсовой стали К76Ф свидетельствует, что для рассматриваемых полимерных закалочных сред «ПКМ» и «Термовит» вне зависимости от их концентраций (2 или 4 %) скорость охлаждения при температуре раствора 20 и 30 °С практически идентична и значимо снижается в случае увеличении температуры раствора полимера до 40 °С (рис. 1, 2). При этом наиболее выраженное снижение скорости охлаждения характерно для полимера «ПКМ» при его концентрации на уровне 2 %.

Исследованиями микроструктуры мелющих шаров после полного цикла термообработки (закалка + низкий

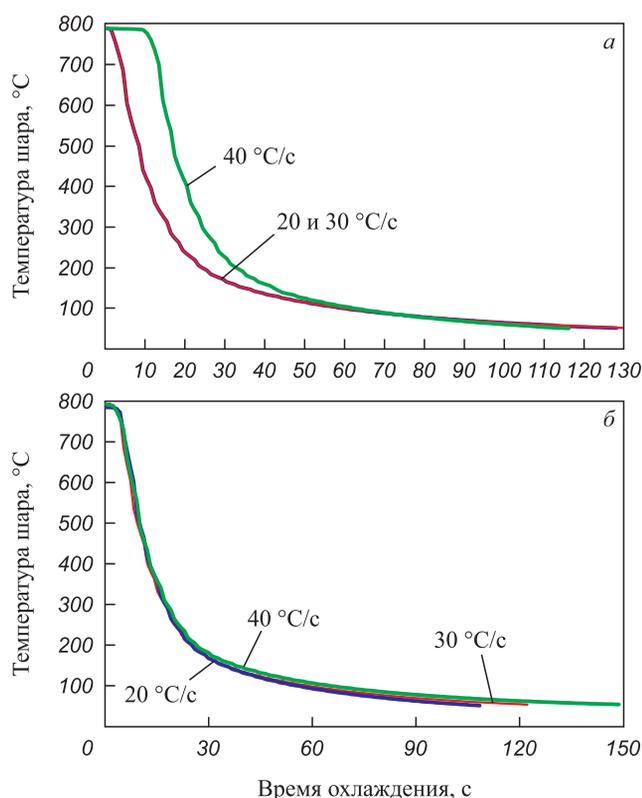


Рис. 1. Кривые охлаждения рельсовой стали К76Ф при закалке в водном растворе полимеров «ПКМ» (а) и «Термовит» (б) с концентрацией 2 % в зависимости от температуры закалочной среды

Fig. 1. Cooling curves of K76F rail steel during quenching in an aqueous solution of polymers PCM (a) and Thermovit (b) with concentration of 2 % depending on the quenching medium temperature

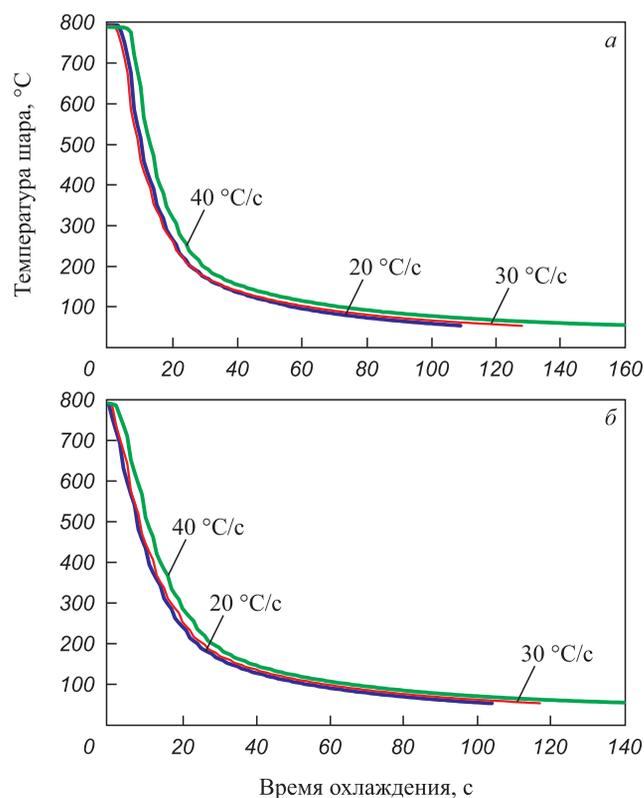


Рис. 2. Кривые охлаждения рельсовой стали К76Ф при закалке в водном растворе полимеров «ПКМ» (а) и «Термовит» (б) с концентрацией 4 % в зависимости от температуры закалочной среды

Fig. 2. Cooling curves of K76F rail steel during quenching in an aqueous solution of polymers PCM (a) and Thermovit (b) with concentration of 4 % depending on the quenching medium temperature

отпуск) показано, что наиболее оптимальная микроструктура, представляющая собой мартенсит + карбиды с некоторым количеством остаточного аустенита, формируется при следующих параметрах закалочной среды:

1) при концентрации «ПКМ» на уровне 2 % и температуре раствора 20 и 30 °С (рис. 3, а, б);

2) при концентрации «ПКМ» 4 % и температуре полимера 40 °С (рис. 3, в);

3) при концентрации полимера «Термовит» 4 % и температуре 20 °С (рис. 3, з).

При этом наибольшей твердостью, соответствующей IV группе твердости по ГОСТ 7524 – 2015 (см. таблицу), обладают шары, закаленные с применением первого из вышеуказанных вариантов сочетаний параметров закалочной среды (концентрация «ПКМ» 2 %, температура раствора 20 и 30 °С). Мелющие шары,

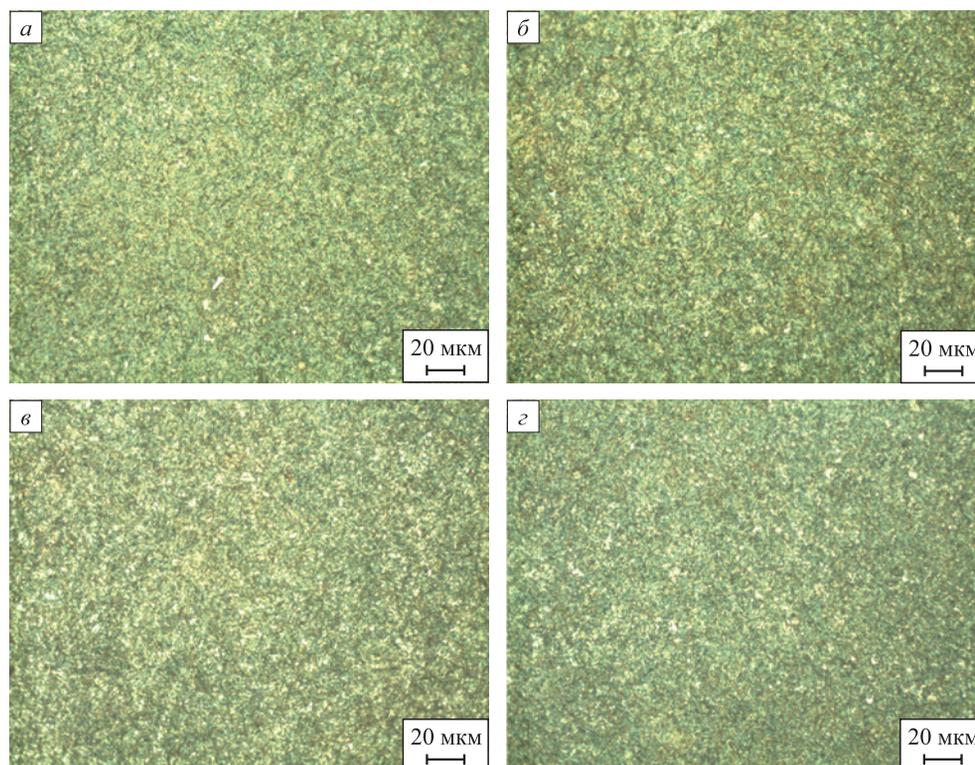


Рис. 3. Микроструктура мелющих шаров из рельсовой стали К76Ф после закалки с последующим низким отпуском: а, б – концентрация полимера «ПКМ» 2 %, температура 20 и 30 °С; в – концентрация полимера «ПКМ» 4 %, температура 40 °С; з – концентрация полимера «Термовит» 2 %, температура 20 °С

Fig. 3. Microstructure of grinding balls made of K76F rail steel after quenching with subsequent low tempering: а, б – PCM polymer concentration of 2 % at 20 and 30 °С; в – PCM polymer concentration of 4 % at 40 °С; з – Thermovit polymer concentration of 2 % at 20 °С

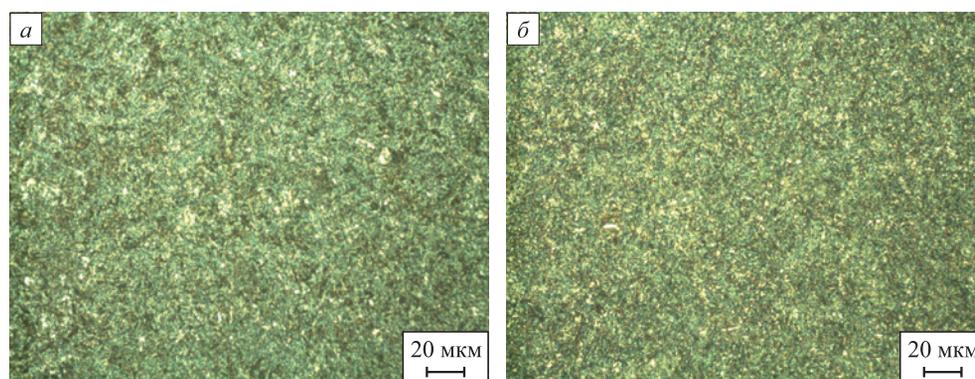


Рис. 4. Микроструктура мелющих шаров из рельсовой стали К76Ф после закалки в растворе полимера «ПКМ» с концентрацией 4 %, температура 20 °С (а) и 30 °С (б)

Fig. 4. Microstructure of grinding balls made of K76F rail steel after quenching in a solution of PCM polymer with concentration of 4 % at 20 (а) and 30 °С (б)

Сравнительный анализ твердости шаров после термообработки при использовании различных закалочных сред

Comparative analysis of hardness of the balls after heat treatment using various quenching media

Температура закалочной среды, °С	Твердость шаров после термообработки при использовании различных закалочных сред и их концентраций, HRC			
	«ПКМ»		«Термовит»	
	2 %	4 %	2 %	4 %
Поверхностная				
20	54 – 56	48 – 51	48 – 50	43 – 45
30	53 – 55	47 – 49	44 – 46	38 – 45
40	50 – 52	48 – 50	44 – 45	46 – 48
Требования ГОСТ 7524 – 2015 для шаров диаметром 60 мм по группам				
I группа	не менее 43 HRC			
II группа	не менее 48 HRC			
III, IV группы	не менее 53 HRC			
На глубине 1/2 радиуса шара				
20	52 – 54	48 – 51	48 – 50	39 – 41
30	51 – 53	47 – 49	44 – 46	38 – 45
40	50 – 51	48 – 50	44 – 45	38 – 42
Требования ГОСТ 7524 – 2015 для шаров диаметром 60 мм по группам				
I, II, III группы	–			
IV группа	не менее 43 HRC			

закаленные при сочетании параметров закалочной среды по второму и третьему варианту, соответствуют только II группе твердости по ГОСТ 7524 – 2015 (концентрация «ПКМ» 4 %, температура 40 °С; концентрация «Термовит» 4 %, температура 20 °С).

При использовании для закалки шаров раствора с 4 % полимера «ПКМ» с температурой 20 и 30 °С формируется микроструктура в виде троостомартенсита + карбида + аустенит остаточный (рис. 4). Твердость таких шаров находится на уровне II группы твердости по ГОСТ 7524 – 2015 (см. таблицу), однако они обладают потенциально повышенной ударной вязкостью. Это обусловлено свойствами троостомартенситной фазы.

При закалке шаров по остальным вариантам сочетаний параметров закалочной среды формируется дефектная микроструктура, в которой в дополнение к мартенситу имеется троостит закалки различного типа: игольчатый, сфероидальный, в виде сетки (рис. 5). Наличие в структуре троостита закалки свидетельствует о пониженной скорости охлаждения, то есть о недостаточной охлаждающей способности закалочной среды. Вне зависимости от вида троостита проявляется его негативное влияние на твердость мелющих шаров (см. таблицу). При этом более выраженное отрицательное влияние закономерно оказывает троостит сфероидальный и в виде сетки.

В целом необходимо отметить, что качество микроструктуры шаров, закаленных в растворе «ПКМ», зна-

чительно выше по отношению к шарам, для закалки которых использовался раствор полимера «Термовит». Так, на шарах, закаленных в растворе «ПКМ» с концентрацией 2 % с температурой 40 °С, в структуре выявлен только игольчатый троостит (рис. 5, а), а в шарах, для закалки которых использовался полимер «Термовит» с аналогичной концентрацией и температурой, – сфероидальный троостит и троостит в виде сетки (рис. 5, в). При этом твердость шаров, закаленных с использованием полимера «ПКМ» с указанной концентрацией и температурой, как на поверхности, так и в сердцевине в среднем на 6 – 7 HRC выше твердости шаров, закаленных в среде полимера «Термовит» (см. таблицу).

Обобщая вышесказанное можно сделать вывод, что за счет изменения параметров полимерной закалочной среды возможно варьировать эксплуатационные характеристики мелющих шаров из рельсовой стали, определяющие потенциальные области их применения. Например, закалка шаров в растворе полимера «ПКМ» с концентрацией 2 % и температурой 20 – 30 °С обеспечивает получение шаров с высокой твердостью (IV группа твердости по ГОСТ 7524 – 2015), а использование для закалки раствора этого же полимера с концентрацией 4 % и температурой 20 – 30 °С создает возможность производства шаров с более низкой твердостью, но потенциально высокой ударостойкостью. При этом существуют варианты сочетаний концентраций полимеров «ПКМ» и «Термовит» и их температур,

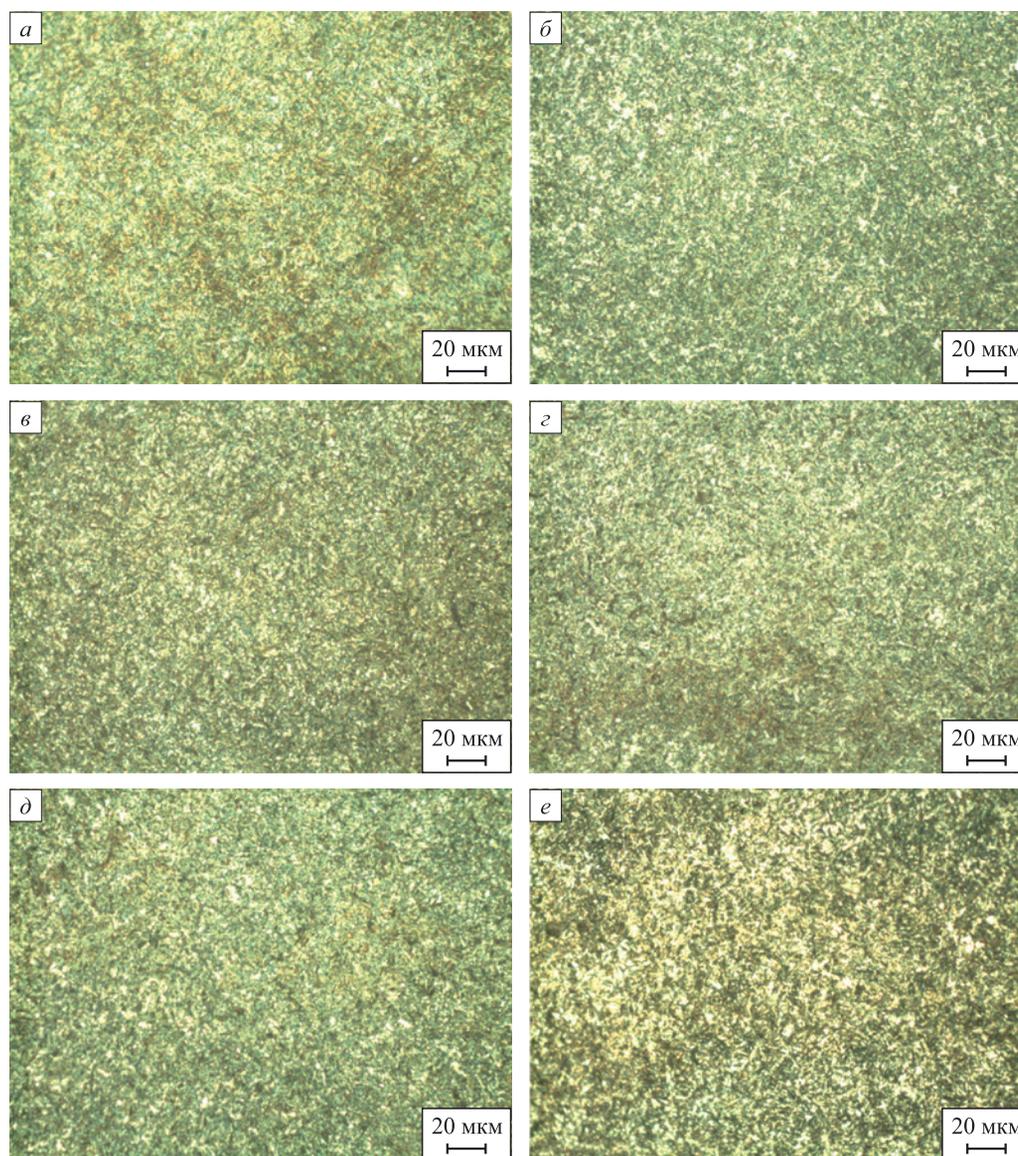


Рис. 5. Дефектная микроструктура мелющих шаров из рельсовой стали К76Ф после закалки и низкого отпуска:

a – концентрация полимера «ПКМ» 2 %, температура 40 °С;
б, в – концентрация полимера «Термовит» 2 %, температура 30 и 40 °С;
г, д, е – концентрация полимера «Термовит» 4 %, температура 20, 30 и 40 °С

Fig. 5. Defective microstructure of grinding balls made of K76F rail steel after quenching and low tempering:

a – PCM polymer concentration of 2 % at 40 °С;
б, в – Thermovit polymer concentration of 2 % at 30 and 40 °С;
г, д, е – Thermovit polymer concentration of 4 % at 20, 30 and 40 °С

применение которых не рекомендуется в связи с высоким риском получения дефектной микроструктуры.

Выводы

На основании лабораторных экспериментальных исследований построены кривые охлаждения для закалки шаров из рельсовой стали К76Ф в растворах полимеров «ПКМ» и «Термовит» с концентрацией 2 и 4 % и температурой 20 – 40 °С. Проведенными лабораторными экспериментальными исследованиями определены закономерности формирования микро-

структуры мелющих шаров из указанной стали при использовании полимерных закалочных сред «ПКМ» и «Термовит» с различными параметрами для термообработки. Использование раствора «ПКМ» для закалки шаров обеспечивает значительно более высокое качество микроструктуры и твердость шаров по сравнению с применением полимера «Термовит». Выработаны рекомендации по оптимальным вариантам сочетаний концентрации и температуры полимера «ПКМ», обеспечивающих получение шаров повышенной группы твердости и получение шаров более низкой твердости, но высокой ударной стойкости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Улегин К.А., Шведов К.Н., Бородин А.Н., Рубцов В.Ю. Новый шаропрокатный стан ЕВРАЗ НТМК – новые возможности для потребителей. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2020;76(6):602–608.
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-6-602-608>
Ulegin K.A., Shvedov K.N., Borodin A.N., Rubtsov V.Yu. The new ball-rolling mill of EVRAZ NTMK – new possibilities for customers. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2020;76(6):602–608. (In Russ.).
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-6-602-608>
2. Shvedov K.N., Galim'yanov I.K., Kazakovtsev M.A. Production of grinding balls of high surface and normalized volume hardness. *Metallurgist*. 2020;64(5–6):499–507.
<http://dx.doi.org/10.1007/s11015-020-01019-3>
3. Stalinskii D.V., Rudyuk A.S., Solenyi V.K., Yudin A.V., Volkov K.V., Atkonova O.P. Improving the production of steel grinding balls at AO EVRAZ ZSMK. *Steel in Translation*. 2016;46(7):525–528.
<https://doi.org/10.3103/S0967091216070135>
4. Lam M.M., Serov A.I., Smyrnov Y.N., Ternavskii A.N., Mykheiev V.V. Production of hard (class V) grinding balls at PJSC “DMPZ”. *Steel in Translation*. 2017;47(5):325–329.
<https://doi.org/10.3103/S0967091217050072>
5. Адигамов Р.Р., Никишин И.А., Жителей П.С., Андреев А.Р., Карлина А.Р. 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.R. Experience in mastering the production of steel grinding balls in PJSC SEVER-STAL. *Stal'*. 2022;(3):13–18. (In Russ.).
6. Lam M.M., Serov A.I., Smirnov E.N., Ternavskii A.A., Bazarova G.S. Mastering the production of 40- and 60-mm-diam. grinding balls in hardness classes III and IV at the Donetsk Metal-Rolling Plant. *Metallurgist*. 2016;60(3-4):440–446. <http://dx.doi.org/10.1007/s11015-016-0311-x>
7. Aldrich C. Consumption of steel grinding media in mills – A review. *Minerals Engineering*. 2013;49:77–91.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.mineng.2013.04.023>
8. Umucu Y., Deniz V. The effect of ball type in fine particles grinding on kinetic breakage parameters. *Inzynieria Mineralna*. 2015;16(1):197–203.
9. Song Z., Pu Y., Liu Z., Wang B. Analysis of failure of grinding balls during service. *Metal Science and Heat Treatment*. 2022;64(1-2):127–133.
<https://doi.org/10.1007/s11041-022-00772-3>
10. Рахутин М.Г., Бойко П.Ф. Пути совершенствования методов оценки основных характеристик мелющих шаров. *Уголь*. 2017;12:49–52.
<http://dx.doi.org/10.18796/0041-5790-2017-12-49-52>
Rakhutin M., Boiko P. Ways to improve assessment methods of the main characteristics of grinding balls. *Ugol'*. 2017;(12):49–52.
<http://dx.doi.org/10.18796/0041-5790-2017-12-49-52>
11. 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 the consumption of steel grinding balls by improving their production technology. *Vesti vysshikh uchebnykh zavedenii Chernozem'ya*. 2016;4(46):78–86. (In Russ.).
12. Сычков А.Б., Стеблов А.Б., Березнов С.Н. О выборе материала и режимов термической обработки стальных мелющих шаров, отвечающих требованиям современного мирового рынка. *Литье и металлургия*. 2013;(3(71)):30–32.
Syckov A.B., Steblov A.B., Bereznov S.N. The choice of material and heat treatment regimes of steel grinding balls, meeting the requirements of the modern global market. *Lit'e i metallurgiya*. 2013;(3(71)):30–32. (In Russ.).
13. Umansky A.A., Golovatenko A.V., Prudnikov A.N. Analysis of the main trends in the development of the production of grinding balls in Russia and abroad. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020;866(1):012032.
<http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/866/1/012032>
14. 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>
15. Bouhamla K., Bourebia M., Gharbi A., Maouche H., Chaour M., Belhadi S. Effect of heat treatment on tribological behavior of forged steel balls. *AIP Conference Proceedings*. 2019;2123(1):030004. <https://doi.org/10.1063/1.5117035>
16. Титов С.С., Мещеряков В.Н., Леушин И.О., Федоров О.В. Разработка технологии и оборудования для индукционной осесимметричной закалки мелющих стальных шаров. *Черные металлы*. 2020;(6):11–16.
Titov S.S., Meshcheryakov V.N., Leushin I.O., Fedorov O.V. Development of technology and equipment for induction axisymmetric hardening of grinding steel balls. *Chernye metally*. 2020;(6):11–16. (In Russ.).
17. Smirnov E.N., Smirnov A.N., Mikheev V.V., Sklyar V.A., Belevitin V.A., Verzilov A.P., Orlov G.A. The exploration of the possibility of using continuous-cast 55 grade steel in the manufacturing of 40-mm-in-diameter grinding balls of IV and V hardness class. *Steel in Translation*. 2020;50(4):270–276. <https://doi.org/10.3103/S0967091220040099>
18. Stalinskii D.V., Rudyuk A.S., Solenyi V.K. Development of production and estimation of the efficiency of using high-quality grinding balls. Report 1. Mastering the production of balls from chromium–molybdenum steel. *Steel in Translation*. 2021;51(11):822–826.
<https://doi.org/10.3103/S0967091221110127>
19. Ефременко В.Г. Металлографический анализ причин разрушения стальных катаных тел для барабанных мельниц. *Вестник Приазовского государственного технического университета*. 2000;(9):89–91.
Efremenko V.G. Metallographic analysis of the causes of destruction of steel rolled bodies for drum mills. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2000;(9):89–91. (In Russ.).
20. Umanskii A.A., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N., Simachev A.S., Golovatenko A.V. Study of grinding ball quality properties during manufacture in a screw rolling mill. *Metallurgist*. 2019;63(5-6):578–584.
<http://dx.doi.org/10.1007/s11015-019-00863-2>
21. Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Andrietti S., Barbelet M. An innovative method for producing balls from scrap rail heads.

The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2018;97(1-4):893–901.

<https://doi.org/10.1007/s00170-018-2007-9>

22. Tomczak J., Pater Z., Bulzak T. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018;63(1):5–12.

<http://dx.doi.org/10.24425/118901>

23. Уманский А.А., Симачев А.С., Думова Л.В. Разработка технологии производства мелющих тел с повышенными эксплуатационными свойствами из отбраковки рельсовых сталей. *Черные металлы*. 2021;(5):57–61.

<http://doi.org/10.17580/chm.2021.05.10>

Umanskiy A.A., Simachev A.S., Dumova L.V. Development of technology for production of grinding bodies with

improved performance properties from the rail steels rejection. *Chernye Metally*. 2021;(5):57–61.

<http://doi.org/10.17580/chm.2021.05.10>

24. Efremenko V.G., Popov E.S., Kuz'min S.O., Trufanova O.I., Efremenko A.V. Introduction of three-stage thermal hardening technology for large diameter grinding balls. *Metallurgist*. 2014;57(9-10):849–854.

<http://doi.org/10.1007/s11015-014-9812-7>

25. Zurnadzy V.I., Efremenko V.G., Wu K.M., Lekatou A.G., Shimizu K., Chabak Yu.G., Zotov D.S., Dunayev E.V. Quenching and partitioning-based heat treatment for rolled grinding steel balls. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020;51(1-4):3042–3053.

<https://doi.org/10.1007/s11661-020-05737-w>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Александрович Уманский, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов, 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, 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

Любовь Валерьевна Думова, соискатель степени к.т.н. кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: doumova@bk.ru

Сергей Олегович Сафонов, ассистент кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: sergey.safonov.1950@mail.ru

Aleksandr A. Umanskiy, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, 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, 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. "EVRAZ ZSMK", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-9712-3757

E-mail: simachev_as@mail.ru

Lyubov' V. Dumova, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University

E-mail: doumova@bk.ru

Sergei O. Safonov, Assistant of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University

E-mail: sergey.safonov.1950@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. А. Уманский – разработка плана исследований, анализ механизмов формирования микроструктуры и механических свойств мелющих шаров, формулирование основных выводов.

В. В. Байдин – обобщение результатов экспериментальных исследований охлаждающей способности полимерных закалочных сред и микроструктуры мелющих шаров.

А. С. Симачев – проведение металлографических исследований микроструктуры и анализа твердости мелющих шаров до и после термообработки.

Л. В. Думова – проведение аналитического обзора по тематике исследования, оформление материалов статьи.

С. О. Сафонов – проведение исследований охлаждающей способности полимерных закалочных сред при варьировании их концентраций и температуры.

A. A. Umanskiy – development of a research plan, analysis of mechanisms of formation of the microstructure and mechanical properties of grinding balls, formulation of conclusions.

V. V. Baidin – generalization of the results of experimental studies on cooling capacity of polymer quenching media and microstructure of grinding balls.

A. S. Simachev – metallographic studies of microstructure and hardness analysis of grinding balls before and after heat treatment.

L. V. Dumova – conducting an analytical review on the article topic, design of the article.

S. O. Safonov – conducting studies of cooling capacity of polymer quenching media with varying concentrations and temperatures.

Поступила в редакцию 28.08.2023

После доработки 11.09.2023

Принята к публикации 29.09.2023

Received 28.08.2023

Revised 11.09.2023

Accepted 29.09.2023



УДК 669.187.2

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-653-658

Оригинальная статья
Original article

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОПЛАВКИ МЕТАЛЛИЗОВАННОГО СИДЕРИТОВОГО КОНЦЕНТРАТА

А. С. Вусихис¹, Л. И. Леонтьев^{1,2,3}, Ю. А. Чесноков⁴¹ Институт металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)³ Президиум РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 32а)⁴ ООО «НПВП ТОРЭКС» (Россия, 620041, Екатеринбург, ул. Основинская, 8)

✉ vas58@mail.ru

Аннотация. Бакальские сидериты относятся к бедным, труднообогатимым карбонатным железным рудам. Низкое содержание фосфора и цветных металлов делает сидериты ценным сырьем для получения высокометаллизированного концентрата, пригодного для использования в сталеплавильных процессах. Восстановление сидеритов во вращающейся печи при 1300–1350 °С с последующим отделением пустой породы методом магнитной сепарации позволяет получить в качестве сырья концентрат со степенью металлизации более 90 % и содержанием пустой породы около 5 %, пригодный для выплавки стали. Цель данной работы – оценить эффективность процесса получения металла из сидеритовой руды, включающего получение высокометаллизированного сидеритового концентрата в восстановительной печи, а также его горячую загрузку в руднотермическую печь и сам процесс плавки. Для этого произведен расчет электроплавки в электрической руднотермической печи, позволяющий определить большое количество параметров, в том числе расход электроэнергии, необходимый для плавки. В качестве исходных материалов использовали кусковой металлизированный сидеритовый концентрат ($\varphi_{\text{мет}} = 92,3\%$), содержащий 35 % пустой породы. Для сравнения взят брикетированный металлизированный сидеритовый концентрат, полученный из кускового концентрата, в котором значительное количество пустой породы удалено методом мокрой магнитной сепарации. Анализ результатов показывает, что повышение температуры кускового концентрата от 25 до 1000 °С снижает удельные энергозатраты и одновременно увеличивает производительность печи до значений, сравнимых с параметрами плавки брикетированного концентрата. Это подтверждает эффективность предлагаемого процесса. Для снижения температуры плавления высокомагнезильных шлаков в качестве флюса предложено использовать колеманит.

Ключевые слова: железорудное сырье, бакальские сидериты, обогащение руды, металлизация, концентрат, электроплавка, колеманит

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 22-29-00400.

Для цитирования: Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Чесноков Ю.А. Оценка эффективности электроплавки металлизированного сидеритового концентрата. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):653–658. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-653-658>

EVALUATING THE EFFICIENCY OF METALLIZED SIDERITE CONCENTRATE ELECTRIC MELTING

A. S. Vusikhis¹, L. I. Leont'ev^{1,2,3}, Yu. A. Chesnokov⁴¹ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)² National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)³ Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences) (32a Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)⁴ LLC “NPVP TOREKS” (8 Osnoinskaya Str., Yekaterinburg 620041 Russian Federation)

✉ vas58@mail.ru

Abstract. The Bakal siderites belong to poor, hard-to-enrich carbonate iron ores. The low content of phosphorus and non-ferrous metals makes siderites a valuable raw material for obtaining highly metallized concentrate suitable for use in steelmaking processes. Reduction of siderites in a rotating furnace at 1300–1350 °C followed by magnetic separation of waste rock allows to obtain a concentrate with metallization degree over 90 % and a content of waste rock of about 5 % suitable for steelmaking as raw materials. The purpose of this work is to evaluate the efficiency of the process aimed at obtaining metal from siderite ore including obtaining of highly metallized siderite concentrate in a recovery furnace, as well as its hot loading

into ore-thermal furnace and melting process itself. To do this, the electric melting was calculated in the electric ore melting furnace providing for determination of a large number of parameters including the electricity consumption required for melting. As raw materials we used a highly metallized siderite concentrate ($\varphi_{\text{мет}} = 92.3\%$) containing 35 % of waste rock and, for comparison, a briquetted metallized siderite concentrate obtained from a lump concentrate in which a significant amount of waste rock was removed by wet magnetic separation. The results analysis shows that increase in concentrate temperatures from 25 to 1000 °C decreases specific energy consumption and at the same time increases the furnace productivity to values comparable to the parameters of melting briquetted concentrate. This confirms the efficiency of the developed process. To reduce the melting point of high-magnesium slag, it is proposed to use colemanite as flux.

Keywords: iron ore raw materials, Bakal siderites, ore beneficiation, metallization, concentrate, electric melting, colemanite

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, project No. 22-29-00400.

For citation: Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Chesnokov Yu.A. Evaluating the efficiency of metallized siderite concentrate electric melting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):653–658. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-653-658>

ВВЕДЕНИЕ

Сидериты Бакальской группы месторождений, находящиеся на территории Челябинской области, относятся к бедным, труднообогатимым карбонатным железным рудам. Основными рудными минералами бакальских сидеритовых руд являются сидероплезит и пистомезит, представляющие собой твердый раствор карбонатов железа, магния и марганца. Породная часть представлена сланцами кварцево-глинистого состава, доломитами, доломитизированными известняками, диабазами и кварцитами [1–4].

Низкое содержание фосфора, отсутствие цветных металлов (меди и цинка) и наличие марганца делают сидериты ценным сырьем для получения высокометаллизированного концентрата, пригодного для использования в сталеплавильных процессах [5; 6]. Для его получения разработан ряд технологических решений.

В мировой промышленной практике широко применяют способы пирометаллургического обогащения бедных железных руд, включающие их металлизацию твердым восстановителем во вращающихся печах с последующим отделением пустой породы путем измельчения и магнитной сепарации [7–11]. Тугоплавкая пустая порода сидеритов позволяет вести этот процесс при температурах 1300–1350 °C, что значительно укрупняет зерна железа и повышает эффективность его извлечения в концентрат при магнитной сепарации. При этом получается продукт со степенью металлизации более 90 %, содержащий около 5 % пустой породы, которая состоит в основном из оксида магния [12; 13]. Предварительно необходимо удаление легкоплавких сланцев, что позволяет сделать обогащение в тяжелых суспензиях [14]. При проведении разделения более легкая фракция пустой породы всплывает на поверхность суспензии и удаляется.

Металлургические предприятия Уральского региона испытывают острый дефицит железорудного сырья, который покрывается за счет ввоза его из других регионов страны [15–17]. Поэтому обеспечение сталеплавильного производства качественной металлошихтой является важной целью. В связи с этим актуальной задачей представляется оценка возможности использования металлизированного концентрата, полученного из

бакальских сидеритов путем прямого восстановления, в качестве сырья электросталеплавильных печей.

В подавляющем большинстве технологий для бескоксовой металлургии конечный продукт, предназначенный для электросталеплавильного производства, содержит 90–93 % железа при степени металлизации 92–95 % и 3–5 % пустой породы [18; 19]. При увеличении доли пустой породы снижается выход годного и производительность печей, увеличивается расход электроэнергии. В то же время известно, что повышение температуры загружаемого сырья приводит к существенному уменьшению расходов электроэнергии в дуговой печи, электродов, огнеупорных материалов и увеличению производительности печи [19].

Целью настоящей работы является оценка эффективности использования металлизированного сидеритового концентрата в руднотермической печи.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Методика расчета и созданный на ее основе программный модуль определения технико-экономических показателей плавки в руднотермической печи состоит из блока ввода исходных данных, в том числе:

- химического состава шихтовых материалов;
- флюсующих и топливных добавок;
- заданных параметров работы печи.

Расчет электроплавки в руднотермической печи предусматривает:

- определение выхода металла и шлака;
- химический состав конечного шлака по заданной основности или содержанию монооксида железа;
- конечную температуру металла;
- расчетное содержание серы в металле;
- состав отходящего газа;
- расчет материального и теплового балансов процесса;
- расчет калькуляции себестоимости процесса.

Разработанный программный модуль в интерактивном режиме позволяет пользователю:

- вводить, редактировать информацию и исходные данные для расчетов с возможностью выборки и сортировки в соответствии с отображаемыми полями редактирования;

Химический состав металлизированных сидеритов, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of metallized siderites, wt. %

Наименование	C	Fe _{мет}	S	P	CaO	SiO ₂	MgO	MnO	FeO	Al ₂ O ₃	φ _{мет}
Металлизированный концентрат (кусок)	0,90	57,07	0,14	0,03	3,49	12,89	14,34	3,28	6,12	1,77	92,3
Металлизированный концентрат (брикет)	0,21	83,58	0,12	0,04	0,44	0,92	3,01	0,38	11,06	0,24	90,7

– проводить такие операции, как быстрый ввод новых исходных данных на основе копирования и редактирования существующих записей;

– архивировать и печатать исходные данные и результаты расчетов, а также осуществлять авторизованный доступ в программный модуль.

Для определения химического состава исходных материалов, использованных в расчетах, предварительно проведено экспериментальное моделирование процесса металлизации сидерита во вращающейся печи. Для этого графитовый тигель с кусками сырого сидерита крупностью 10 – 40 мм вместе с засыпкой из коксика крупностью 0 – 5 мм помещали в печь Таммана, нагревали до температуры 1300 °С, выдерживали при заданных условиях в течение 2 ч и охлаждали с печью. В результате получен металлизированный концентрат (кусок). Далее часть кусков металлизированного концентрата подвергалась измельчению и мокрой магнитной сепарации для получения продукта (металлизированный концентрат (брикет)), пригодного в виде брикетов к плавке в электропечи. Их составы представлены в табл. 1.

При расчетах в интервале 25 – 1000 °С варьировалась температура, при которой концентрат (металлизированный концентрат (кусок)) загружался в печь после восстановительного обжига. Загрузка концентрата (металлизированный концентрат (брикет)) осуществлялась при 25 °С.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Варианты расчетов показателей плавки в руднотермической печи с использованием в качестве исходного сырья кускового металлизированного сидеритового концентрата, загружаемого в печь при температурах в диапазоне 25 – 1000 °С, при прочих равных условиях, приведены в табл. 2.

Графическая интерпретация влияния температуры кускового металлизированного сидеритового концентрата, загружаемого в печь, на производительность и удельный расход электроэнергии на плавку приведена на рисунке.

Анализ полученных результатов показывает, что использование высоко нагретого кускового металлизированного сидеритового концентрата является одним из важных технологических мероприятий для повышения

Показатели плавки в руднотермической печи

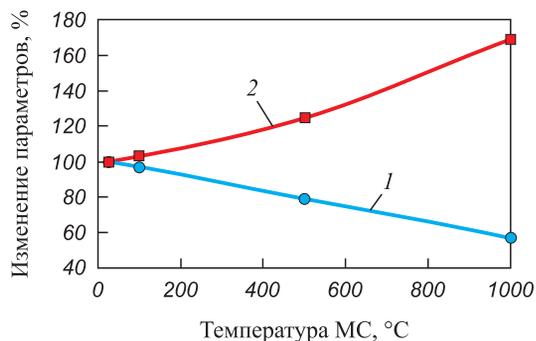
Table 2. Indicators of melting in ore-thermal furnace

Показатель	25 °С	100 °С	500 °С	1000 °С
Мощность печи, МВА	16,5			
Расход железорудных компонентов, кг/т металла	1681,8	1681,8	1681,8	1681,8
Металлизированный концентрат (кусок), кг/т металла	1681,8	1681,8	1681,8	1681,8
Выход пыли, кг/т металла	46,8	46,8	46,8	46,8
Потери металла, кг/т металла	10,0	10,0	10,0	10,0
Расход электродов, кг/т металла	20,2	20,2	20,2	20,2
Состав металла, %				
Si	0,40	0,40	0,40	0,40
Mn	1,24	1,24	1,24	1,24
P	0,03	0,03	0,03	0,03
S	0,005	0,005	0,005	0,005
C	0,10	0,10	0,10	0,10
Температура металла, °С	1600	1600	1600	1600
Выход шлака, кг/т металла	579,8	579,8	579,8	579,8
Состав шлака, %				
SiO ₂	34,58	34,58	34,58	34,58
MgO	40,36	40,36	40,36	40,36
Al ₂ O ₃	4,89	4,89	4,89	4,89
MnO	5,32	5,32	5,32	5,32
FeO	5,00	5,00	5,00	5,00
Основность шлака, CaO/SiO ₂	0,28	0,28	0,28	0,28
Тепловые потери, %	35,0	35,0	35,0	35,0
Материальный баланс, кг				
Приход	1678,2	1678,2	1678,2	1678,2
Расход	1678,1	1678,1	1678,1	1678,1
Расход электроэнергии, кВт·ч/т прод.	1271,2	1229,2	1005,2	725,1
Производительность по металлу, т/сут	231,3	239,2	292,5	405,5

Таблица 3

Сравнительные показатели плавки
в руднотермической печи

Table 3. Comparative indicators of melting
in ore-thermal furnace



Влияние начальной температуры металлизированного сидерита (МС) на параметры руднотермической плавки:

1 – расход электроэнергии; 2 – производительность печи

Influence of initial temperature of metallized siderite (MS) on parameters of ore-thermal smelting:

1 – power consumption; 2 – furnace performance

эффективности его электроплавки. При увеличении температуры материала в диапазоне от 25 до 1000 °С происходит снижение удельного расхода электроэнергии и повышение производительности печи.

Для сравнения проведены расчеты показателей плавки в руднотермической печи с использованием в качестве исходного сырья брикетированного металлизированного сидеритового концентрата, загружаемого в печь при температуре 25 °С, при прочих равных условиях. Полученные данные вместе с расчетными показателями плавки кускового металлизированного сидеритового концентрата, загружаемого при 1000 °С, приведены в табл. 3.

Анализ полученных данных показывает, что подача в руднотермическую печь кускового металлизированного сидеритового концентрата непосредственно после выгрузки из вращающейся печи и имеющего температуру выше 1000 °С (по аналогии с технологией переработки титаномагнетитов Бушвельдского комплекса в обжиговых печах с загрузкой горячего огарка в руднотермическую печь [20]), эффективнее плавки брикетированного металлизированного сидеритового концентрата, полученного по технологии пирометаллургического обогащения сидеритов, описанной в работах [6; 12; 13].

Таким образом, если из вращающейся печи восстановительного обжига кусковой высокометаллизированный сидеритовый концентрат поступает в руднотермическую печь с температурой выше 1000 °С, в технологии пирометаллургического обогащения отпадает потребность в таких операциях, как измельчение и магнитная сепарация, необходимых для удаления пустой породы, а также сушка и брикетирование, что значительно снижает себестоимость получаемой продукции.

Как показывают расчеты, в результате плавки получается шлак с большим содержанием оксида магния, для которого характерна высокая температура плавления. Однако добавление в высокомагнезиальные сталеплавильные шлаки материала, содержащего борный

Показатель	1000 °С	25 °С
Мощность печи, МВА	16,5	
Расход железорудных компонентов, кг/т металла	1681,8	1114,1
Металлизированный концентрат (кусок), кг/т металла	1681,8	0
Металлизированный концентрат (брикет), кг/т металла	0,0	1114,1
Выход пыли, кг/т металла	46,8	27,2
Потери металла, кг/т металла	10,0	10,0
Расход электродов, кг/т металла	20,2	20,2
Состав металла, %		
Si	0,40	0,20
Mn	1,24	0,18
P	0,03	0,02
S	0,005	0,008
C	0,10	0,10
Температура металла, °С	1600	1600
Выход шлака, кг/т металла	579,8	45,7
Состав шлака, %		
SiO ₂	34,58	12,30
MgO	40,36	66,07
Al ₂ O ₃	4,89	4,29
MnO	5,32	0,76
FeO	5,00	5,01
Основность шлака, CaO/SiO ₂	0,28	0,89
Тепловые потери, %	35,0	35,0
Материальный баланс, кг		
Приход	1678,2	1132,1
Расход	1678,1	1132,0
Расход электроэнергии, кВт·ч/т прод.	725,1	773,4
Производительность по металлу, т/сут	405,5	380,2

ангидрид в виде колеманита [21], приводит к значительному снижению их температуры плавления.

Выводы

Кусковой металлизированный сидеритовый концентрат, непосредственно из восстановительной печи в горячем виде (при температурах выше 1000 °С) загружаемый в электропечь, может быть эффективно проплавлен с получением металла – полупродукта, пригодного для дальнейшего получения стали. Чтобы при

температурах на выпуске высокомагнезиальный шлак обладал достаточной текучестью, в шихту необходимо добавлять борсодержащий материал, например, колеманит.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Ахлюстина А.И. Кристаллохимические изменения сидероплезита при обжиге бакальской железной руды. *Горный журнал*. 1968;(8):60–61.
Akhlyustina A.I. Crystal-chemical changes in sideroplesite during firing of Bakal iron ore. *Gornyi zhurnal*. 1968;(8):60–61. (In Russ.).
- Хохлов Д.Г., Ахлюстина А.И. Технология подготовки бакальских карбонатных железных руд к доменной плавке. *Сталь*. 1968;(4):289–294.
Khokhlov D.G., Akhlyustina A.I. Technology of Bakal carbonate iron ores preparation for blast furnace smelting. *Stal'*. 1968;(4):289–294. (In Russ.).
- Ахлюстина А.И., Жуковский Г.В., Квасков А.П. Технологическая классификация железных руд Бакальского месторождения. *Труды «Уралмеханобр»*. 1972;18:37–43.
Akhlyustina A.I., Zhukovskii G.V., Kvaskov A.P. Technological classification of iron ores of the Bakal deposit. *Trudy "Uralmekhanobr"*. 1972;18:37–43. (In Russ.).
- Красноборов В.А., Ярошевский С.Л., Денисов А.А. и др. *Эффективность и перспективы применения сидеритовой руды в доменной плавке*. Донецк; 1996:87.
- Юрьев Б.П., Меламуд С.Г., Спиринов Н.А., Шацилло В.В. *Технологические и теплотехнические основы подготовки сидеритовых руд к металлургическим переделам: Монография*. Екатеринбург: ООО АМК «День РА»; 2016:428.
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И. *Применение сидеритовых руд при производстве чугуна и стали: Монография*. Москва, Вологда: Инфра-Инженерия; 2022:116.
- Тациенко П.А. *Подготовка труднообогатимых железных руд*. Москва: Недра; 1979:208.
- Тулин Н.А., Кудрявцев В.С., Пчелкин С.А. и др. *Развитие бескоксовой металлургии*. Москва: Металлургия; 1987:228.
- Курунов И.Ф., Савчук Н.А. *Состояние и перспективы бездоменной металлургии железа*. Москва: Черметинформация; 2002:186.
- Бондаренко Б.И., Шаповалов В.А., Гармаш Н.И. *Теория и технология бескоксовой металлургии*. Киев: Наукова думка; 2003:536.
- Шумаков Н.С. Получение металлized концентрата из сидеритовых руд Бакальского месторождения. *Комплексное использование минерального сырья*. 1990;(4):52–55.
Shumakov N.S. Production of metallized concentrate from siderite ores of the Bakal deposit. *Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya*. 1990;(4):52–55. (In Russ.).
- Вусихис А.С., Двинин В.И., Дмитриев А.Н., и др. Оценка эффективности получения высокометаллизированного концентрата из бакальских сидеритов методом прямого восстановления во вращающейся печи. *Металлург*. 2001;(1):37–40. <https://doi.org/10.1023/A:1010495309806>
- Вусихис А.С., Двинин В.И., Дмитриев А.Н., Кашин В.В., Леонтьев Л.И., Нафиков Р.А., Чентсов А.В., Шаврин С.В. Evaluating the efficiency of producing highly metallized concentrate from Bakal siderites by hot reduction in a rotary kiln. *Metallurgist*. 2001;45(1-2):14–19.
<https://doi.org/10.1023/A:1010495309806>
- Патент RU 2489494 С1. *Способ металлзации магний-содержащих карбонатных железорудных материалов* / Вусихис А.С., Шешуков О.Ю., Леонтьев Л.И., заявл. 05.12.2011; опубл. 10.08.2013. *Бюллетень изобретений*. 2013;(22).
Vusikhis A.S., Sheshukov O.Yu., Leont'ev L.I. *Method of metallization of magnesium-containing carbonate iron ore materials*. Patent RF no. 2489494, МПК В21С 1/00. *Bulleten' izobretenii*. 2013;(22). (In Russ.).
- Жунев А.Г., Юрьев Б.П., Бланк М.Э. Интенсификация процессов обжига и агломерации сидеритовых руд. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической информации*. 1988;3:2–13.
Zhunev A.G., Yur'ev B.P., Blank M.E. Intensification of firing and agglomeration of siderite ores. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 1988;(3):2–13. (In Russ.).
- Пахомов В.П., Душин А.В. Оценка минерально-сырьевой безопасности УрФО. *Экономика региона*. 2008;(3(15)):129–143.
Pakhomov V.P., Dushin A.V. Analysis of the mineral-raw material safety in the Ural Federal District. *Ekonomika regiona*. 2008;(3(15)):129–143. (In Russ.).
- Валиев Н.Г., Славиковский О.В., Славиковская Ю.О. Особенности освоения минерально-сырьевой базы на урбанизированных территориях Урала. *Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал)*. 2012;(6):344–347.
Valiev N.G., Slavikovskii O.V., Slavikovskaya Yu.O. Features of development of mineral resource base in the Urals urbanized territories. *Gornyi informatsionno-analiticheskii byulleten' (nauchno-tekhnicheskii zhurnal)*. 2012;(6):344–347. (In Russ.).
- Корнилков С.В., Кантемиров В.Д. Железорудные месторождения Приполярного Урала как перспективная сырьевая база уральской металлургии. *Известия вузов. Горный журнал*. 2015;(8):22–28.
Kornilkov S.V., Kantemirov V.D. Iron ore deposits of the Nether-Urals as a prospective raw materials base for the Urals metallurgy. *Izvestiya vuzov. Gornyi zhurnal*. 2015;(8):22–28. (In Russ.).
- Соифер В.М. Использование продуктов прямого восстановления железа в электросталеплавильных печах. *Новости черной металлургии за рубежом*. 2007;(8):33–35.
Soifer V.M. The use of products of direct iron reduction in electric furnaces. *Novosti cherno metallurgii za rubezhom*. 2007;(8):33–35. (In Russ.).
- Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Плющевский И.Н., Корнеев С.В. Перспективы производства и использования металлized сырья для получения высококачественных марок стали. Сообщение 1. Анализ современных схем получения металлized сырья. *Литье и металлургия*. 2009;(1(50)):134–138.

Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A., Plushchevskii I.N., Korneev S.V. Prospects for production and use of metallized raw materials for obtaining high-quality steel grades. Message 1. Analysis of modern schemes for obtaining metallized raw materials. *Lit'ye i metallurgiya*. 2009;(1(50)):134–138. (In Russ.).

20. Rohmann B., Raper A.G. Recovery of vanadium from hot metal using the shaking ladle process a preliminary report. *Journal of Iron and Steel Research International*. 1970;208(4):336–342.
21. Вусихис А.С., Агафонов С.Н., Тюшняков С.Н., Сергеева С.В., Леонтьев Л.И. Влияние борного ангидрида на вязкость и температуру плавления высокомагнезиальных сталеплавильных шлаков. В кн.: *Фундаментальные*

исследования и прикладные разработки процессов переработки и утилизации техногенных образований: Труды VI Конгресса с международным участием «ТЕХНОГЕН 2023». Екатеринбург: УрО РАН; 2023:351–353. <https://doi.org/10.34923/technogen-ural.2023.15.21.001>

Vusikhis A.S., Agafonov S.N., Tyushnyakov S.N., Sergeeva S.V., Leont'ev L.I. Influence of boric anhydride on viscosity and melting point of high-magnesium steelmaking slags. In: *Fundamental Research and Applied Development of Processing and Disposal of Technogenic Formations: Proceedings of the VI Congress with Int. Part. TECHNOGEN 2023*. Yekaterinburg: Ural Branch of the RAS; 2023: 351–353. (In Russ.). <https://doi.org/10.34923/technogen-ural.2023.15.21.001>

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик, советник, Президиум РАН, д.т.н., профессор, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», главный научный сотрудник, Институт металлургии Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-4343-914X
E-mail: leo@presidium.ras.ru

Юрий Анатольевич Чесноков, к.т.н., главный специалист, ООО «НПВП ТОРЭКС»
E-mail: garlic@torex-npvp.ru

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

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

Yurii A. Chesnokov, Cand. Sci. (Eng.), Chief Specialist, LLC "NPVP TOREKS"
E-mail: garlic@torex-npvp.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. С. Вусихис – постановка задачи исследования, проведение расчетов, подготовка текста, формулирование выводов.
Л. И. Леонтьев – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование статьи.
Ю. А. Чесноков – проведение расчетов.

A. S. Vusikhis – setting the research task, performing calculations, writing the text, formation of the conclusions.
L. I. Leont'ev – scientific guidance, analysis of the research results, editing.
Yu. A. Chesnokov – calculations.

Поступила в редакцию 31.08.2023
 После доработки 20.09.2023
 Принята к публикации 04.11.2023

Received 31.08.2023
 Revised 20.09.2023
 Accepted 04.11.2023



УДК 621.771:620.186.5

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-659-665

Оригинальная статья
Original article

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАЛОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 10Г2ФБЮ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В РЕЛЬЕФНЫХ ВАЛКАХ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ

Ю. И. Почивалов

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

pochiv@ispms.ru

Аннотация. Исследованы особенности формирования зеренной структуры и механические свойства малолегированной стали 10Г2ФБЮ после прокатки в плоских и рельефных валках в условиях обычной и электропластической деформации. При прокатке в рельефных валках достигается существенная неравномерность деформации по сечению проката, что выражается в локализованных макросдвигах, направленных под углом 45° к плоскости проката. Локальная сдвиговая деформация при прокатке в рельефных валках приводит к возрастанию предела прочности исследуемой стали при снижении пластичности прокатанного материала. Прокатка стали 10Г2ФБЮ в рельефных валках в условиях электропластичности обеспечивает максимальные прочностные характеристики с высоким коэффициентом упрочнения на стадии макродеформации. Пластичность при этом сохраняется на достаточном для технологических целей уровне. Структурные металлографические и электронно-микроскопические исследования показали, что повышение прочности стали при прокатке в рельефных валках в условиях электропластического эффекта обусловлены измельчением зерен феррита до размеров менее 0,5 мкм. Фрактографические исследования выявили изменения характера разрушения в стали при прокатке в рельефных валках, которое выражается в появлении областей хрупкого разрушения в прокатанных образцах. Переход к прокатке в условиях электропластичности повышает долю вязкого разрушения и пластичность стали 10Г2ФБЮ.

Ключевые слова: сталь 10Г2ФБЮ, прокатка, рельефные валки, электропластическая деформация, разрушение, структура

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

Для цитирования: Почивалов Ю.И. Структура и свойства малолегированной стали 10Г2ФБЮ после прокатки в рельефных валках в условиях электропластичности. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):659–665. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-659-665>

STRUCTURE AND PROPERTIES OF LOW-ALLOY STEEL 10G2FBYu AFTER ROLLING IN EMBOSSED ROLLS UNDER CONDITIONS OF ELECTROPLASTICITY

Yu. I. Pochivalov

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

pochiv@ispms.ru

Abstract. The article describes the features of grain structure formation and mechanical properties of low-alloy steel 10G2FBYu after rolling in flat and embossed rolls under the conditions of ordinary and electroplastic deformation. When rolling in embossed rolls, a significant non-uniformity of deformation is achieved over the rolling cross-section, expressed in localized macroshifts directed at an angle of 45° to the rolling plane. It is shown that local shear deformation during rolling in embossed rolls leads to an increase in the ultimate strength of the steel under study with a decrease in plasticity of the rolled material. Rolling 10G2FBYu steel in embossed rolls under conditions of electroplasticity provides maximum strength characteristics with a high hardening coefficient at the stage of macrodeformation. At the same time, the plasticity is maintained at a level sufficient for technological purposes. Structural metallographic and electron microscopic studies showed that increase in strength of steel when rolling in embossed rolls under conditions of electroplastic effect is caused by the refinement of ferrite grains to sizes less than 0.5 μm. Fractographic studies revealed changes in the nature of fracture in steel during rolling in embossed rolls, which is expressed in appearance of areas of brittle fracture in the rolled samples. Rolling under conditions of electroplasticity increases the proportion of ductile fracture and ductility of 10G2FBYu steel.

Keywords: 10G2FBYu steel, rolling, embossed rolls, electroplastic deformation, fracture, structure

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, subject no. FWRW-2021-0009.

For citation: Pochivalov Yu.I. Structure and properties of low-alloy steel 10G2FBYu after rolling in embossed rolls under conditions of electroplasticity. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):659–665. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-659-665>

ВВЕДЕНИЕ

Повышение качества листового проката является важнейшей задачей прокатного производства. Достижение более высоких прочностных характеристик малолегированных сталей, используемых в строительстве, для производства нефтегазового оборудования и труб для перекачки нефти и газа, может быть достигнуто разными способами: целенаправленным легированием [1], контролируемой прокаткой [1; 2], асимметричной прокаткой [3] и другими способами [4 – 6]. Для получения высокопрочного мелкозернистого проката предложено использовать деформационные схемы проката с локальными макросдвигами, которые обеспечиваются прокаткой листового материала в валках с кольцевыми проточками [7 – 9]. В работе [10] показано, что прокат в таких валках стали 09Г2БТ увеличивает предел прочности на 10 %, ударную вязкость на 17 – 47 МДж/м² при снижении анизотропии r с 2,8 при прокатке в гладких валках до 1,9 при прокатке в валках с кольцевыми проточками.

В работах [11 – 13] прокатка в валках с рифленой или волнистой поверхностью рассматривается как интенсивная пластическая деформация с локальными макросдвигами, образующимися в результате локального деформационного воздействия на прокатываемый металл. Такие макросдвиги обеспечивают проработку прокатываемого металла на всю толщину листа, измельчение зеренной структуры и формирование мелкокристаллической зеренной структуры. Это приводит к повышению прочностных характеристик прокатанного металла, в том числе и к увеличению ударной вязкости.

Качество прокатываемого металла может быть существенно улучшено при использовании специальных методов прокатки в сочетании с дополнительным воздействием на прокатываемый металл низкочастотными импульсами электрического тока высокой плотности (до 1000 А/мм²) [14 – 16]. В основе этого способа лежит электропластический эффект, заключающийся в увеличении пластичности материалов под воздействием электрического тока. При прокатке в режиме электропластической деформации были достигнуты более высокие степени деформации без применения промежуточных высокотемпературных отжигов [17 – 19]. В работе [20] было показано, что при прокатке с током сплавов на основе титана и никелида титана может быть сформирована нанокристаллическая структура, что значительно повышает их прочностные характеристики.

В настоящей работе выполнено исследование влияния комбинированного метода проката в рельефных валках с дополнительным воздействием на прокатываемый материал импульсов электрического тока на структуру и механические свойства малолегированной стали 10Г2ФБЮ в сравнении с прокатанной в плоских валках, в том числе в режиме электропластической деформации (ЭПД).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В настоящей работе выполнено исследование низколегированной низкоуглеродистой стали 10Г2ФБЮ. Содержание основных легирующих элементов в стали 10Г2ФБЮ, % (по массе): С 0,10; Мн 1,58; Si 0,38; S 0,005; P 0,015; Ti 0,019; Al 0,034; V 0,076; Nb 0,048; N₂ 0,008.

Для исследования использовали сталь в состоянии поставки (лист толщиной 56 мм после горячей прокатки) и после прокатки в плоских и рельефных валках с кольцевыми радиальными проточками. Заготовки для прокатки в виде прутков прямоугольного сечения размером 15×10 мм и длиной 200 мм вырезали из исходного листа вдоль направления проката. Для прокатки были использованы четыре режима. Режим 1: прокатка заготовок в плоских валках с толщины 10 мм до 1 мм без промежуточных отжигов в несколько проходов с обжатием за проход 0,2 мм, (в тексте – прокатка в плоских валках). Режим 2: прокатка образцов с 10 мм до 3 мм в плоских валках, с 3 мм до 1,6 мм в рельефных валках, с 1,6 мм до 1 мм в плоских валках также без промежуточных отжигов в несколько проходов с обжатием за проход 0,2 мм (в тексте – прокатка в рельефных валках). Режимы 3 и 4 прокатки отличались от режимов 1 и 2 наложением импульсов электрического тока частотой 4 кГц и длительностью 100 мкс от специального генератора импульсов мощностью 600 Вт (прокатка с ЭПД).

Прокат образцов стали проводили на лабораторном стане ВЭМ 3.

Механические испытания на одноосное растяжение выполнены на универсальной испытательной машине Instron-5582 со скоростью 10⁻⁴ с⁻¹ при комнатной температуре. Образцы стали 10Г2ФБЮ для механических испытаний были вырезаны в форме двусторонних лопаток, с рабочей длиной 25 мм, сечением 1×5 мм.

Металлографические исследования выполнены на оптическом микроскопе Zeiss Axiovert 25 CA.

Фрактографические исследования разрушенных образцов были проведены методом растровой элект-

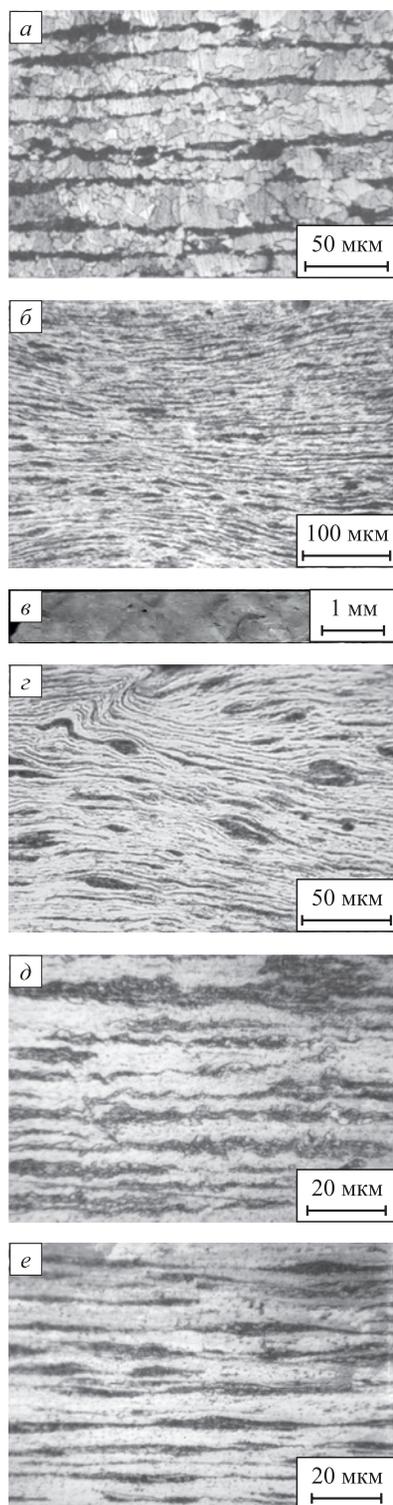


Рис. 1. Структура стали 10Г2ФБЮ в состоянии поставки и после прокатки в разных условиях:
a – в состоянии поставки; *б* – после прокатки в плоских валках;
в, *г* – после прокатки в рельефных валках;
д – после прокатки в плоских валках с ЭПД;
е – после прокатки в рельефных валках с ЭПД

Fig. 1. Structure of 10G2FBYu steel in the state of delivery and after rolling under different conditions:
a – in the state of delivery; *b* – after rolling in flat rolls;
в, *г* – after rolling in embossed rolls;
д – after rolling in flat rolls with electroplastic deformation (EPD);
е – after rolling in embossed rolls with EPD

ронной микроскопии на сканирующем микроскопе Tesla BS-300.

Электронно-микроскопический анализ выполнен на просвечивающем электронном микроскопе JEM–100 СХП при ускоряющем напряжении 100 кВ. Образцы для исследования вырезали на электроэрозионном станке, шлифовали до толщины 100 мкм, вырезали диски диаметром 3 мм и полировали до появления отверстия струйной электрополировкой в электролите: 125 мл CH_3COOH , 25 г GrO_3 , 5 мл H_2O .

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1, *a* изображена структура стали 10Г2ФБЮ в состоянии поставки после травления в 4 %-ном растворе азотной кислоты.

Сталь 10Г2ФБЮ в состоянии поставки имеет типичную двухфазную зеренную структуру, зерна которой вытянуты вдоль направления проката, с феррито-перлитной полосчатостью (рис. 1, *a*). Размер зерен феррита составляет от 5 до 15 мкм, ширина полос перлита 3 – 7 мкм. Диаграмма растяжения исследуемой стали в состоянии поставки приведена на рис. 2, кривая 1, предел прочности стали 10Г2ФБЮ в этом состоянии составляет 563 ± 12 МПа при пластичности около 15 % (см. таблицу).

После прокатки в плоских валках сталь 10Г2ФБЮ приобретает структуру с вытянутыми вдоль направления проката зернами (рис. 1, *б*). Перлитные колонии при прокатке сильно измельчаются и трансформируются в мелкие частицы размером 3 – 5 мкм неправильной формы. Предел прочности стали после прокатки резко возрастает (рис. 2, таблица), но при этом существенно снижается пластичность – почти в два раза.

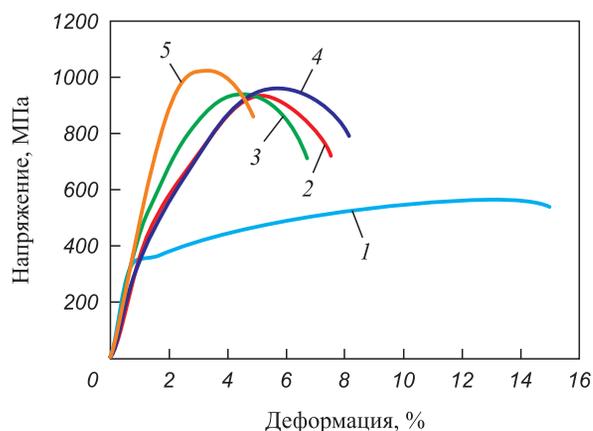


Рис. 2. Диаграммы растяжения стали 10Г2ФБЮ:
1 – в состоянии поставки; *2* – после прокатки;
3 – после прокатки в рельефных валках; *4* – после прокатки с ЭПД;
5 – после прокатки в рельефных валках с ЭПД

Fig. 2. Stretching diagrams of 10G2FBYu steel:
1 – in the state of delivery; *2* – after rolling;
3 – after rolling in embossed rolls; *4* – after rolling with EPD;
5 – after rolling in embossed rolls with EPD

**Механические свойства образцов стали 10Г2ФБЮ в состоянии поставки
и после прокатки без ЭПД и с ЭПД**

**Mechanical properties of 10G2FBYu steel samples in the state of delivery
and after rolling without and with EPD**

Состояние (вид обработки)	Предел упругости σ_0 , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение, %
В состоянии поставки	265 ± 22	353 ± 2	563 ± 12	15,0 ± 2
После прокатки	307 ± 27	502 ± 47	934 ± 14	7,5 ± 0,1
После прокатки в рельефных валках	321 ± 15	540 ± 29	938 ± 4	6,8 ± 0,1
После прокатки с ЭПД	278 ± 9	423 ± 24	958 ± 2	8,3 ± 0,1
После прокатки в рельефных валках с ЭПД	511 ± 16	905 ± 17	1024 ± 12	5,0 ± 0,1

Структура стали 10Г2ФБЮ после прокатки в рельефных валках представлена на рис. 1, в, г. При прокатке в рельефных валках достигается существенная неравномерность деформации по сечению проката, выражающаяся в локализованных макросдвигах, направленных под углом 45° к плоскости проката (рис. 1, в) и обусловленных локальной сдвиговой деформацией при прокатке в рельефных валках. После прокатки существенно измельчается зеренная структура стали и в ней формируется менее выраженная строчечная феррито-перлитная структура (рис. 1, г) относительно исходного образца стали (рис. 1, а). Прочностные характеристики после прокатки в рельефных валках практически такие же, как у стали 10Г2ФБЮ, прокатанной в плоских валках (рис. 2, таблица). При этом заметно повышение предела упругости, коэффициента упрочнения на стадии макродеформации и, как следствие, возрастание условного предела текучести – $\sigma_{0,2}$.

Прокатка в плоских валках в режиме электропластичности несколько повышает предел прочности и пластичность исследуемой стали по сравнению с обычной прокаткой (рис. 2, таблица). Структура стали, прокатанной в режиме электропластичности, такая же, как при обычной прокатке в плоских валках.

Структуры стали 10Г2ФБЮ после прокатки в плоских и рельефных валках в режиме электропластической деформации представлены на рис. 1, д, е. Размеры и морфология частиц цементита заметно различаются в зависимости от применяемого способа прокатки. Частицы цементита в стали 10Г2ФБЮ после прокатки в плоских валках с ЭПД (рис. 1, д) имеют большие размеры (средняя ширина пластин цементита составляет 3,5 мкм), чем после прокатки в рельефных валках с ЭПД (рис. 1, е) (средняя ширина пластин цементита 2,2 мкм). После обеих прокаток внутри ферритных зерен наблюдаются высокодисперсные частицы карбидов (рис. 1, д, е).

Приведенные выше результаты механических испытаний стали 10Г2ФБЮ после применения различных схем прокатки показывают, что прочностные свойства прокатанного материала очень сильно зависят от схемы

прокатки и применяемого дополнительного воздействия. При прокатке в рельефных валках, когда реализуется пластическое течение в продольном и поперечном направлениях с большими локальными макросдвигами, прочность стали 10Г2ФБЮ оказывается выше, чем при обычной прокатке в плоских валках. Прокатка образцов исследуемой стали при наложении мощных импульсов электрического тока в режиме электропластической деформации также обеспечивает повышение ее прочностных характеристик. Наибольшую прочность сталь 10Г2ФБЮ приобретает после прокатки в рельефных валках при одновременном воздействии сдвиговой деформации и импульсов электрического тока. В этом случае предел прочности повышается до 1000 МПа при резком возрастании коэффициента упрочнения на стадии макродеформации с 200 МПа при обычной прокатке до 500 МПа при прокатке в рельефных валках в режиме ЭПД.

Исследование микроструктуры стали 10Г2ФБЮ методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что в состоянии поставки основную часть структуры занимает ферритная составляющая (рис. 3, а). Средний размер зерна составляет 5 – 10 мкм. Внутри и по границам зерен присутствуют выделения карбида железа Fe_3C пластинчатого или сферического типа. После прокатки в стали формируется мелкозернистая структура со средним размером зерен 5 – 7 мкм, внутри которых присутствует ячеистая дислокационная структура с разориентацией между ячейками от 2 до 10°. Отметим, что структура после прокатки очень неоднородная.

После прокатки стали 10Г2ФБЮ в рельефных валках средний размер зерна уменьшается до 2 – 3 мкм, сами зерна фрагментированы на ячейки с размерами менее 0,5 мкм. Уменьшение размера зерна при прокатке в рельефных валках связано со сдвиговыми напряжениями, которые способствуют измельчению зерен. Прокатка в условиях электропластической деформации при воздействии импульсов электрического тока способствует еще большему снижению среднего размера зерна (размером менее 1 мкм) и формированию ячеис-

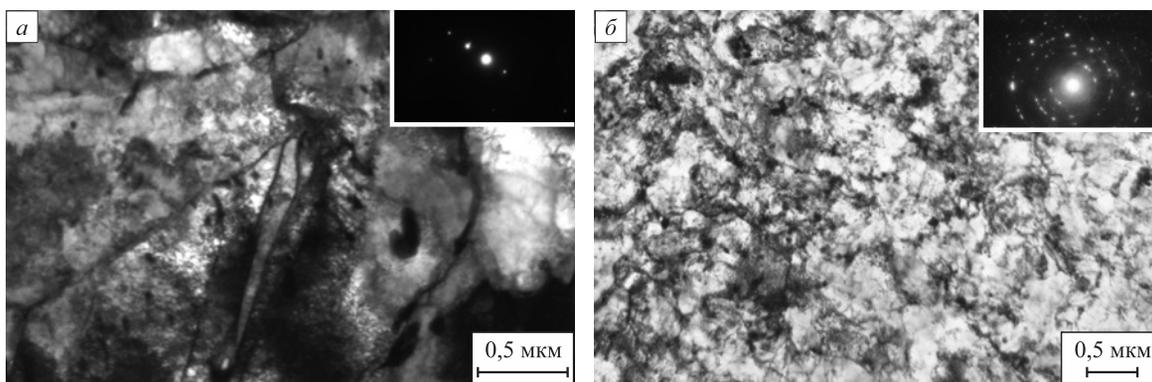


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 10Г2ФБЮ:
a – в состоянии поставки; *б* – после прокатки в рельефных валках

Fig. 3. Electron microscopic images of structure of 10G2FBYu steel:
a – in the state of delivery; *б* – after rolling in embossed rolls

той структуры с размерами менее 0,3 мкм. При данном режиме прокатки достигается наиболее высокая прочность исследуемой стали.

Аналогичные результаты получены в работе [21], где было установлено, что при прокатке латуни Л80 в валках с проточками средний размер исходного зерна уменьшается с 22 до 3 мкм, тогда как при традиционной прокатке величина зерна уменьшается только до 9 мкм. Создание мелкокристаллической структуры

также обеспечивает повышение прочностных свойств прокатываемого материала.

Исследование фактур разрушения образцов стали 10Г2ФБЮ после разрушения при активном растяжении показывает, что в образцах стали в состоянии поставки при разрушении формируется ножевидный излом, а поверхность разрушения характерна для пластичных материалов с чашечным видом излома (рис. 4, *a*, *в*). Размер ямок составляет от 0,5 до 15 мкм. Внутри неко-

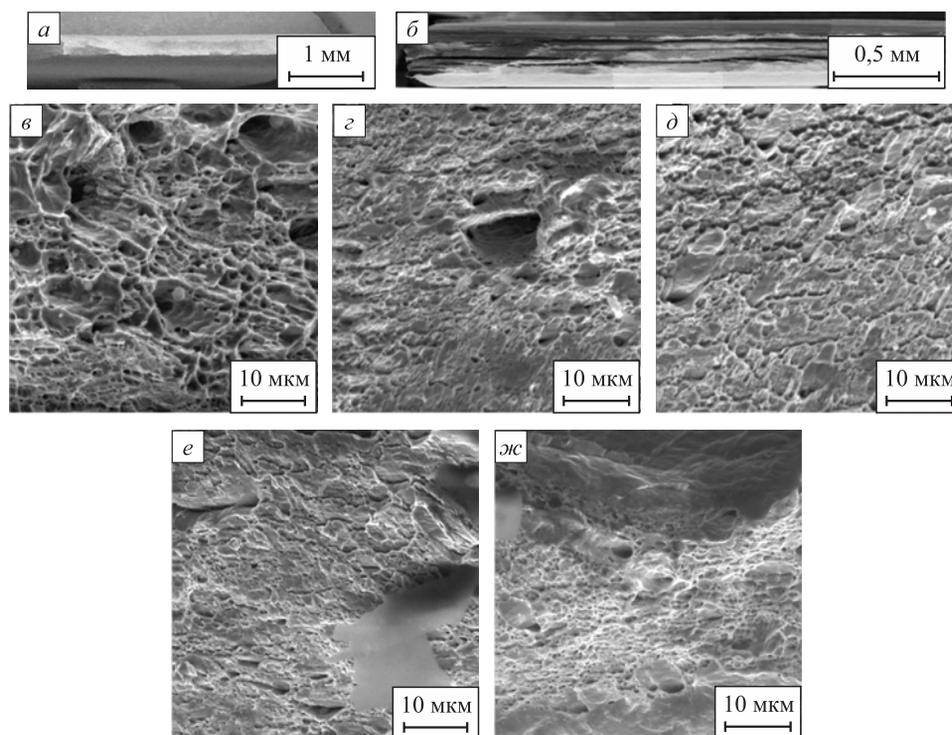


Рис. 4. Фактуры разрушения образцов стали 10Г2ФБЮ:
a, *в* – в состоянии поставки; *б*, *г* – после прокатки в плоских валках; *д* – после прокатки в рельефных валках;
е – после прокатки в плоских валках с ЭПД; *ж* – после прокатки в рельефных валках с ЭПД

Fig. 4. Fracture factors of 10G2FBYu steel samples:
a, *в* – in the state of delivery; *б*, *г* – after rolling in flat rolls; *д* – after rolling in embossed rolls;
е – after rolling in flat rolls with EPD; *ж* – after rolling in embossed rolls with EPD

торых ямок присутствуют мелкие (размером ≈ 2 мкм) неметаллические включения. При испытании образцов на растяжение в этом состоянии пластичность стали 10Г2ФБЮ максимальна. Некоторая вытянутость ямок излома свидетельствует о присутствии сдвиговой компоненты напряжений при разрушении.

На поверхности разрушения образцов стали 10Г2ФБЮ, которые были прокатаны в плоских валках, появляются расслоения вдоль плоскостей проката, ямки излома сильно вытянуты, появляются области квазискола (рис. 4, б, в). Пластичность стали после прокатки резко снижается. Эти особенности разрушения сохраняются при прокатке в рельефных валках и при прокатке в режиме электропластической деформации. После прокатки в рельефных валках увеличивается доля квазискола и на фрактограммах поверхности разрушения видны большие участки, где наблюдается квазихрупкий вид разрушения (рис. 4, д). Для образцов, прокатанных в режиме электропластической деформации, характерно снижение доли хрупкого разрушения. На рис. 4, е, ж представлены фрактограммы разрушения образцов, прокатанных в плоских и рельефных валках в режиме электропластической деформации.

Выводы

Локальная сдвиговая пластическая деформация при прокатке в рельефных валках приводит к образованию полос локализованной деформации, которые обеспечивают эффективное измельчение зеренной структуры и пластин перлита. Структурные исследования показали, что при такой прокатке в условиях электропластической деформации формируется субмикроструктурная структура с размером зерна менее 0,5 мкм.

Формирование субмикроструктурной структуры приводит к существенному повышению прочностных характеристик исследуемой стали, в том числе коэффициента упрочнения на стадии макродеформации. Пластичность при этом снижается, но остается на достаточном уровне для технологического применения. Фрактографические исследования выявили изменения характера разрушения в стали при прокатке, которое выражается в появлении областей хрупкого разрушения в прокатанных образцах. Переход к прокатке в условиях электропластичности повышает долю вязкого разрушения и пластичность стали 10Г2ФБЮ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Эфрон Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали*. Москва: Металлургия; 2012:696.
2. Derevyagina L.S., Pochivalov Y.I., Gordienko A.I. Structural modification of heat treated steel 10Mn2VNbAl and its properties under tension. *AIP Conference Proceedings*. 2016;1783:020038. <https://doi.org/10.1063/1.4966331>
3. Kawalek A. The theoretical and experimental analysis of the effect of asymmetrical rolling on the value of unit pressure. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004;157-158:531–535. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.07.142>
4. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials – development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Materialia*. 1999;47(2):579–583. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00365-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00365-6)
5. Richert M., Stüwe H.P., Zehetbauer M.J., Richert J., Pippan R., Motz Ch., Schafner E. Work hardening and microstructure of AlMg5 after severe plastic deformation by cyclic extrusion and compression. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;355(1-2):180–185. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00046-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00046-7)
6. Коротовская С.В. *Разработка технологии термомеханической обработки, обеспечивающей унификацию судостроительных и трубных сталей по химическому составу за счет формирования ультрамелкозернистой и субмикроструктурной структуры: автореф... дис. канд. техн. наук*. Санкт-Петербург; 2014:24.
7. Меандров Л.В., Воронцов В.К., Погоржельский В.И. и др. Совершенствование условий деформирования непрерывнолитых слябов с целью улучшения качества проката. *Сталь*. 1982;(3):43–45. Meandrov L.V., Vorontsov V.K., Pogorzhel'skii V.I., etc. Improving the conditions for deformation of continuously cast slabs in order to improve the quality of rolled products. *Stal'*. 1982;(3):43–45. (In Russ.).
8. Демчук Н.Н. *Моделирование процесса прокатки толстых листов с дополнительным локальным деформационным воздействием: автореф. дис. канд. техн. наук*. Москва: МИСиС; 2000:25.
9. Машеков С.А., Абсадыков Б.Н., Тусупкалиева Э.А., Машекова А.С., Акимбекова М.М., Мауленова М.Р. Структура и свойства алюминиевого сплава АД31 после прокатки в волнистых валках и продольно-клиновом стане. *Системы. Методы. Технологии*. 2018;(1(37)):36–44. <https://doi.org/10.18324/2077-5415-2018-1-36-44> Mashekov S.A., Absadykov B.N., Tusupkalieva E.A., Masheкова A.S., Akimbekova M.M., Maulenova M.R. Structure and properties of aluminum alloy AD31 after rolling in helical rolls and longitudinal-wedge mill. *Sistemy. Metody. Tekhnologii*. 2018;(1(37)):36–44. (In Russ.). <https://doi.org/10.18324/2077-5415-2018-1-36-44>
10. Naizabekov A., Lezhnev S., Koinov T., Mazur I., Panin E. Research and development of technology for rolling of high-quality plates of non-ferrous metals and alloys in relief rolls. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2016;51(4):363–370.
11. Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Ашкеев Ж.А. Исследование процесса прокатки в рельефных валках. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2001;44(2):25–26. Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Ashkeev Zh.A. Study of rolling in embossed rolls. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2001;44(2):25–26. (In Russ.).
12. Бринза В.В., Демчук Н.Н., Ярмак Г.М. Исследование закономерностей пластического формоизменения раскатов со сложной конфигурацией поперечного сечения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1996;39(11):29–33. Brinza V.V., Demchuk N.N., Yarmak G.M. Study of regularities of plastic forming of rolls with a complex cross-

- sectional configuration. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1996;39(11):29–33. (In Russ.).
13. Трайно А.И., Полухин В.П., Николаев В.А. Интенсивные макросдвиги как нетрадиционное средство обеспечения высокого качества листового проката. *Металлург*. 2011;(5):57–62.
Traino A.I., Polukhin V.P., Nikolaev V.A. Macro shears as non-traditional aid for provision of sheet products high quality. *Metallurg*. 2011;(5):57–62. (In Russ.).
 14. Спицын В.И., Троицкий О.А. *Электропластическая деформация металлов*. Москва: Наука; 1985:160.
 15. Громов В.Е., Зуев Л.Б., Козлов Э.В., Целлермайер В.Я. *Электростимулированная пластичность металлов и сплавов*. Москва: Недра; 1996:290.
 16. Conrad H., White J., Cao W.D., Lu X.P., Sprecher A.F. Effect of electric current pulses on fatigue characteristics of polycrystalline copper. *Materials Science and Engineering: A*. 1991;145(1):1–12.
[https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90290-4](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90290-4)
 17. Stolyarov V.V. Features of electroplastic effect in alloys with martensite transformation. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2018;31:1305–1310.
<https://doi.org/10.1007/s40195-018-0747-z>
 18. Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Аврамов Ю.С., Шляпин А.Д. *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы*. Москва: МГИУ; 2001:844.
 19. Ruszkiewicz B.J., Grimm T., Ragai I., Mears L., Roth J.T. A review of electrically-assisted manufacturing with emphasis on modeling and understanding of the electroplastic effect. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2017;139(11):110801.
<https://doi.org/10.1115/1.4036716>
 20. Stolyarov V. Deformation behavior at rolling and tension under current in TiNi alloy. *European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT)*. 2009:06033.
<https://doi.org/10.1051/esomat/200906033>
 21. Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Volokitina I.E., Panin E.A. Evolution of the brass microstructure during rolling in relief and smooth rolls. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2021;1100:012005.
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/1100/1/012005>

Сведения об авторе

Information about the Author

Юрий Иванович Почивалов, к.ф.-м.н. ведущий научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0003-0236-816X
E-mail: pochiv@ispms.ru

Yurii I. Pochivalov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher 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: 0000-0003-0236-816X
E-mail: pochiv@ispms.ru

Поступила в редакцию 01.11.2022
 После доработки 07.09.2023
 Принята к публикации 11.09.2023

Received 01.11.2022
 Revised 07.09.2023
 Accepted 11.09.2023



УДК 536.625:539.25:539.651

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-666-672

Оригинальная статья
Original article

АНАЛИЗ ЗОНЫ КОНТАКТА СИСТЕМЫ ПОКРЫТИЕ – ПОДЛОЖКА, ПОДВЕРГНУТОЙ ОБЛУЧЕНИЮ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

М. О. Ефимов¹, Ю. Ф. Иванов², В. Е. Громов¹,
Ю. А. Шлярова¹, И. А. Панченко¹¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)² Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/3)

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. Методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM – *wire arc additive manufacturing*) на подложке из алюминиевого сплава 5083 сформировано покрытие из высокоэнтропийного сплава Mn–Cr–Fe–Co–Ni неэквивалентного состава. Методами сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен анализ структуры, фазового и элементного состава зоны контакта после облучения сильноточными низкоэнергетическими электронными пучками с параметрами: энергия ускоренных электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см²; длительность импульса пучка электронов 200 мкс; количество импульсов 3; частота следования импульсов 0,3 с⁻¹. Многофазная многоэлементная субмикро- и нанокристаллическая структуры формируются преимущественно в подложке, которая имеет более низкую температуру плавления по сравнению с ВЭС. В контактном слое, имеющем извилистые границы, происходит взаимное легирование системы покрытие – подложка. Контактные слои, примыкающие к подложке и покрытию, имеют структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации. В слое, примыкающем к подложке, ячейки образованы твердым раствором магния в алюминии. По границам ячеек находятся прослойки второй фазы, обогащенные атомами покрытия и подложки. В слое, примыкающем к покрытию, ячейки сформированы сплавом состава 0,17 % Mg – 20,3 % Al – 4,3 % Cr – 16,7 % Fe – 9,3 % Co – 49,2 % Ni, соответствующего покрытию. По границам ячеек располагаются прослойки второй фазы, обогащенные преимущественно магнием и в меньшей степени атомами покрытия ВЭС. Центральная область зоны контакта толщиной примерно 1700 мкм сформирована кристаллитами пластинчатой формы, что свидетельствует об эвтектической природе ее образования. Ее основным элементом является алюминий (примерно 77 % (ат.)).

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, сплав 5083, метод проволоочно-дугового аддитивного производства, импульсный электронный пучок, элементный и фазовый состав, структура, зона контакта

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 20-19-00452 и грант № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/>.

Для цитирования: Ефимов М.О., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Панченко И.А. Анализ зоны контакта системы покрытие – подложка, подвергнутой облучению импульсным электронным пучком. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):666–672. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-666-672>

ANALYSIS OF CONTACT ZONE OF COATING-SUBSTRATE SYSTEM EXPOSED TO IRRADIATION WITH A PULSE ELECTRON BEAM

М. О. Efimov¹, Yu. F. Ivanov², V. E. Gromov¹,
Yu. A. Shlyarova¹, I. A. Panchenko¹¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)² Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. Using the wire-arc additive manufacturing method (WAAM) on a 5083 aluminum alloy substrate, a non-equiatomic Mn–Cr–Fe–Co–Ni high-entropy alloy (HEA) coating was formed. By scanning and transmission electron diffraction microscopy we analyzed the structure, phase and elemental composition of the contact zone after irradiation with high-current low-energy electron beams with the following parameters:

accelerated electron energy 18 keV, electron beam energy density 30 J/cm², electron beam pulse duration 200 μs, number of pulses 3, pulse repetition rate 0.3 s⁻¹. Multiphase multielement submicro- and nanocrystalline structures are formed predominantly in the substrate, which has a lower melting temperature compared to HEAs. Mutual doping of the coating – substrate system occurs in the contact layer, which has sinuous boundaries. The contact layers adjacent to the substrate and coating have the structure of high-speed cellular crystallization. In the layer adjacent to the substrate, the cells are formed by a solid solution of magnesium in aluminum. Interlayers of the second phase, enriched in atoms of the coating and substrate, are revealed along the cell boundaries. In the layer adjacent to the coating, the cells are formed by an alloy of composition 0.17Mg – 20.3Al – 4.3Cr – 16.7Fe – 9.3Co – 49.2Ni corresponding to the coating. Interlayers of the second phase, enriched mainly in magnesium and, to a lesser extent, in atoms of the HEA coating, are located along the cell boundaries. Central region of the contact zone with a thickness of ~1700 μm is formed by lamellar crystallites, which indicates the eutectic nature of its formation. Its main element is aluminum (~77 at. %).

Keywords: high-entropy alloy, 5083 alloy, wire-arc additive manufacturing method, pulsed electron beam, elemental and phase composition, structure, contact zone

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, project no. 20-19-00452 and grant no. 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/>.

For citation: Efimov M.O., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A. Analysis of contact zone of coating-substrate system exposed to irradiation with a pulse electron beam. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):666–672. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-666-672>

ВВЕДЕНИЕ

В последние два десятилетия сформировался значительный научный интерес к разработке и исследованию высокоэнтروпийных сплавов (ВЭС) благодаря их уникальной микроструктуре, композиционному составу, механическим и функциональным свойствам [1; 2]. Первыми из таких материалов были выбраны сплавы систем Al–Co–Cr–Fe–Ni и сплав Кантора Mn–Co–Cr–Fe–Ni [3; 4]. Наряду с характеристиками, типичными для металлических сплавов, ВЭС обладают уникальными и необычными свойствами, присущими, например, металлокерамикам: высокой твердостью и стойкостью по отношению к температурному разупрочнению, дисперсионным твердением, положительным температурным коэффициентом упрочнения, высокими прочностными характеристиками при повышенных температурах, высокими износостойкостью и коррозионной стойкостью, рядом других характеристик [5 – 8].

В обзорах [8 – 11] проанализированы структурно-фазовые состояния, свойства, моделирование, методы получения и области применения наиболее перспективных ВЭС и отмечено, что появление ВЭС является значительным шагом вперед в развитии металлических сплавов.

В настоящее время интенсивно накапливается информация о структурно-фазовых состояниях, дефектной субструктуре, стабильности, деформационном поведении в широком диапазоне температур, влиянии легирования и других факторов, новых методах получения ВЭС [12 – 17]. В физике ВЭС намечилось определенное направление улучшения поверхностных свойств за счет различных видов обработки, включая облучение низкоэнергетическими высокопоточными электронными пучками. Электронно-пучковая обработка обеспечивает сверхвысокие (до 10⁸ К/с) скорости нагрева поверхности и ее охлаждения за счет теплоотвода в основной объем материала, что ведет к образованию неравновесных субмикро- и нанокристалличес-

ких структурно-фазовых состояний, формированию столбчатой структуры и гомогенизации химического состава [18].

Целью настоящей работы является анализ структурно-фазовых состояний зоны контакта слоя ВЭС (покрытие), сформированного методом проволочно-дугового аддитивного производства на сплаве 5083 (подложка) и подвергнутого электронно-пучковой обработке.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использована система «покрытие–подложка». Покрытием являлся высокоэнтропийный сплав элементного состава Mn–Cr–Fe–Co–Ni, который был сформирован на подложке методом проволочно-дугового аддитивного производства [1; 2]. Подложкой являлся сплав 5083. Облучение зоны контакта системы «покрытие–подложка» интенсивным импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛЮ» при следующих параметрах процесса: энергия ускоренных электронов $U = 18$ кэВ; плотность энергии пучка электронов $E_s = 30$ Дж/см²; длительность импульса пучка электронов $t = 200$ мкс; количество импульсов $N = 3$; частота следования импульсов $f = 0,3$ с⁻¹. Облучение осуществляли в вакууме при давлении остаточного газа (аргона) в камере установки $p = 0,02$ Па. Исследования структурно-фазовых состояний зоны контакта покрытия и подложки осуществляли методами сканирующей (прибор SEM 515 Philips с микрорентгеноспектральным анализатором EDAX ECON IV) и просвечивающей дифракционной (прибор JEM-2100) электронной микроскопии [19 – 21]. Фольги для просвечивающего электронного микроскопа изготавливали ионным утонением (установка Ion Slicer EM-091001S, утонение осуществляется ионами аргона) пластинок, вырезанных из массивных образцов на установке Isomet Low Speed Saw перпендикулярно поверхности наплавленного слоя ВЭС из области границы раздела подложки и наплавки,

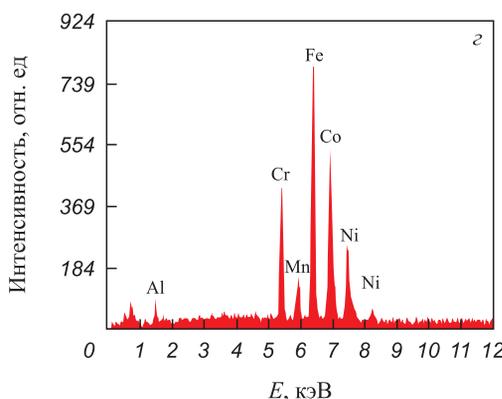
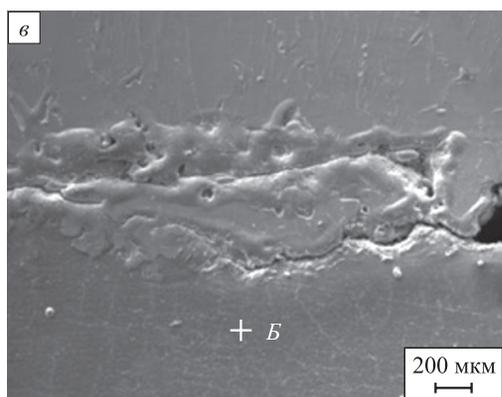
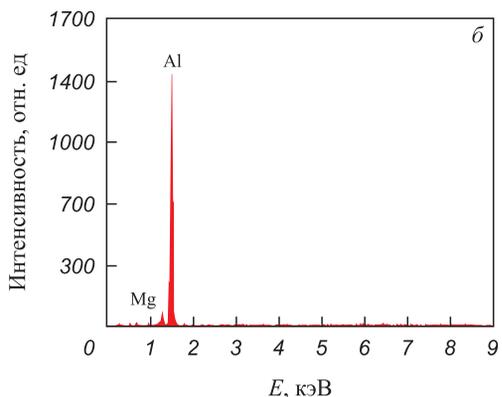
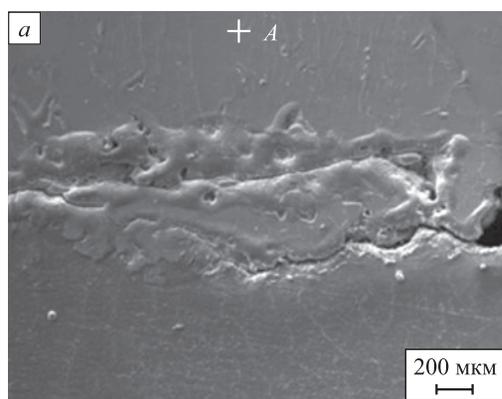


Рис. 1. Структура области контакта наплавки ВЭС и подложки (АМг5), облученной импульсным электронным пучком (а, в) и энергетические спектры, полученные с области А (б) и области В (г)

Fig. 1. Structure of the contact zone of HEA surfacing and substrate (AMg5) irradiated with a pulsed electron beam (a, v) and energy spectra obtained from regions A (б) and B (г)

что позволяло проследить изменение структуры и фазового состава материала по мере удаления от зоны контакта покрытия с подложкой.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведено электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения зоны контакта покрытия (ВЭС) и подложки (сплав 5083). Отчетливо видно, что формируется протяженный слой толщиной до 700 мкм, характеризующийся наличием микротрещин, расположенных вдоль границы контакта со стороны подложки. Контактный слой имеет извилистые границы, что может свидетельствовать о высоком уровне сплавления подложки и наплавленного материала.

Методами микрорентгеноспектрального анализа выявлена взаимная диффузия атомов подложки и покрытия (табл. 1). Отчетливо видно, что приконтактный слой покрытия легирован атомами алюминия (рис. 1, а, б, область анализа А), а приконтактный слой подложки – элементами ВЭС (рис. 1, в, г, область анализа В). При этом алюминий в существенно большей степени легирует покрытие. Последнее связано, очевидно, с низкой температурой плавления алюминия по сравнению с ВЭС. Изменение элементного состава контактного слоя системы «пленка–подложка» при переходе от металла наплавки к металлу подложки приведено на рис. 2. Наблюдается плавное изменение элементного состава зоны контакта (рис. 2, б). Это может свидетельствовать об отсутствии вихревых потоков при использованном способе наплавки покрытия на подложку и последующем облучении импульсным электронным пучком.

Можно предположить, что взаимное легирование покрытия и подложки в условиях облучения импульсным электронным пучком приведет к существенному изменению фазового состава зоны контакта. Исследования элементного и фазового составов, выполненные методами тонких фольг, осуществляли по слоям (рис. 2, б).

Т а б л и ц а 1

Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава покрытия в области А и подложки в области В

Table 1. Results of microrentgenospectral analysis of elemental composition of the coating in A region and the substrate in B region

Область	Содержание, % (ат.)						
	Mg	Al	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
А	5,7	92,4	0,3	0,5	0,5	0,3	0,3
В	0	12,3	12,6	2,7	32,5	25,3	14,6

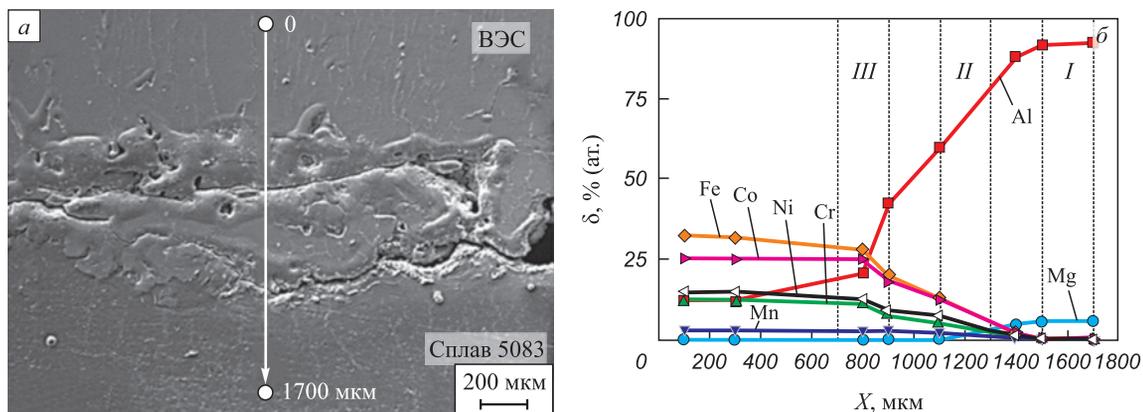


Рис. 2. Зависимости концентрации легирующих элементов (б) зоны контакта покрытия и подложки, выявленные вдоль линии (0 – 1700), приведенной на поз. а (цифрами I, II, III обозначены слои, в которых осуществлялся анализ структурно-фазовых состояний методами ТЕМ и STEM)

Fig. 2. Dependences of alloying elements concentration (б) of the contact zone of coating and substrate identified along the line (0 – 1700) shown on a (I, II, III – layers in which the analysis of structural-phase states was carried out by TEM and STEM methods)

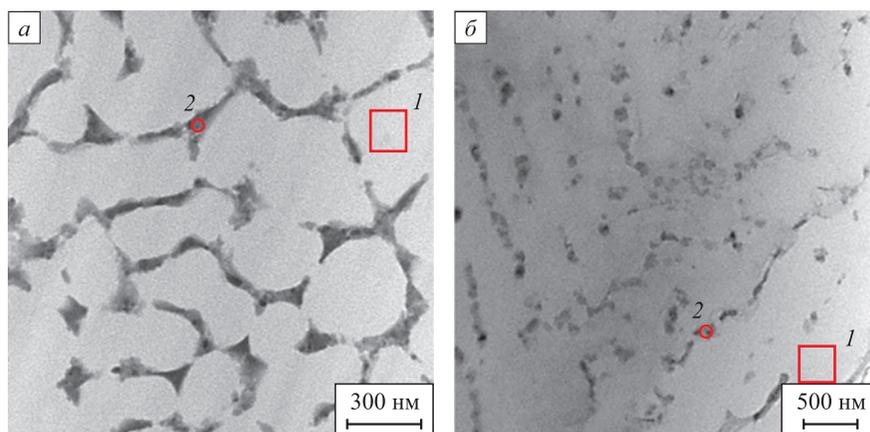


Рис. 3. Структура слоя I системы «наплавка – подложка», облученной импульсным электронным пучком (цифрами 1 и 2 обозначены области микрорентгеноспектрального анализа элементного состава сплава)

Fig. 3. Structure of layer I of the surfacing – substrate system irradiated by a pulsed electron beam (1 and 2 – areas of micro-X-ray spectral analysis of the alloy elemental composition)

Установлено, что структура слоя I сформирована ячейками высокоскоростной кристаллизации (рис. 3, а). По мере удаления от зоны контакта с покрытием ячеистая структура вырождается в слоистую (рис. 3, б). Объем ячеек является твердым раствором магния в алюминии, что соответствует сплаву 5083 (табл. 2, области анализа 1 и 2 указаны на рис. 3). Прослойки второй фазы, расположенные по границам ячеек, обогащены атомами, формирующими наплавку и подложку.

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что объем ячеек высокоскоростной кристаллизации сформирован твердым раствором на основе алюминия. Ячейки кристаллизации разделены прослойками фазы Mg₂Si.

Слой II имеет пластинчатую структуру и образован, очевидно, в результате эвтектического превращения, имеющего место при высокоскоростной термической

Т а б л и ц а 2

Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава системы «наплавка – подложка», облученной импульсным электронным пучком

Table 2. Results of micro-X-ray spectral analysis of the elemental composition of the surfacing – substrate system irradiated with a pulsed electron beam

Спектр	Содержание, %							
	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Область А								
1	3,55	96,45	0	0	0	0	0	0
2	5,69	83,06	3,95	0,27	0,38	1,44	0,41	4,79
Область Б								
1	3,00	97,00	0	0	0	0	0	0
2	10,73	80,65	2,43	0,29	0,31	1,25	0,33	4,02

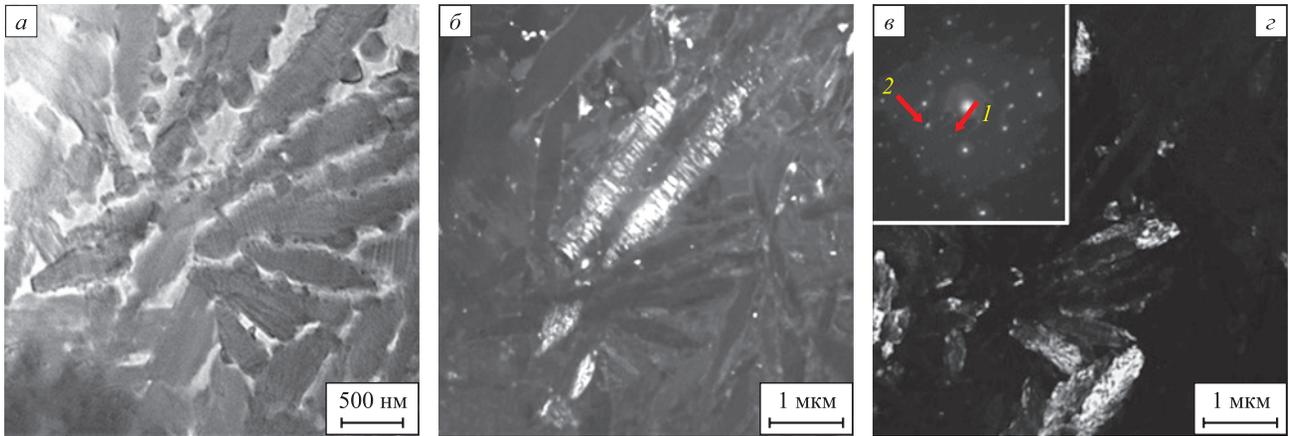


Рис. 4. Структура слоя II системы «наплавка – подложка»: *a* – светлопольное изображение; *б, в* – темнопольные изображения; *е* – микроэлектроннограмма с участка фольги (*a*). Изображение (*б*) получено в рефлексе $[113]Al_{13}Fe_4$; изображение (*в*) получено в рефлексах $[101]Cr-Ni-Fe + [114]Al_6Fe$; на поз. (*е*) обозначены рефлексы, в которых получены темные поля 1 (*б*) и 2 (*в*)

Fig. 4. Structure of layer II of the surfacing – substrate system: *a* – light-field image; *б, в* – dark-field images; *е* – microelectronogram from the foil section (*a*). Image (*б*) was obtained in reflex $[113]Al_{13}Fe_4$; image (*в*) was obtained in reflexes $[101]Cr-Ni-Fe + [114]Al_6Fe$; on (*е*) the reflexes are indicated in which the dark fields 1 (*б*) and 2 (*в*) are obtained

обработке, инициированной импульсным электронным пучком (рис. 4, *a*). Методами микрорентгеноспектрального анализа фольги показано, что основным элементом данного слоя является алюминий (76,8 %), в меньшем количестве присутствуют Mg (4,1 %), Cr (2,2 %), Mn (0,3 %), Fe (4,9 %), Co (1,6 %), Ni (10,1 %) (ат.).

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что данный слой сформирован пластинами следующих фаз: $Al_{13}Fe_4$ (рис. 4, *б*), Cr–Ni–Fe и Al_6Fe (рис. 4, *в*).

Слой III, как и слой I, сформирован ячейками высо-

коскоростной кристаллизации (рис. 5, *a*). Объем ячеек образован сплавом состава 0,17 % Mg – 20,3 % Al – 4,3 % Cr – 16,7 % Fe – 9,3 % Co – 49,2 % Ni, что соответствует ВЭС, легированному элементами подложки. Прослойки второй фазы, расположенные по границам ячеек, также сформированы элементами, формирующими наплавку и подложку (41,5 % Mg – 10,9 % Al – 9,0 % Cr – 1,0 % Mn – 15,2 % Fe – 4,1 % Co – 18,4 % Ni).

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что объем ячеек высокоскоростной кристал-

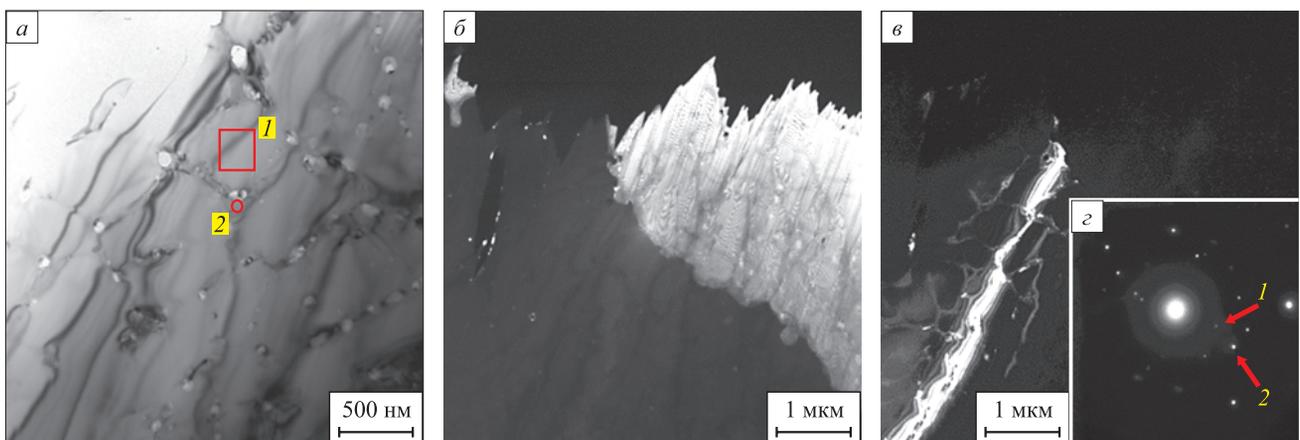


Рис. 5. Структура слоя III системы «наплавка – подложка» после электронно-пучковой обработки: *a* – светлопольное изображение; *б, в* – темнопольные изображения и микроэлектроннограмма (*з*), полученные с участка фольги (*a*). Изображение (*б*) получено в рефлексе $[210]Cr-Ni-Fe$; изображение (*в*) получено в рефлексах $[222]Cr-Ni-Fe + [880]Al_{18}Cr_2Mg_3$; на поз. *з* обозначены рефлексы, в которых получены темные поля 1 (*б*) и 2 (*в*)

Fig. 5. Structure of layer III of the surfacing – substrate system after electron beam processing: *a* – light-field image; *б, в* – dark-field images and microelectronogram (*з*) obtained from the foil section (*a*). Image (*б*) was obtained in the reflex $[210]Cr-Ni-Fe$; image (*в*) was obtained in reflexes $[222]Cr-Ni-Fe + [880]Al_{18}Cr_2Mg_3$; on (*з*) the reflexes are indicated in which dark fields 1 (*б*) and 2 (*в*) are obtained

лизации сформирован твердым раствором на основе ВЭС, легированного алюминием и магнием (рис. 5, б). Ячейки кристаллизации разделены прослойками фазы $Al_{18}Cr_2Mg_3$ (рис. 5, в).

Выводы

Методом проволочно-дугового аддитивного производства на сплаве 5083 сформировано покрытие ВЭС неэквивалентного элементного состава Mn–Cr–Fe–Co–Ni. Осуществлено облучение зоны контакта системы «покрытие – подложка» интенсивным импульсным электронным пучком. Методами современного физического материаловедения выполнены исследования элементного и фазового составов, состояния дефектной субструктуры сплава, формирующейся в зоне контакта системы «подложка – покрытие». Выявлено взаимное легирование покрытия и подложки в слое толщиной приблизительно 1700 мкм. Показано, что высокоскоростное охлаждение зоны контакта системы «покрытие – подложка», имеющее место при термическом воздействии, инициированном импульсным электронным пучком, привело к формированию многоэлементной, многофазной субмикро-нанокристаллической структуры. Установлено, что контактный слой, примыкающий к подложке, имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Объем ячеек сформирован твердым раствором магния в алюминии, что соответствует сплаву 5083; по границам ячеек располагаются прослойки второй фазы, обогащенные атомами, формирующими покрытие и подложку. Центральная область зоны контакта сформирована кристаллитами пластинчатой формы, что может указывать на их эвтектическую природу образования. Основным химическим элементом данной области является алюминий (примерно 77 % (ат.)). Контактный слой, примыкающий к покрытию, имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Объем ячеек сформирован сплавом состава 0,17 % Mg – 20,3 % Al – 4,3 % Cr – 16,7 % Fe – 9,3 % Co – 49,2 % Ni, что соответствует ВЭС, легированному элементами подложки; прослойки второй фазы, расположенные по границам ячеек, обогащены магнием и, в меньшей степени, атомами, формирующими покрытие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. *Structure and Properties of High-Entropy Alloys*. Springer: Advanced Structured Materials; 2021;107:110. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-78364-8>
- Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(4):249–258. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
- Osintsev K.A., Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. High-entropy alloys: Structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(4):249–258. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
- Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*. 2004;6(5):299–303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375-377:213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
- Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys – A new era of exploitation. *Materials Science Forum*. 2007;560:1–9. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1>
- Zhang Y., Yang X., Liaw P.K. Alloy design and properties optimization of high-entropy alloys. *JOM*. 2012;64(7): 830–838. <https://doi.org/10.1007/s11837-012-0366-5>
- Yeh J.-W. Recent Progress in high-entropy alloys. *European Journal of Control*. 2006;31(6):633–648. <https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
- Yeh J.-W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys. *JOM*. 2013;65(12):1759–1771. <https://doi.org/10.1007/s11837-013-0761-6>
- Zhang L.-S., Ma G.-L., Fu L.-C., Tian J.-Y. Recent progress in high-entropy alloys. *Advanced Materials Research*. 2013;631-632:227–232. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.631-632.227>
- Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014;61:1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
- Gali A., George E.P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys. *Intermetallics*. 2013;39:74–78. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.03.018>
- Li D.Y., Zhang Y. The ultrahigh charpy impact toughness of forged AlCoCrFeNi high entropy alloys at room and cryogenic temperatures. *Intermetallics*. 2016;70:24–28. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2015.11.002>
- Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*. 2014;16(9):4749–4768. <https://doi.org/10.3390/e16094749>
- Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017;122: 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
- Zhang W., Liaw P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*. 2018;61(1): 2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
- Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: a critical review. *Materials Research Letters*. 2014;2(3):107–123. <https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
- Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2016;5(4):384–393. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.004>
- Osintsev K.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Panchenko I.A., Vorobyov S.V. Evolution of structure in AlCoCrFeNi high-entropy alloy irradiated by pulsed electron

beam. *Metals*. 2021;11(8):1228.

<https://doi.org/10.3390/met11081228>

19. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel; 2016:96.

20. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York; 2014:717.

21. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin; 2016:518.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Михаил Олегович Ефимов, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-4890-3730

E-mail: moefimov@mail.ru

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8022-7958

E-mail: yufi55@mail.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Юлия Андреевна Шлярова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-5677-1427

E-mail: rubannikova96@mail.ru

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-1631-9644

E-mail: i.ri.ss@yandex.ru

Mikhail O. Efimov, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-4890-3730

E-mail: moefimov@mail.ru

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8022-7958

E-mail: yufi55@mail.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Yuliya A. Shlyarova, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Researcher of Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-5677-1427

E-mail: rubannikova96@mail.ru

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-1631-9644

E-mail: i.ri.ss@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. О. Ефимов – нанесение покрытия ВЭС состава Mn – Cr – Fe – Co – Ni на подложку сплава 5083, написание статьи.

Ю. Ф. Иванов – проведение электронно-микроскопических исследований, анализ результатов.

В. Е. Громов – формирование концепции работы, анализ ПЭМ изображений, написание статьи.

Ю. А. Шлярова – обзор литературы, подготовка составляющих элементов ВЭС, оформление статьи.

И. А. Панченко – облучение образцов, анализ результатов, написание статьи.

M. O. Efimov – coating of Mn – Cr – Fe – Co – Ni HEA on the substrate of alloy 5083, writing the text.

Yu. F. Ivanov – conducting electron microscopic studies, analysis of the results.

V. E. Gromov – formation of the research concept, analysis of TEM images, writing the text.

Yu. A. Shlyarova – literary review, preparation of the HEA constituent elements, design of the article.

I. A. Panchenko – irradiation of the samples, analysis of the results, writing the text.

Поступила в редакцию 02.06.2023

После доработки 15.07.2023

Принята к публикации 11.09.2023

Received 02.06.2023

Revised 15.07.2023

Accepted 11.09.2023



УДК 669.046:533.9

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-673-680

Оригинальная статья
Original article

ПРОЦЕССЫ ЛЮДЕРСА И ПОРТЕВЕНА–ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ TRIP-СТАЛИ

В. И. Данилов , Д. В. Орлова, В. В. Горбатенко, Л. В. Данилова

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

dvi@ispms.ru

Аннотация. Исследована природа подвижных фронтов локализованной деформации, которые возникают и распространяются в процессе деформирования метастабильной аустенитно-мартенситной TRIP-стали ВНС9-Ш на всем протяжении кривой нагружения от предела текучести до разрушения. Совместное исследование характера движения деформационных фронтов и кинетики накопления магнитной фазы позволило установить, что рассматриваемые фронты являются фронтами термоупругого фазового превращения метастабильного аустенита в мартенсит. Данное превращение реализуется вначале путем формирования полос Чернова–Людерса, а затем полос Портевена–Ле Шателье. Оба процесса согласованы со стадийностью деформационной кривой, которая содержит вырожденную площадку текучести, участок с возрастающим коэффициентом упрочнения и участок с убывающим коэффициентом упрочнения. Показано, что деформационно-индуцированному фазовому превращению соответствуют фронты, распространяющиеся на площадке текучести и на участке кривой нагружения, с возрастающим коэффициентом упрочнения. Полосы Портевена–Ле Шателье, которые образуются на участке диаграммы нагружения с убывающим коэффициентом упрочнения, с превращением «аустенит – мартенсит» не связаны и имеют двойниковую природу. Кинетика фронтов термоупругого превращения, как и деформационных фронтов в материалах со сдвиговым механизмом формоизменения, может быть описана в рамках автоволновой концепции. На площадках текучести фазовое превращение происходит путем зарождения и распространения автоволн переключения локализованной пластичности. На участках с возрастающим коэффициентом упрочнения оно продолжается путем зарождения и движения автоволн возбуждения. Области распространения автоволн возбуждения ограничены в пространстве образца. Они задаются зонами зарождения и аннигиляции первичных автоволн переключения, которые были сформированы на площадках текучести.

Ключевые слова: TRIP-сталь, термоупругое фазовое превращение, фронты локализованной деформации, полосы Чернова–Людерса, полосы Портевена–Ле Шателье, автоволны переключения, автоволны возбуждения

Благодарности: Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-29-00171, <https://rscf.ru/project/22-29-00171/>).

Для цитирования: Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Процессы Людерса и Портевена–Ле Шателье в аустенитно-мартенситной TRIP-стали. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):673–680.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-673-680>

LÜDERS AND PORTEVIN–LE CHATELIER PROCESSES IN AUSTENITIC-MARTENSITIC TRIP STEEL

V. I. Danilov , D. V. Orlova, V. V. Gorbatenko, L. V. Danilova

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

dvi@ispms.ru

Abstract. The authors studied the nature of mobile fronts of localized deformation that generate and propagate during deformation of metastable austenitic-martensitic TRIP steel VNS9-Sh along the entire length of the loading curve from the yield point to fracture. A joint research of the nature of the deformation fronts movement and kinetics of the magnetic phase accumulation made it possible to establish that the fronts under consideration are the fronts of the thermoelastic phase transformation of metastable austenite into martensite. This transformation is realized firstly by formation of the Chernov–Lüders bands and then the Portevin–Le Chatelier bands. Both processes are consistent with staging of the deformation curve, which contains a pseudo-plateau, a section with an increasing hardening coefficient, and a section with a decreasing hardening coefficient. It is shown that the deformation-induced phase transformation corresponds to the fronts propagating on the pseudo-plateau and on the section of loading curve with an increasing hardening coefficient. The Portevin–Le Chatelier bands, which are formed in the section of the loading diagram with a decreasing hardening coefficient, are not associated with “austenite-martensite” transformation and have a twin nature. The kinetics of thermoelastic

transformation fronts, as well as deformation fronts in materials with a shear mechanism of shaping, can be described in terms of the autowave concept. On the yield plateaus, the phase transformation occurs through generation and propagation of localized plasticity switching autowaves. In the section with an increasing hardening coefficient, it continues through generation and movement of excitation autowaves. The propagation regions of excitation autowaves are limited in the sample space. They are set by the zones of origin and annihilation of primary switching autowaves which were formed on the yield plateau.

Keywords: TRIP steel, thermoelastic phase transformation, localized deformation fronts, Chernov–Lüders bands, Portevin–Le Chatelier bands, switching autowaves, excitation autowaves

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation (project No. 22-29-00171, <https://rscf.ru/project/22-29-00171/>).

For citation: Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Lüders and Portevin–Le Chatelier processes in austenitic-martensitic TRIP steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):673–680. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-673-680>

ВВЕДЕНИЕ

Использование автоволновой концепции для описания деформации Людерса в малоуглеродистой стали оказалось продуктивным [1]. Эта концепция позволила установить нелинейный вид зависимости скорости фронтов Людерса от скорости деформирования и выяснить причины этой нелинейности. Известно, что на микроскопическом уровне в малоуглеродистой стали возникновение полос Чернова–Людерса (ПЧЛ) обусловлено двумя конкурирующими процессами: термически активируемым движением дислокаций, где основными барьерами являются дислокации «леса», и их дополнительным торможением за счет осаждения на подвижных дислокациях атомов примесей внедрения (эффект динамического деформационного старения) [2–4]. Однако существуют материалы (например, сплавы с памятью формы и ряд сталей с метастабильной фазовой структурой), в которых формирование ПЧЛ на микроуровне связано не с дислокационными процессами, а с деформационно-индуцированным фазовым превращением [5–8]. Возникает вопрос, насколько применима автоволновая концепция пластического течения в этом случае.

Следуя потребностям технологической практики, разработка представлений о механизмах развития термоупругих фазовых превращений способствовала созданию TRIP-сталей (*transformation induced plasticity*), которые обладают высокой прочностью при значительной пластичности. К этому классу сталей относятся метастабильные аустенитно-ферритные [8] и аустенитно-мартенситные стали [9]. Степень реализации TRIP эффекта определяется характером изменения объемной доли метастабильного аустенита во время механической обработки. Этот процесс зависит от многих параметров, например, от ориентации кристаллической решетки, от температуры, от скорости деформирования, от степени наклепа, от неоднородности распределения легирующих элементов [10–13]. Так, авторы работы [12] показали, что разная стабильность аустенита в аустенитно-ферритных TRIP-сталях является следствием неоднородного распределения марганца. В работе [9] показано, что стабильность аустенита в аустенитно-мартенситной TRIP-стали меняется в зависимости от величины обжатия при

«теплой» прокатке. Если степень наклепа аустенитной фазы большая, то превращение протекает при высоких напряжениях и полностью завершается на площадке текучести. Если наклеп не велик, а предел текучести низкий, то на площадке текучести происходит превращение только небольшой части аустенита в мартенситную фазу. Переход в оставшихся аустенитных зернах реализуется на последующих стадиях кривой нагружения по механизму формирования и распространения полос Портевена–Ле Шателье (ПЛШ). В работе [14] отмечено, что фронты ПЧЛ и фронты полос ПЛШ представляют собой разные автоволновые моды. Так как процессы формоизменения в аустенитно-мартенситных TRIP-сталях протекают путем термоупругого превращения немагнитного аустенита в магнитную мартенситную фазу, целью настоящей работы является исследование кинетики фронтов локализованной пластической деформации одновременно с установлением закономерностей накопления мартенсита по величине намагниченности материала.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ (МЕТОДИКА) ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводились на образцах TRIP-стали ВНС9-Ш (23X15H5AM3-Ш). Пластины толщиной 1 мм в состоянии поставки подвергались аустенизации (закалке) с выдержкой в течение $\tau = 1$ ч при температуре $T = 1400$ К и охлаждением в воде. Затем проводилась многопроходная теплая прокатка при температуре 620 К с обжатием 40 %. После аустенизации сталь обладает низким пределом текучести ($\sigma_{0,2} = 250$ МПа) и высокой пластичностью ($\delta = 27$ %). Наклеп при прокатке почти в три раза повышает предел текучести ($\sigma_{0,2} = 735$ МПа), а пластичность при этом понижается до 20 %. В дальнейшем аустенизированное состояние обозначено 1, а прокатанное – 2. Химический состав стали ВНС9-Ш следующий (по массе): 0,25 % С; 14,5–16,0 % Cr; 4,8–5,8 % Ni; 2,7–3,2 % Mo; 0,03–0,07 % N; ≤ 1 % Mn; $\leq 0,6$ % Si; $\leq 0,01$ % S; $\leq 0,015$ % P.

Электроискровым методом из заготовок были вырезаны образцы типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части 40×6 мм. Образцы испытывали 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 обеспечило скорость деформирования $1,67 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

В процессе растяжения производили последовательную запись цифровых изображений деформируемого образца подобно тому, как это описано в работе [1]. Зафиксированную серию изображений использовали с целью выявления очагов локализации деформации и анализа кинетики их перемещений традиционным методом корреляции цифровых изображений (DIC) [15]. По полученным массивам данных строили хронограммы [1; 16], которые позволяли обнаруживать области зарождения, движения и аннигиляции фронтов локализованной деформации.

Изменения содержания мартенсита в образцах определялись *in situ* по результатам измерения намагниченности материала на многофункциональном вихретоковом приборе МВП-2М. Использование метода магнитных измерений позволяет количественно определять объемную долю магнитной фазы без необходимости приостанавливать механические испытания. Датчик магнитных измерений в течение всего времени нагружения контактировал с рабочей частью образца. Диаметр шупа датчика – 2 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены деформационные кривые $\sigma(\epsilon)$ и соответствующие им изменения коэффициента деформационного упрочнения $\theta(\epsilon) = d\sigma/d\epsilon(\epsilon)$ в образ-

цах в состояниях 1 и 2. Совместный анализ этих двух зависимостей позволил выделить пять характерных участков: I, II, III_i, III_d, III_j. Участок I (0 – t_1) соответствует упругому нагружению и микропластичности (для состояния 1 на зависимости $\theta(\epsilon)$ он не показан. Участок II (t_1 – t_2) включает в себя слабо выраженный зуб и несовершенную площадку текучести (*pseudo-plateau* по терминологии работы [16]). После участка II начинается нелинейная стадия III с положительным коэффициентом упрочнения. На участке III_i (t_2 – t_3) коэффициент упрочнения возрастает от нуля до максимального значения. Участок III_d (t_3 – t_8) характеризуется снижением коэффициента упрочнения от максимального значения до нуля. Фактически участок III_d соответствует традиционной параболической деформационной кривой, которая обычно описывается уравнением Холломона–Людвика $\sigma = \sigma_0 + K\epsilon^n$ ($n < 1$) (где K – коэффициент деформационного упрочнения; n – показатель деформационного упрочнения). В аустенизированном состоянии 1 на фоне этой кривой наблюдаются скачки напряжения (участок III_j, t_j – t_8). В таблице приведены значения времени и деформации, соответствующие границам стадий и участков.

Магнитные измерения в ходе испытаний образца на растяжение позволили описать процесс накопления мартенситной фазы и, соответственно, уменьшение объемной доли метастабильного аустенита. В ходе деформирования содержание аустенитной фазы в стали в состоянии 1 уменьшилось с 93 % примерно до 30 %, а в состоянии 2 – с 80 % примерно до 40 % (рис. 2).

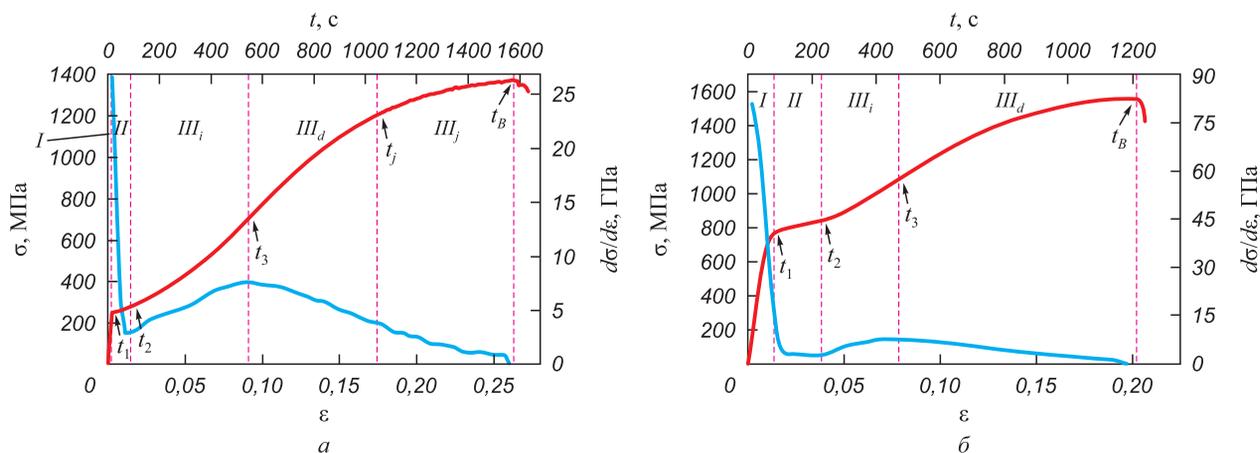


Рис. 1. Деформационная кривая и коэффициент упрочнения стали ВНС9-Ш в состояниях 1 (а) и 2 (б)

Fig. 1. Stress-strain curve and hardening coefficient of VNS9-Sh steel in states 1 (a) and 2 (b)

Продолжительности стадий кривой нагружения

Duration of loading curve stages

Состояние	$t_1, \text{ с}$	ϵ_1	$t_2, \text{ с}$	ϵ_2	$t_3, \text{ с}$	ϵ_3	$t_j, \text{ с}$	ϵ_j	$t_8, \text{ с}$	δ
1	18	0,003	90	0,015	545	0,090	1050	0,175	1575	0,265
2	83	0,014	227	0,078	470	0,078	–	–	1214	0,202

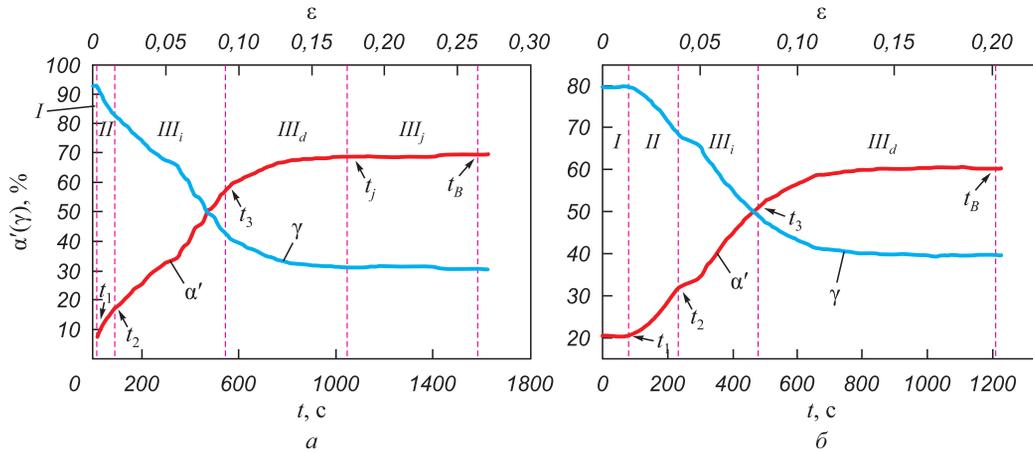


Рис. 2. Изменение в процессе деформации фазового состава стали ВНС9-Ш в состояниях 1 (а) и 2 (б)

Fig. 2. Variation in phase composition of VNS9-Sh steel during deformation in states 1 (a) and 2 (б)

Как установлено в работе [17], деформация TRIP-сталей развивается локализованно путем формирования и движения деформационных фронтов. В представляемой работе удалось показать, что кинетика деформационных фронтов согласована не только со стадиями кривой упрочнения, но и с изменениями фазового состава.

На рис. 3 показаны начальные части хронограмм движения деформационных фронтов в TRIP-стали в состояниях 1 и 2. Хронограммы ограничены временем 810 с (состояние 1) и 1150 с (состояние 2) в связи с тем, что амплитуды деформации фронтов в зоне разрушения намного выше, чем на *pseudo-plateau*, что создает резко неоднородный контраст и усложняет восприятие фронтов на начальном этапе деформирования. Видно, что на всех участках, кроме участка I, происходит движе-

ние фронтов локализованной деформации. На стадии *pseudo-plateau* в обоих состояниях формируются ПЧЛ (обозначены A, B, C и A, B, C, D, E для состояний 1 и 2 соответственно).

Хронограмма рис. 3, а (состояние 1) демонстрирует, что на зубе текучести в момент времени t_1 зародилась A полоса Людерса. Полосы B и C сформировались позднее. Фронты (границы) этих полос попарно движутся навстречу друг другу и аннигилируют в момент времени t_2 . К этому моменту все рабочее пространство перешло в пластически деформированное состояние. Области аннигиляции фронтов Людерса в дальнейшем играют очень важную роль.

На всех участках нелинейной стадии III также происходит движение фронтов локализованной деформации (рис. 3, а). Но вначале они зарождаются и распростра-

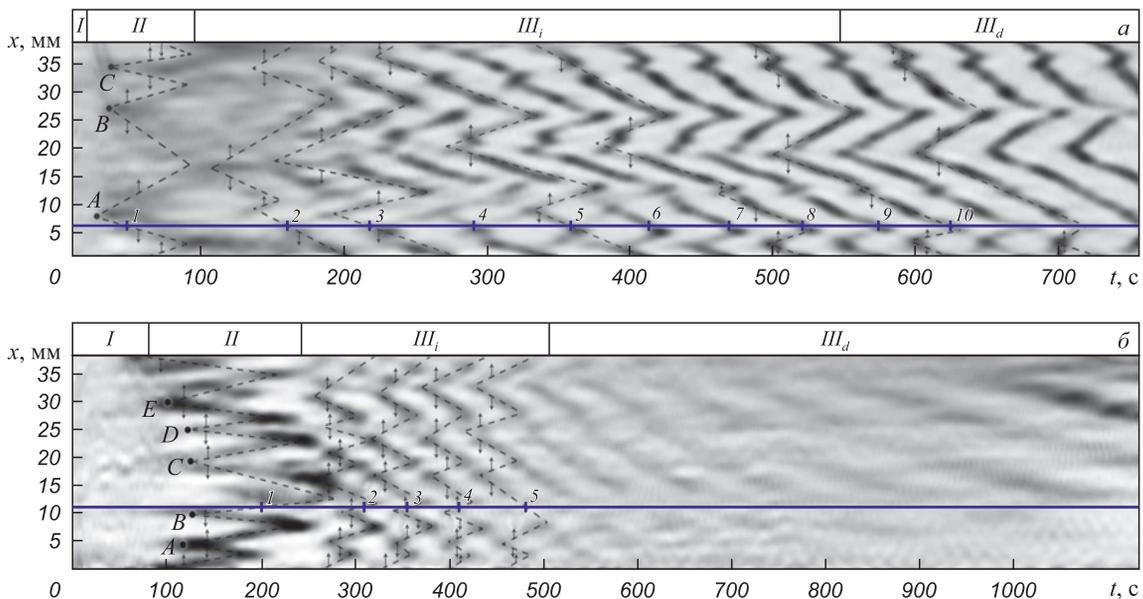


Рис. 3. Хронограммы распространения фронтов фазового превращения в стали ВНС9-Ш в состояниях 1 (а) и 2 (б)

Fig. 3. Chronograms of phase transformation fronts propagation in VNS9-Sh steel in states 1 (a) and 2 (б)

няются в пределах, ограниченных зонами аннигиляции фронтов Людерса. Движение деформационных фронтов на стадии III происходит так, что в целом они проходят весь образец по нескольку раз. Когда начинается участок III_j, области аннигиляции фронтов Людерса перестают играть роль границ для движения деформационных фронтов на стадии III.

В состоянии 2 (рис. 3, б) на участке pseudo-plateau ситуация подобна описанной для состояния 1 за исключением того, что зарождается больше ПЧЛ. Зоны аннигиляции фронтов Людерса также играют роль ограничителей для движения деформационных фронтов на III стадии. Однако здесь такие фронты движутся только до момента времени примерно 700 с. В дальнейшем локализация деформации на макроуровне отсутствует до начала образования шейки разрушения при t₈ = 1214 с.

Ранее в работе [17] было сделано предположение, что наблюдаемые фронты локализованной деформации обусловлены развитием фазового превращения γ → α'. Если это предположение справедливо, то накопление мартенситной фазы должно коррелировать с кинетикой фронтов деформации. На рис. 3 горизонтальными синими линиями отмечены координаты закрепления датчика магнитных измерений на рабочей части образца, цифрами обозначены моменты прохождения фронтов локализованной деформации через эту координату. Когда деформационный фронт проходит через указанную точку, скорость накопления деформации dε/dt в ней резко возрастает, что можно видеть на рис. 4. Момент времени 1 (состояние 1) соответствует (рис. 4, а) прохождению через щуп магнитного датчика фронта А полосы Людерса, а остальные (2 – 10) – прохождению фронтов локализованной деформации на стадии III.

На рис. 4, а также представлена зависимость скорости накопления мартенситной фазы от времени в состоянии 1. Четко видно, что прохождению фронта А

полосы Людерса в момент времени 1 соответствует максимум скорости образования магнитной фазы α'-мартенсита. По оценкам на pseudo-plateau образуется до 10 % магнитной фазы. Остальное превращение γ → α' происходит в основном на нелинейном участке III_i в условиях возрастающего коэффициента упрочнения. Здесь тоже максимумам скорости образования мартенсита соответствуют моменты времени 2 – 10, когда через щуп проходят деформационные фронты. Наибольшие скорости превращения наблюдаются в моменты прохождения фронтов 5 – 8. В целом, на участке III_i образуется примерно 50 % мартенситной фазы. С началом участка III_d (t₃ = 545 с) скорость превращения резко уменьшается, а соответствие между временем прохождения деформационных фронтов и максимумом скоростей γ → α' превращения нарушается. К началу участка III_j (t_j = 1050 с) скорость γ → α' превращения становится практически нулевой (рис. 4, а), а содержание α'-мартенсита достигает 69 % и далее почти не меняется (рис. 2). При этом деформационные фронты продолжают распространяться, а их амплитуды даже увеличиваются (рис. 3, а и 4, а).

В состоянии 2 (рис. 4, б) ситуация в целом подобна. Однако на pseudo-plateau (участок II) образуется заметно больше мартенсита (≈15 %). Кроме того, хотя в состоянии 2 продолжительность участка III_i существенно меньше, на нем образовалось почти 40 % мартенсита. Здесь также максимумам скорости образования α'-фазы отвечает прохождение деформационных фронтов через щуп магнитного датчика. С началом участка III_d, как и в состоянии 1, скорость превращения резко уменьшается до нуля. Синхронность между максимумами скоростей γ → α' и временами прохождения деформационных фронтов нарушается, а количество мартенсита, достигнув 60 %, далее не меняется (рис. 4, б и рис. 2). Следует отметить, что в состоянии 2 на участке III_d движения деформационных фронтов не происходит, скачки напряжения отсутствуют, диа-

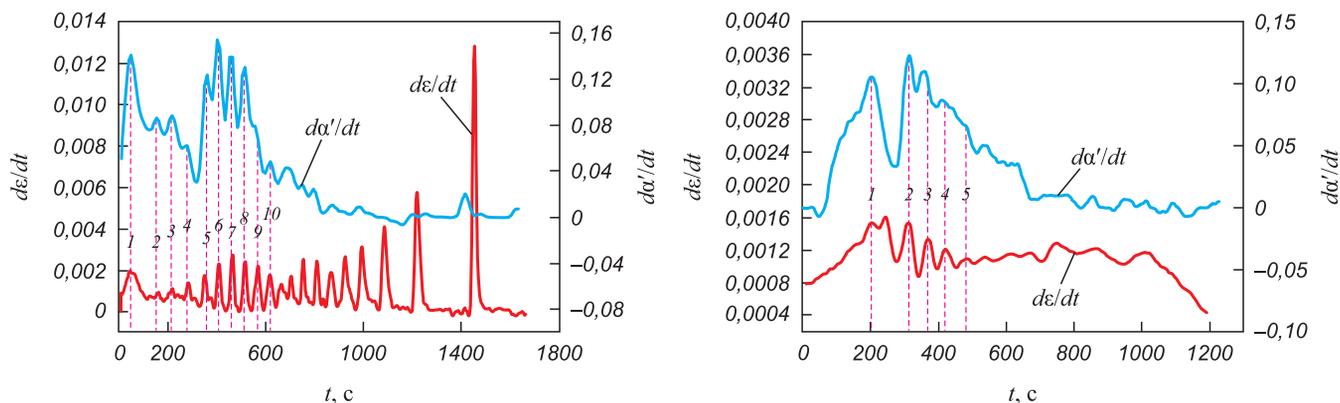


Рис. 4. Скорости накопления локальной деформации dε/dt и мартенсита dα'/dt в точке контакта датчика магнитных измерений: а – состояние 1; б – состояние 2

Fig. 4. Accumulation rates of local deformation dε/dt and martensite dα'/dt at contact point of the magnetic measurement sensor: а – state 1; б – state 2

грамма $\sigma(\epsilon)$ остается гладкой вплоть до разрушения (рис. 1, б и рис. 3, б).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Термоупругое мартенситное превращение в исследуемой TRIP-стали может реализовываться на протяжении всего процесса деформирования от предела текучести и до разрушения. Однако последовательность макроскопических проявлений и полнота протекания этого процесса зависят от многих внешних факторов. Например, авторы работы [10] показали, что $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение в стали ВНС9-Ш никогда не проходит до конца. Чем больше скорость деформирования и чем выше температура испытания, тем больше остается «стабильного» по терминологии авторов аустенита. При комнатной температуре и скорости растяжения примерно 10^{-4} с^{-1} его сохраняется около 70 %. Эти данные согласуются с результатами, полученными в настоящей работе.

Обычно утверждается, что термоупругое превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$ в TRIP-сталях в основном реализуется путем формирования ПЧЛ [7; 10], а затем продолжается в виде эффекта Портевена–Ле Шателье [7; 10; 17]. Результаты настоящей работы в целом соответствуют данной концепции. Однако в предшествующей работе [18] показано, что при высоком уровне наклепа метастабильного аустенита превращение может полностью завершиться путем формирования ПЧЛ на площадке текучести. Дальнейшее деформирование происходит без участия фазового превращения.

По результатам настоящей работы (ВНС9-Ш в состоянии 1, низкий предел текучести) установлено, что после деформации Людерса фазовое превращение действительно продолжается путем формирования и распространения полос ПЛШ, но только пока происходит рост коэффициента деформационного упрочнения. После перехода к участку деформационной кривой с убывающим коэффициентом упрочнения превращение затухает и на участке скачкообразной деформации вообще прекращается. Наблюдаемая далее прерывистая текучесть не связана с фазовым превращением и объясняется, по-видимому, как в стабильных аустенитных сталях, двойникованием [19]. Когда исследуемая сталь находилась в состоянии 2 (высокий предел текучести), фазовое превращение также происходило путем формирования и ПЧЛ, и полос ПЛШ. Однако последние наблюдались только на участке диаграммы нагружения с возрастающим коэффициентом упрочнения. В дальнейшем деформация развивалась монотонно.

Как указывалось в работах [18; 20], кинетика деформационных фронтов в материалах с деформационно-индуцированным фазовым превращением может быть описана с помощью автоволновой теории [21; 22]. Фронты ПЧЛ в данной концепции представляют собой автоволны переключения локализованной пластичности.

Автоволны переключения проходят по нагружаемому объекту однократно и переводят его из упруго напряженного в пластически деформированное состояние. Эти автоволны формируются в средах с бистабильными активными элементами, то есть с релаксаторами, которые могут срабатывать однократно.

Деформируемое тело может представлять собой среду с возбудимыми активными элементами, которые (в отличие от бистабильных) за счет внешнего воздействия по прошествии времени рефрактерности способны вновь перейти в состояние возбуждения и опять релаксировать. В этом случае формируются автоволны возбуждения локализованной пластичности, которые способны проходить по деформируемому объекту многократно. Таковыми являются фронты полос ПЛШ.

В рамках автоволновой теории полученные результаты можно трактовать следующим образом. На *pseudo-plateau* формируется несколько ПЧЛ, подвижные границы которых представляют собой автоволны переключения. Эти автоволны частично переводят материал из метастабильного аустенитного состояния в стабильное мартенситное. В областях зарождения и аннигиляции автоволн состояние материала изменилось кардинально, поэтому образец оказался разбит на отдельные относительно обособленные участки. Особенностью термоупругого фазового превращения является то, что оно самоблокируется за счет действия внутренних напряжений, но при последующем росте внешних напряжений может продолжиться. Поэтому области зарождения и аннигиляции первичных автоволн, где состояние материала наиболее искажено, становятся источниками новых фронтов фазового превращения, то есть вторичных автоволн возбуждения. Эти волны распространяются в пределах образовавшихся обособленных участков, не переходя их границ. Данный процесс многократно повторяется, пока имеется способный к превращению аустенит. Как показывают магнитные измерения, $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение прекращается, когда начинается участок III_d . В это же время перестают играть роль границы обособленных участков и деформационные фронты свободно проходят через все сечение образца. Такие фронты тоже представляют собой автоволны возбуждения, но физическая природа у них другая. Они отражают не эстафетное фазовое превращение, а сдвиговые процессы, по-видимому, двойникового характера.

Выводы

Пластическая деформация TRIP-стали ВНС9-Ш может протекать локализованно на всем протяжении деформационной кривой от предела текучести до разрушения. Вначале происходит зарождение и распространение автоволн переключения локализованной пластичности, которые обусловлены деформационно-индуцированным превращением метастабильного

аустенита в α' -мартенсит. Превращение продолжается путем распространения автоволн возбуждения локализованной пластичности между границами, заданными первичными автоволнами переключения. После исчерпания способного к превращению аустенита деформация стали происходит по дислокационному или двойниковому механизмам.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Кинетика деформации Людера как автоволнового процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(4):261–267. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>
Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Kinetics of Lüders deformation as an autowave process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(4):261–267. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-261-267>
2. Фридель Ж. *Дислокации*. Москва: Мир; 1967:626.
Friedel J. *Dislocations*. Pergamon, London; Addison-Wesley; 1964.
3. Hall E.O. *Yield Point Phenomena in Metals and Alloys*. N.Y.: Plenum Press; 1970:296.
4. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht: Springer; 2013:634.
5. Show J.A., Kyriakides S. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in NiTi alloy. *Acta Materialia*. 1997;45(2):683–700. [http://doi.org/10.1016/S1359-6454\(96\)00189-9](http://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00189-9)
6. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. *Progress in Materials Science*. 2005; 50(5):511–678. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001>
7. Luo H.W., Dong H., Huang M.X. Effect of intercritical annealing on the Lüders strains of medium Mn transformation-induced plasticity steels. *Materials & Design*. 2015;83: 42–48. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.085>
8. Wang X.G., Liu C.H., He B.B., Jiang C., Huang M.X. Microscopic strain partitioning in Lüders band of an ultra-fine-grained medium Mn steel. *Materials Science and Engineering A*. 2019;761:138050. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138050>
9. Terent'ev V.F., Slizov A.K., Sirotinkin V.P., Prosvirnin D.V., Kobeleva L.I., Eliseev E.A., Rybal'chenko O.V., Ashmarin A.A. Effect of the removal of the surface layer of a TRIP steel sheet on its phase composition after static tension at various strain rates. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016;(1): 34–38. <https://doi.org/10.1134/S0036029516010122>
10. Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Блинова Е.Н., Титов Д.Д., Блинов В.М., Слизов А.К., Севальнева Т.Г. Исследование зависимости механических свойств и структуры трип-стали ВНС9-Ш от температуры отпуска. *Деформация и разрушение материалов*. 2018;(6):20–25.
Terent'ev V.F., Ashmarin A.A., Blinova E.N., Titov D.D., Blinov V.M., Slizov A.K., Seval'neva T.G. Mechanical properties and structure of a VNS9-Sh steel as functions of the tempering temperature. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2019; 2019(4):403–408. <https://doi.org/10.1134/S0036029519040293>
11. Tilak Kumar J.V., Sudha J., Padmanabhan K.A., Frolova A.V., Stolyarov V.V. Influence of strain rate and strain at temperature on TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;777:139046. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139046>
12. Cai Z.H., Ding H., Misra R.D.K., Ying Z.Y. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content. *Acta Materialia*. 2015;84:229–236. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.052>
13. Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;795:140023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
14. Зувев Л.Б., Данилов В.И., Данилова Л.В., Горбатенко В.В. Деформируемый материал как нелинейная активная среда. *Известия вузов. Физика*. 2022;65(2):89–97. <http://dx.doi.org/10.17223/00213411/65/2/89>
Zuev L.B., Danilov V.I., Danilova L.V., Gorbatenko V.V. Deformable material as a nonlinear active medium. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2022;65(2):89–97. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.17223/00213411/65/2/89>
15. Sutton M.A. Digital image correlation for shape and deformation measurements. In: *Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics*. Springer Handbooks. Sharpe W. ed. Springer: Boston, MA; 2008:565–600. https://doi.org/10.1007/978-0-387-30877-7_20
16. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension. *Materials Letters*. 2008;57(29):4535–4539. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(03\)00358-6](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(03)00358-6)
17. Callahan M., Hubert O., Hild F., Perlade A., Schmitt J.-H. Coincidence of strain-induced TRIP and propagative PLC bands in medium Mn steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;704:391–400. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.042>
18. Orlova D.V., Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. The effect of preliminary thermomechanical processing on the kinetics of localized plasticity autowaves in TRIP steel. *Metals*. 2020;10(11):1494. <https://doi.org/10.3390/met10111494>
19. Karaman I., Sehitoglu H., Maier H.J., Chumlyakov Yu.I. Competing mechanisms and modeling of deformation in austenitic stainless steel single crystals with and without nitrogen. *Acta Materialia*. 2001;49(19):3919–3933. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00296-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00296-8)
20. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Автоволны переключения в материалах с дислокационным и мартенситным механизмами пластичности. *Известия вузов. Физика*. 2020;63(6(750)):37–42. <https://doi.org/10.1007/s11182-020-02121-4>
Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Switching autowaves in materials with dislocations and martensitic transformations. *Russian Physics Journal*. 2020;63:940–946. <https://doi.org/10.1007/s11182-020-02121-4>
21. Krinsky V.I. *Self-Organization: Autowaves and Structures Far from Equilibrium*. Berlin: Springer-Verlag; 1984:270.
22. Лоскутов А.Ю., Михайлов А.С. *Основы теории сложных систем*. Москва-Ижевск: ИКИ; 2007:612.

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

Вадим Владимирович Горбатенко, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-6464-6159

E-mail: gvv@ispms.ru

Лидия Владиславовна Данилова, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-4124-0516

E-mail: dlv@ispms.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 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 Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0068-2542

E-mail: dvo@ispms.ru

Vadim V. Gorbatenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-6464-6159

E-mail: gvv@ispms.ru

Lidiya V. Danilova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Junior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4124-0516

E-mail: dlv@ispms.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.

В. В. Горбатенко – проведение механических испытаний и регистрация эволюции картин локализованной пластичности, анализ и обсуждение хронограмм.

Л. В. Данилова – математическая обработка экспериментальных данных, построение и анализ корреляционных зависимостей.

V. I. Danilov – formation of the main concept of the article, revising and writing final version of the manuscript.

D. V. Orlova – analysis and discussion of experimental results, writing the draft version of the manuscript.

V. V. Gorbatenko – carrying out mechanical tests and registration of the evolution of patterns of localized plasticity, analysis and discussion of chronograms.

L. V. Danilova – mathematical processing of experimental data, construction and analysis of correlation dependencies.

Поступила в редакцию 30.01.2023

После доработки 12.06.2023

Принята к публикации 09.10.2023

Received 30.01.2023

Revised 12.06.2023

Accepted 09.10.2023



УДК 538.951

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-681-687

Оригинальная статья
Original article

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТА ПРИ НАЛИЧИИ В КРИСТАЛЛЕ ПОРЫ ИЛИ ВАКАНСИЙ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

И. В. Зоря¹, Г. М. Полетаев², Р. Ю. Ракитин³

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

² Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)

³ Алтайский государственный университет (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, Комсомольский пр., 100)

✉ zorya.i@mail.ru

Аннотация. Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния поры разного диаметра, а также соответствующей концентрации отдельных вакансий на теоретическую прочность аустенита при разной температуре. Деформация в модели осуществляется путем сдвига с постоянной скоростью 20 м/с. Рассматривается сдвиг вдоль двух направлений: $[\bar{1}12]$ и $[111]$. Расчетная ячейка аустенита имеет форму прямоугольного параллелепипеда длиной 14,0 нм, высотой 14,0 нм и шириной 5,1 нм. Для описания межатомных взаимодействий использовался ЕАМ потенциал Лау, хорошо воспроизводящий структурные, энергетические и упругие характеристики аустенита. Кривые напряжение – деформация, полученные для обоих рассматриваемых направлений сдвига, имеют аналогичный вид. В отсутствие источников дислокаций пластическая деформация осуществляется путем формирования дислокационных диполей (дислокаций с противоположными векторами Бюргерса). Наличие поры существенно снижает предельную прочность аустенита. Обнаружено, что случайно разбросанные по объему расчетной ячейки одиночные вакансии также приводят к снижению предельной прочности, но, естественно, не так сильно, как пора. Испускание дислокаций порой при деформации происходит путем формирования дислокационных петель, как правило, сразу в двух плоскостях скольжения. Сильнее влияние поры и вакансий на предельную прочность наблюдается при низких температурах. При увеличении температуры влияние дефектов на критическое напряжение, при котором происходит образование дислокаций, снижается. С увеличением размера поры, как и концентрации вакансий, прочность уменьшается. При этом наиболее сильная зависимость наблюдается для пор диаметром до 1 нм. Влияние концентрации вакансий в рассматриваемом диапазоне на предельную прочность оказалось сравнительно более плавное и почти линейное.

Ключевые слова: молекулярная динамика, аустенит, дислокация, пора, вакансия, теоретическая прочность

Для цитирования: Зоря И.В., Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю. Теоретическая прочность аустенита при наличии в кристалле поры или вакансий: молекулярно-динамическое исследование. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(6):681–687.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-681-687>

THEORETICAL STRENGTH OF AUSTENITE IN THE PRESENCE OF A PORE OR VACANCIES IN THE CRYSTAL: MOLECULAR DYNAMICS STUDY

I. V. Zorya¹, G. M. Poletaev², R. Yu. Rakitin³

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

² Polzunov Altai State Technical University (46 Lenina Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

³ Altai State University (100 Komsomol'skii Ave., Barnaul, Altai Territory 656038, Russian Federation)

✉ zorya.i@mail.ru

Abstract. The molecular dynamics method was used to study the influence of pores of different diameters, as well as the corresponding concentration of individual vacancies, on the theoretical strength of austenite at different temperatures. The deformation in the model was carried out by shear at a constant rate of 20 m/s. We considered a shear along two directions: $[\bar{1}12]$ and $[111]$. The computational austenite cell had the shape of a rectangular parallelepiped 14.0 nm long, 14.0 nm high, and 5.1 nm wide. To describe interatomic interactions, the Lau EAM potential was used, which reproduces

well the structural, energy, and elastic characteristics of austenite. The stress-strain curves obtained for both considered shear directions had a similar form. In the absence of dislocation sources, plastic deformation was carried out by the formation of dislocation dipoles (dislocations with opposite Burgers vectors). The presence of a pore significantly reduced the yield strength of austenite. In this case, it was found that single vacancies randomly scattered over the volume of the computational cell also lead to a decrease in the yield strength, but, of course, not as much as the pore. The emission of dislocations during deformation occurred by the formation of dislocation loops, as a rule, in two slip planes at once. The effect of pores and vacancies on the yield strength was stronger at low temperatures. As the temperature increased, the effect of defects on the critical stress at which dislocations were formed decreased. With an increase in the pore size, as well as the concentration of vacancies, the yield strength decreased. In this case, the strongest dependence was observed for pores up to 1 nm in diameter. The influence of the concentration of vacancies in the considered range on the yield strength turned out to be comparatively smoother and almost linear.

Keywords: molecular dynamics, austenite, dislocation, pore, vacancy, theoretical strength

For citation: Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Theoretical strength of austenite in the presence of a pore or vacancies in the crystal: molecular dynamics study. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):681–687. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-681-687>

ВВЕДЕНИЕ

При пластической деформации в качестве источников дислокаций в поликристаллических материалах помимо границ раздела (границ зерен и их тройных стыков, межфазных границ, поверхностей) важную роль играют поры и микропустоты [1–3]. Однако работ, посвященных исследованию механизмов пластической деформации на атомном уровне с участием пор, сравнительно немного. К настоящему времени с помощью компьютерного моделирования показано, что испускание дислокаций порами при деформации происходит за счет формирования дислокационных петель [3–6], причем авторы работ [5; 6] утверждают, что в ГЦК кристаллах при этом петли формируются одновременно в двух плоскостях скольжения. С увеличением размера поры уменьшается критическое напряжение, при котором происходит образование дислокации [5; 6].

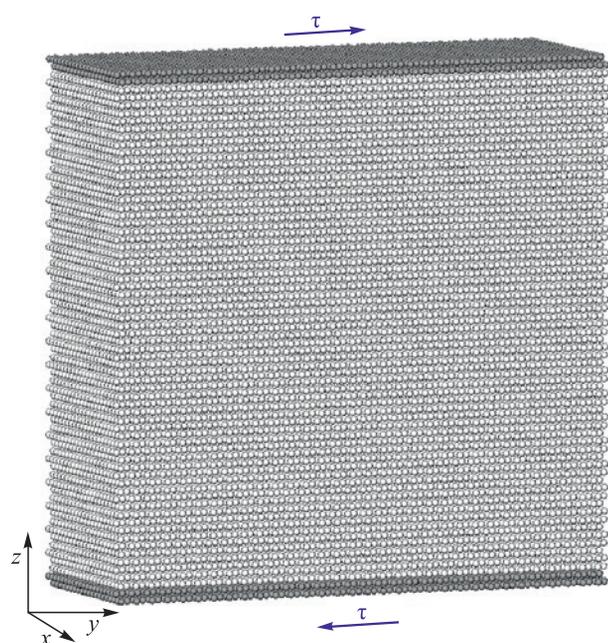


Рис. 1. Расчетная ячейка для моделирования сдвига вдоль оси y (направления $[\bar{1}\bar{1}2]$) в ГЦК железе

Fig. 1. Calculation cell for modeling the shift along the y axis (direction $[\bar{1}\bar{1}2]$) in the FCC iron

Точечные дефекты, например решеточные вакансии, также, очевидно, приводят к снижению теоретической прочности, однако влияние их концентрации на прочность изучено недостаточно, особенно в сравнении с влиянием их скоплений, в частности, пор. Настоящая работа посвящена сравнительному исследованию методом молекулярной динамики влияния вакансий и поры на теоретическую прочность аустенита в зависимости от температуры и концентрации вакансий или размера поры. Интерес к аустениту вызван тем, что он является основой многих сталей, имеющих большое практическое значение, например, стали Гадфильда [7; 8]. Кроме того, качественные результаты, полученные для аустенита в настоящей работе, очевидно, можно будет распространить на другие металлы с ГЦК кристаллической решеткой.

Ранее [9] методом молекулярной динамики было проведено исследование скорости скольжения краевой и винтовой дислокаций в аустените и стали Гадфильда в зависимости от температуры и скорости деформирования. Была рассчитана энергия образования рассматриваемых дислокаций. Настоящее исследование является продолжением работы [9].

ОПИСАНИЕ МОДЕЛИ

Расчетная ячейка аустенита в молекулярно-динамической модели имела форму прямоугольного параллелепипеда (рис. 1) длиной 14,0 нм, высотой 14,0 нм и шириной 5,1 нм. Количество атомов изначально составляло 87 040. Ориентация координатных осей соответствовала следующим кристаллографическим направлениям в ГЦК решетке: $x - [\bar{1}10]$, $y - [\bar{1}\bar{1}2]$, $z - [111]$. В работе рассматривался сдвиг вдоль двух направлений: оси y (как показано на рис. 1) и оси z . Сдвиг в модели инициировался путем смещения атомов в приграничных областях (на рис. 1 выделены темно-серым цветом). Атомы в этих областях на противоположных сторонах расчетной ячейки в процессе компьютерного эксперимента перемещались в противоположных направлениях с постоянной скоростью 20 м/с. В работе [9] при моделировании особенностей скольжения дислокации в аустените это значение было

выбрано как оптимальное для моделирования сдвига методом молекулярной динамики. Движение остальных атомов в расчетной ячейке никак не ограничивалось, оно описывалось классическими уравнениями движения Ньютона. Граничные условия вдоль остальных осей использовались периодические.

Для описания межатомных взаимодействий в аустените использовался ЕАМ потенциал Лау [10], хорошо воспроизводящий структурные, энергетические и упругие характеристики аустенита [10; 11]. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики составлял 2 фс [12 – 14]. Температуру задавали через начальные скорости атомов согласно распределению Максвелла. При задании температуры обязательным являлся учет теплового расширения кристаллической решетки [13 – 15]. Для используемого в работе потенциала межатомного взаимодействия коэффициент теплового расширения равен $18 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, что хорошо согласуется со справочными данными [11]. Для сохранения температуры постоянной в процессе моделирования использовался термостат Нозе-Гувера. На всем интервале варьирования температуры (от 100 до 1500 К) тип кристаллической решетки ГЦК сохранялся постоянным, полиморфное превращение в настоящей работе не учитывалось.

Пора создавалась в центре расчетной ячейки путем удаления атомов в сферической области. Диаметр поры варьировался в пределах 0,6 – 2,0 нм. Вакансии вводились путем удаления случайных атомов по всему объему расчетной ячейки, кроме приграничных слоев (на рис. 1 выделены темно-серым). Рассматриваемые значения концентрации вакансий соответствовали количеству удаленных атомов при создании пор. После введения дефектов следовала процедура релаксации структуры до достижения равновесного состояния.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 изображены зависимости напряжение – деформация для двух рассматриваемых ориентаций сдвига с постоянной скоростью 20 м/с при температуре 300 К для бездефектного кристалла (1), кристалла, содержащего 79 случайно разбросанных по объему вакансий (2), и кристалла, содержащего пору диаметром 1,2 нм (3). Количество вакансий было равно количеству удаленных атомов при создании рассматриваемой поры и соответствовало в данном случае концентрации 0,09 %.

Теоретическая прочность кристаллов металлов на сдвиг, как известно, очень высока и может достигать более 10 ГПа [1; 5; 6; 16; 17]. Введение всего одной дислокации в чистый кристалл в молекулярно-динамической модели снижает прочность до нескольких сотен МПа [18]. Как видно из рис. 2, пластическая деформация в чистом кристалле аустенита при температуре 300 К начиналась при сдвиге как вдоль оси y , так и вдоль оси z , примерно при том же значении деформации

(12,0 – 12,5 %) и напряжения (9,0 – 9,5 ГПа). Следует подчеркнуть, что идеальный кристалл изначально не содержал каких-либо источников образования дислокаций, даже свободной поверхности. В связи с этим область упругой деформации была сравнительно очень большой.

В отсутствие источников дислокаций пластическая деформация осуществлялась путем формирования дислокационных диполей (дислокаций с противоположными векторами Бюргерса). Полные дислокации сразу формировались в виде пары частичных дислокаций Шокли, разделенных дефектом упаковки. Расстояние между частичными дислокациями, как правило, составляло несколько нанометров, что согласуется с результатами моделирования других авторов [19 – 21]. Наряду с дислокационными диполями, при дальнейшей деформации интенсивно проходил также процесс образования деформационных двойников.

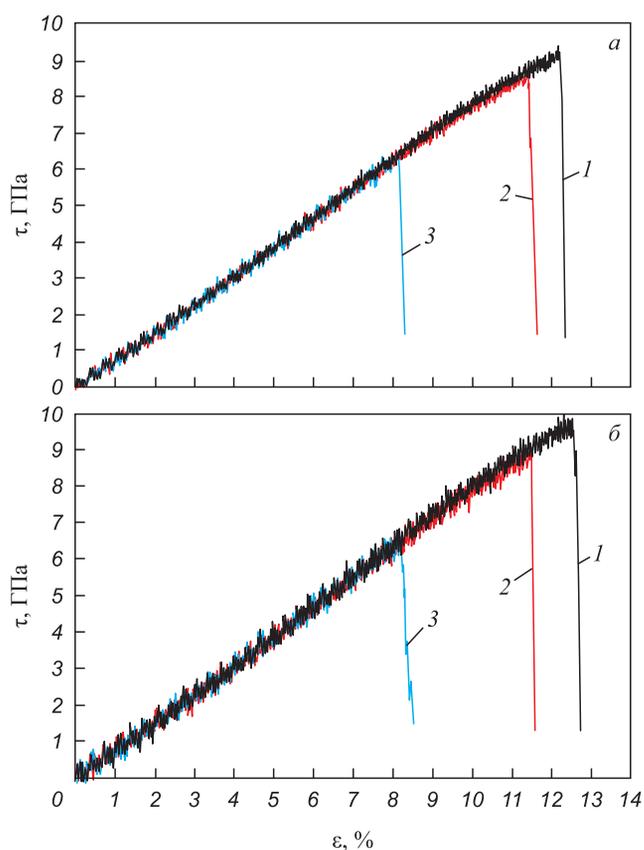


Рис. 2. Зависимости напряжение – деформация при температуре 300 К при сдвиге вдоль оси y (направления $[\bar{1}\bar{1}2]$) (а) и при сдвиге вдоль оси z (направления $[111]$) (б): 1 – в чистом кристалле ГЦК железа; 2 – при наличии 79 вакансий, случайно разбросанных по объему расчетной ячейки; 3 – при наличии поры диаметром 1,2 нм

Fig. 2. Stress – strain dependences at a temperature of 300 K when shifted along the y axis (direction $[\bar{1}\bar{1}2]$) (a) and when shifted along the z axis (direction $[111]$) (b): 1 – in a pure FCC iron crystal; 2 – in the presence of 79 vacancies, randomly scattered over the volume of the calculation cell; 3 – in the presence of a pore with a diameter of 1.2 nm

Как можно видеть на рис. 2, наличие поры диаметром 1,2 нм существенно снижает теоретическую прочность: пластический сдвиг и образование дислокаций происходят при существенно более низких значениях деформации и напряжения (примерно 8,5 % и 6 ГПа соответственно). При этом случайно разбросанные по объему расчетной ячейки вакансии при том же количестве, что и в поре, влияют на предел прочности значительно слабее, однако, что является интересным результатом, все же снижают его: дислокации образуются при деформации примерно 11,5 % и напряжении 8,5 ГПа. Таким образом, даже простые точечные дефекты (вроде вакансий) снижают теоретическую прочность кристалла.

Испускание дислокаций порой при деформации происходило путем формирования дислокационных петель, что согласуется с результатами моделирования других авторов [3 – 6]. Примеры образования подобных петель из поры диаметром 1,2 нм при сдвиге вдоль осей y и z приведены на рис. 3. Можно видеть, что петли формируются в двух плоскостях скольжения, на что указывали также авторы работ [5; 6]. Для изображения дислокаций в расчетной ячейке использовался визуализатор среднего расстояния до ближайших атомов (дает представление о наличии локального растяжения и косвенно о распределении свободного объема). Для каждого атома проводили расчет среднего расстояния до ближайших атомов. Если среднее расстояние незначительно отличалось от расстояния, соответствующего идеальному

кристаллу, атом не выделяли цветом; в противном случае атом закрашивали в тот или иной оттенок.

Температура, как известно, влияет на упругие свойства материала и вероятность образования дислокаций при деформации. Модули упругости в широком диапазоне температур уменьшаются с ростом температуры почти линейно [22 – 24], что обычно связывают с тепловым расширением [22]. Пластическая деформация с ростом температуры в большинстве материалов начинается при меньших значениях напряжения [24 – 26].

На рис. 4 изображены зависимости предельной прочности от температуры при сдвиге вдоль осей y и z . Зависимости приведены для бездефектного кристалла (1), кристалла, содержащего 79 случайно разбросанных по объему вакансий (2), и кристалла, содержащего пору диаметром 1,2 нм (3). Во всех случаях с ростом температуры действительно прочность падает. При этом следует отметить важную особенность: при повышении температуры степень влияния дефектов на теоретическую прочность снижается. Отличия значений предельной прочности для случаев с бездефектным кристаллом, с вакансиями и порой уменьшаются с ростом температуры, стремясь к одному значению (пересечения зависимостей, видимо, следует ожидать при температуре плавления).

На рис. 5 изображены зависимости предельной прочности при температуре 300 К при сдвиге вдоль осей y и z (рис. 5, б) от количества (%) удаленных из

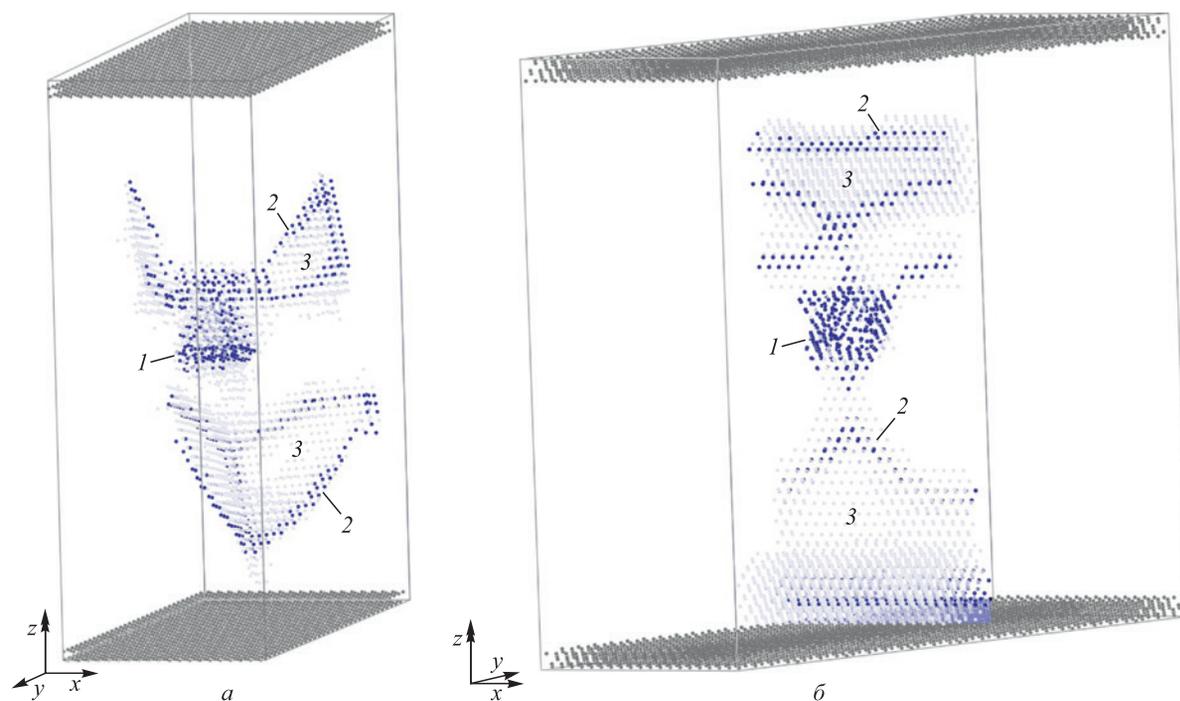


Рис. 3. Испускание дислокаций порой в виде дислокационных петель при сдвиге вдоль оси y (а) и оси z (б): 1 – пора; 2 – частичная дислокация; 3 – дефект упаковки

Fig. 3. Emission of dislocations by a pore in the form of dislocation loops when shifted along the y axis (а) and when shifted along the z axis (б): 1 – pore; 2 – partial dislocation; 3 – packaging defect

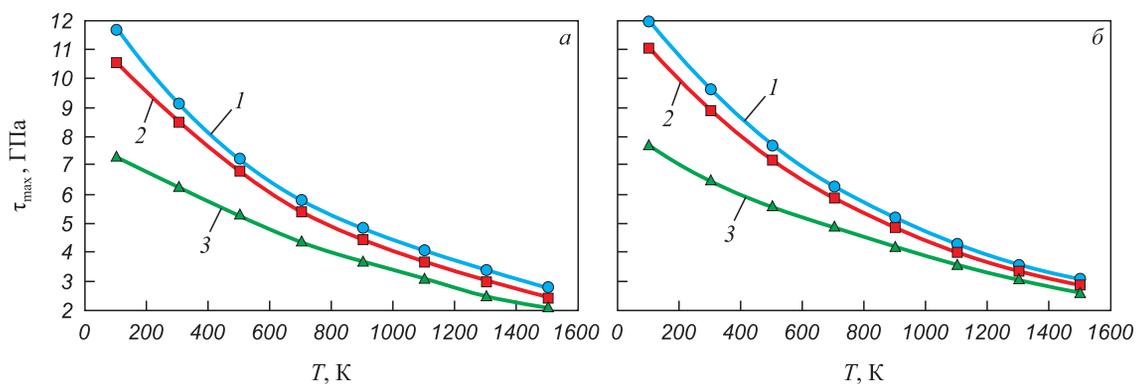


Рис. 4. Зависимости прочности от температуры при сдвиге вдоль оси y (направления $[\bar{1}\bar{1}2]$) (а) и при сдвиге вдоль оси z (направления $[111]$) (б):
 1 – в чистом кристалле ГЦК железа; 2 – при наличии 79 вакансий, случайно разбросанных по объему расчетной ячейки; 3 – при наличии поры диаметром 1,2 нм

Fig. 4. Dependences of strength on temperature when shifted along the y axis (direction $[\bar{1}\bar{1}2]$) (a) and when shifted along the z axis (direction $[111]$) (b):
 1 – in a pure FCC iron crystal; 2 – in the presence of 79 vacancies randomly scattered over the volume calculation cell; 3 – in the presence of a pore with a diameter of 1.2 nm

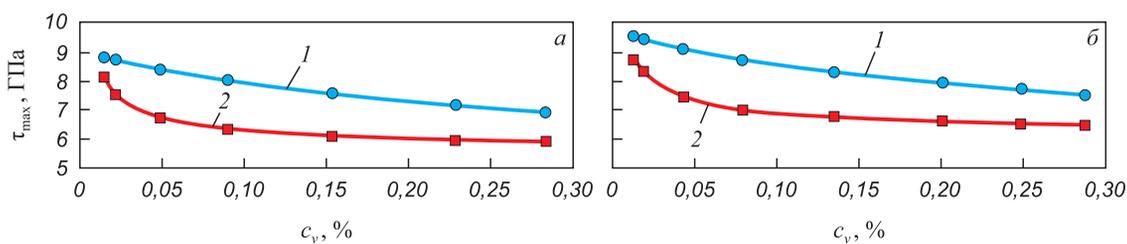


Рис. 5. Зависимости прочности при температуре 300 К от количества удаленных из расчетной ячейки атомов в виде случайно разбросанных вакансий (1) или поры (2) при сдвиге вдоль оси y (направления $[\bar{1}\bar{1}2]$) (а) и при сдвиге вдоль оси z (направления $[111]$) (б)

Fig. 5. Dependences of strength at temperature of 300 K on the number of atoms removed from the calculated cell in the form of randomly scattered vacancies (1) or pores (2) when shifted along the y axis (directions $[\bar{1}\bar{1}2]$) (a) and when shifted along the z axis (directions $[111]$) (b)

расчетной ячейки атомов c_v в виде отдельных случайно разбросанных вакансий или пор (зависимости 1 и 2 соответственно на рис. 2, 4). Для сравнения: при диаметре поры 1,0 нм $c_v = 0,05\%$, при диаметре поры 1,2 нм $c_v = 0,09\%$, при диаметре 1,6 нм $c_v = 0,23\%$.

Как можно видеть, с ростом как концентрации вакансий, так и радиуса пор прочность снижается. При этом наиболее сильная зависимость наблюдается для малых размеров пор: примерно до 1 нм. При дальнейшем увеличении радиуса поры прочность продолжает снижаться, но гораздо слабее, чем при малых размерах поры. Влияние концентрации вакансий в рассматриваемом диапазоне на теоретическую прочность более плавное и почти линейное.

Выводы

Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния поры разного диаметра, а также соответствующей концентрации отдельных вакансий на теоретическую прочность аустенита при разной

температуре. Деформация в модели осуществлялась путем сдвига с постоянной скоростью 20 м/с. Рассматривался сдвиг вдоль двух направлений: $[\bar{1}\bar{1}2]$ и $[111]$. Зависимости напряжение – деформация, полученные для обоих направлений сдвига, имели аналогичный вид. В отсутствие источников дислокаций пластическая деформация осуществлялась путем формирования дислокационных диполей (дислокаций с противоположными векторами Бюргера). Наличие поры существенно снижало предельную прочность аустенита. Обнаружено, что случайно разбросанные по объему расчетной ячейки одиночные вакансии также приводят к снижению предельной прочности, но, естественно, не так сильно, как пора. Испускание дислокаций порой при деформации происходило путем формирования дислокационных петель, как правило, сразу в двух плоскостях скольжения. Сильнее влияние поры и вакансий на предельную прочность наблюдалось при низких температурах. При увеличении температуры влияние дефектов на критическое напряжение, при котором происходило образование дислокаций, снижа-

лось. С увеличением размера поры, как и концентрации вакансий, прочность уменьшалась. При этом наиболее сильная зависимость наблюдалась для пор диаметром до 1 нм. Влияние концентрации вакансий в рассматриваемом диапазоне на предельную прочность оказалось сравнительно более плавное и почти линейное.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Seppälä E.T., Belak J., Rudd R.E. Three-dimensional molecular dynamics simulations of void coalescence during dynamic fracture of ductile metals. *Physical Review B*. 2005;71(6):064112. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.71.064112>
- Bobylev S.V., Morozov N.F., Ovid'ko I.A. Dislocation emission by pores in nanocrystalline metals. *Physics of the Solid State*. 2007;49(6):1098–1103. <https://doi.org/10.1134/S1063783407060133>
- Ruestes C.J., Bringa E.M., Stukowski A., Rodríguez Nieva J.F., Tang Y., Meyers M.A. Plastic deformation of a porous bcc metal containing nanometer sized voids. *Computational Materials Science*. 2014;88:92–102. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.02.047>
- Wang Y., Bi W., Deng L., Zhang X., Tang J., Wang L. Study on the relationship between surface and dislocation of nanoporous copper under cyclic shear loading. *AIP Advances*. 2022;12(3):035318. <https://doi.org/10.1063/5.0085569>
- Traiviratana S., Bringa E.M., Benson D.J., Meyers M.A. Void growth in metals: Atomistic calculations. *Acta Materialia*. 2008;56(15):3874–3886. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.03.047>
- Bringa E.M., Traiviratana S., Meyers M.A. Void initiation in fcc metals: Effect of loading orientation and nanocrystalline effects. *Acta Materialia*. 2010;58(13):4458–4477. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.04.043>
- Zhang F.C., Lv B., Wang T.S., Zheng C.L., Zhang M., Luo H.H., Liu H., Xu A.Y. Explosion hardening of Hadfield steel crossing. *Materials Science and Technology*. 2010;26(2):223–229. <https://doi.org/10.1179/174328408X363263>
- Chen C., Lv B., Ma H., Sun D., Zhang F. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel. *Tribology International*. 2018;121:389–399. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.044>
- Зоря И.В., Поletaев Г.М., Ракитин Р.Ю. Энергия и скорость скольжения краевой и винтовой дислокаций в аустените и стали Гадфильда: молекулярно-динамическое моделирование. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(12):861–868. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-861-868>
Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Energy and velocity of sliding of edge and screw dislocations in austenite and Hadfield steel: Molecular dynamics simulation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(12):861–868. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-12-861-868>
- Lau T.T., Forst C.J., Lin X., Gale J.D., Yip S., Van Vliet K.J. Many-body potential for point defect clusters in Fe-C alloys. *Physical Review Letters*. 2007;98(21):215501. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.98.215501>
- Oila A., Bull S.J. Atomistic simulation of Fe-C austenite. *Computational Materials Science*. 2009;45(2):235–239. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.09.013>
- Chen C., Zhang F., Xu H., Yang Z., Poletaev G.M. Molecular dynamics simulations of dislocation-coherent twin boundary interaction in face-centered cubic metals. *Journal of Materials Science*. 2022;57:1833–1849. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06837-7>
- Poletaev G.M. Self-diffusion in liquid and solid alloys of the Ti–Al system: Molecular-dynamics simulation. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 2021;133(4):455–460. <https://doi.org/10.1134/S1063776121090041>
- Poletaev G.M., Novoselova D.V., Kaygorodova V.M. The causes of formation of the triple junctions of grain boundaries containing excess free volume in fcc metals at crystallization. *Solid State Phenomena*. 2016;247:3–8. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.247.3>
- Poletaev G.M., Zorya I.V. Influence of light impurities on the crystal-melt interface velocity in Ni and Ag. Molecular dynamics simulation. *Technical Physics Letters*. 2020;46(6):575–578. <https://doi.org/10.1134/S1063785020060231>
- Bukreeva K.A., Iskandarov A.M., Dmitriev S.V., Umeno Y., Mulyukov R.R. Theoretical shear strength of FCC and HCP metals. *Physics of the Solid State*. 2014;56(3):423–428. <https://doi.org/10.1134/S1063783414030081>
- Li P.-T., Yang Y.-Q., Xia Zh., Luo X., Jin N., Gao Y., Liu G. Molecular dynamic simulation of nanocrystal formation and tensile deformation of TiAl alloy. *RSC Advances*. 2017;7:48315–48323. <https://doi.org/10.1039/C7RA10010H>
- Krasnikov V.S., Kuksin A.Yu., Mayer A.E., Yanilkin A.V. Plastic deformation under high-rate loading: the multiscale approach. *Physics of the Solid State*. 2010;52(7):1386–1396. <https://doi.org/10.1134/S1063783410070115>
- Zhao Sh., Osetsky Yu.N., Zhang Y. Atomic-scale dynamics of edge dislocations in Ni and concentrated solid solution NiFe alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017;701:1003–1008. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.165>
- Rodney D., Ventelon L., Clouet E., Pizzagalli L., Willaime F. Ab initio modeling of dislocation core properties in metals and semiconductors. *Acta Materialia*. 2017;124:633–659. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.049>
- Hunter A., Beyerlein I.J., Germann T.C., Koslowski M. Influence of the stacking fault energy surface on partial dislocations in fcc metals with a three-dimensional phase field dislocations dynamics model. *Physical Review B*. 2011;84(14):144108. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.144108>
- Штремель М.А. *Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки*. Москва: Металлургия; 1982:280.
- Киттель Ч. *Введение в физику твердого тела*. Москва: Наука, 1978:792.
Kittel Ch. *Elementary Solid State Physics*. John Wiley & Sons; 1962:339.
- Guo J., Wen B., Melnik R., Yao Sh., Li T. Molecular dynamics study on diamond nanowires mechanical properties: Strain rate, temperature and size dependent effects. *Diamond and Related Materials*. 2011;20(4):551–555. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2011.02.016>
- Tachibana T., Furuya H., Koizumi M. Dependence on strain rate and temperature shown by yield stress of uranium dioxide. *Journal of Nuclear Science and Technology*. 1976;13(9):497–502. <https://doi.org/10.1080/18811248.1976.9734063>

26. Cereceda D., Diehl M., Roters F., Raabe D., Perlado J.M., Marian J. Unraveling the temperature dependence of the yield strength in single-crystal tungsten using atomistically-

informed crystal plasticity calculations. *International Journal of Plasticity*. 2016;78:242–265.
<https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.09.002>

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

ORCID: 0000-0001-5748-813X

E-mail: zorya.i@mail.ru

Геннадий Михайлович Поletaев, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой высшей математики, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

ORCID: 0000-0002-5252-2455

E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Роман Юрьевич Ракитин, к.ф.-м.н., доцент, директор колледжа, Алтайский государственный университет

ORCID: 0000-0002-6341-2761

E-mail: movehell@gmail.ru

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

ORCID: 0000-0001-5748-813X

E-mail: zorya.i@mail.ru

Gennadii M. Poletaev, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Advanced Mathematics, Polzunov Altai State Technical University

ORCID: 0000-0002-5252-2455

E-mail: gmpoletaev@mail.ru

Roman Yu. Rakitin, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Director of College, Altai State University

ORCID: 0000-0002-6341-2761

E-mail: movehell@gmail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

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

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

Р. Ю. Ракитин – создание компьютерной модели, проведение расчетов и получение результатов, получение рисунков и графиков для статьи.

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

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

R. Yu. Rakitin – creating a computer model, performing calculations, obtaining results, obtaining drawings and graphs.

Поступила в редакцию 06.02.2023

После доработки 27.02.2023

Принята к публикации 20.07.2023

Received 06.02.2023

Revised 27.02.2023

Accepted 20.07.2023



УДК 621.373.826:621.78+620.186+620.178.162.4

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-688-695

Оригинальная статья
Original article

СТРУКТУРА И ИЗНОСНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЧУГУНА ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ

С. И. Ярьско[✉], Г. В. Гусева, В. И. Щербаков, П. В. Казакевич

Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН (Россия, 443011, Самара, ул. Ново-Садовая, 221)

✉ yarsi54@gmail.com

Аннотация. Представлены результаты исследований макро- и микроструктуры легированного хромованадиевого чугуна после лазерной обработки (ЛО) на воздухе с использованием непрерывного лазерного источника при вариации его мощности от 60 до 100 Вт и скорости сканирования лазерного луча, изменяющейся от 5 до 17 мм/с. Методами металлографии и дюрометрии определены состав и структура зон лазерного воздействия (ЗЛВ). Лазерная обработка с незначительным оплавлением поверхности приводит к существенному росту микротвердости в ЗЛВ. В поверхностном слое ЗЛВ в зоне оплавления основной структурой является мартенсит, а в зоне закалки преобладает ледебуритная структура. Для исследованных режимов ЛО глубина ЗЛВ составляет 220 – 310 мкм. При этом микротвердость более чем в 2,5 – 4,2 раза больше микротвердости основного металла ($820 \text{ HV}_{0,1}$), что является существенным фактором повышения износостойкости материала. При лазерной обработке без оплавления поверхности существенных изменений структуры не установлено. Для выявления роли ЛО в изнашивании чугуна проводили испытания на трение скольжения по схеме «диск – палец» при давлении в зоне контакта 12,5 МПа и скорости вращения индентора 580 об/мин. По данным испытаний установлено значительное уменьшение линейного износа и интенсивности изнашивания после ЛО с оплавлением поверхности. Интенсивность изнашивания уменьшается более чем в 100 раз, а линейный износ более чем в 50 раз. Характеристики поверхности ЗЛВ обуславливают уменьшение коэффициента трения на 30 % по сравнению с необработанной поверхностью.

Ключевые слова: лазерная обработка, чугун, зона лазерного воздействия, металлография, микротвердость, трибологические испытания, интенсивность изнашивания

Для цитирования: Ярьско С.И., Гусева Г.В., Щербаков В.И., Казакевич П.В. Структура и износные характеристики чугуна после лазерной модификации поверхности. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):688–695.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-688-695>

STRUCTURE AND WEAR CHARACTERISTICS OF CAST IRON AFTER LASER SURFACE MODIFICATION

S. I. Yares'ko[✉], G. V. Guseva, V. I. Shcherbakov, P. V. Kazakevich

Samara Branch of Lebedev Physical Institute, Russian Academy of Sciences (221 Novo-Sadovaya Str., Samara 443011, Russian Federation)

✉ yarsi54@gmail.com

Abstract. The paper presents the results of studies of macro- and microstructure of alloyed chromium-vanadium cast iron after laser treatment (LT) in air using a continuous laser source with a variation in its power from 60 to 100 W and scanning speed of the laser beam varying from 5 to 17 mm/s. Metallography and durometry methods were used to determine composition and structure of the laser exposure zones (LEZ). It is shown that LT with a slight melting of the surface leads to a significant increase in microhardness in LEZ. In this case, martensite is the main structure in the near-surface layer of LEZ in the melting zone, and ledeburite structure prevails in the quenching zone. For the studied LT modes, LEZ depth is 220 – 310 μm . At the same time, microhardness is more than 2.5 – 4.2 times higher than microhardness of the base metal and reaches $820 \text{ HV}_{0,1}$, that is a significant factor in increasing the wear resistance of the material. On the contrary, no significant structural changes were found in the case of LT without melting the surface. In order to identify the role of LT in wear of cast iron, sliding friction tests were carried out according to the “disk – finger” scheme at a pressure in the contact zone of 12.5 MPa and indenter rotation speed of 580 rpm. According to the test data, a significant decrease in linear wear and the wear intensity after the surface melting was found. The wear intensity is reduced by more than 100 times, and linear wear – by more than 50 times. The characteristics of LEZ surface cause a decrease in the friction coefficient by 30 % relative to the untreated surface.

Keywords: laser treatment, cast iron, laser exposure zone, metallography, microhardness, tribo-tests, wear intensity

For citation: Yares'ko S.I., Guseva G.V., Shcherbakov V.I., Kazakevich P.V. Structure and wear characteristics of cast iron after laser surface modification. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2023;66(6):688–695. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-688-695>

ВВЕДЕНИЕ

Чугуны как конструкционный материал имеют широкий спектр применения (станкостроение, автомобилестроение, машиностроение, судостроение, тракторостроение и ряд других отраслей промышленности). В автотракторостроении основная номенклатура продукции из чугуна – это детали двигателей внутреннего сгорания [1; 2], элементы тормозных систем [3 – 5], корпусные детали различного назначения; в станкостроении – это корпусные детали высокой прочности, жесткости и износостойкости (станины мощных станков и механизмов) [6; 7]; в нефтегазовой промышленности высокопрочные чугуны нашли применение при строительстве нефтепроводов для решения проблемы защиты от коррозии [8]. Известно применение чугунов в инструментальном производстве как при изготовлении режущего инструмента [9; 10], так и при изготовлении выглажных штампов, применяемых при производстве деталей автомобилей [11; 12].

Из чугуна производят отливки, работающие на износ (шестерни, подшипники, колеса, тормозные колодки, направляющие станков, суппорты, цилиндры или втулки двигателей, поршни и поршневые кольца, валки, катки и другое). Износ этих отливок достаточно велик. Например, износ направляющих токарных станков может достигать 0,2 мм в год [6; 7]. При анализе работоспособности этих изделий особое внимание следует уделять повышению износостойкости наиболее дорогих и трудно сменяемых частей сопрягаемых пар машины, иногда за счет большого износа более дешевых и легче сменяемых частей (подшипники, поршневые кольца и другие), но при этом следует иметь в виду, что большой износ одной детали очень часто вызывает повышенный износ и контртела. Исключительно важно повышение износостойкости деталей из чугуна, используемых в конструкции прецизионных станков и приборов, так как даже сравнительно малый износ делает их непригодными для дальнейшего применения.

Для повышения служебных характеристик деталей из чугунов, отличающихся как по структуре, так и по назначению, используют нанесение покрытий [5; 11], поверхностную закалку токами высокой частоты (ТВЧ) [6], методы поверхностного пластического деформирования [6; 13] и химико-термической обработки (ХТО) [14 – 16], лазерную закалку [1; 2; 6; 17 – 21], плазменную закалку [11; 12; 22 – 24], газотермическое напыление [5; 7; 25; 26] и другие методы.

Лазерная обработка, как и другие методы модификации поверхности, оказывает заметное влияние на трибологические характеристики чугунов разных марок. В частности, при лазерной обработке (ЛО) серого чугуна с использованием 5 кВт CO₂ лазера была получена глубина упрочнения до 300 мкм при микротвердости от 800 до 950 HV_{0,1}, превышающей микротвердость исходного материала почти в три раза. При

этом срок службы упрочненного слоя почти в два раза больше, чем у необработанного, что непосредственно связано с образованием мартенситной микроструктуры [4]. Аналогичная структура с неизменными графитовыми конкрециями образуется при ЛО без оплавления ковкого чугуна на глубине до 150 мкм. В этом случае микротвердость достигает значений 800 HV при мощности излучения до 780 Вт [17]. Уменьшение износных параметров характерно и для ЛО серого чугуна импульсным лазерным излучением. Образующаяся мартенситная структура в зоне плавления при плотности энергии 10 – 12 Дж/мм² приводит к уменьшению примерно на 78 % потери массы и скорости износа образца после ЛО излучением Nd:YAG лазера [20]. Увеличение твердости в зоне оплавления до 1025 HV почти в шесть раз уменьшает потерю массы для серого чугуна марки СЧ20, снижает скорость износа до 78 % [2] при ЛО излучением волоконного лазера мощностью 5 кВт с длительностью импульса до 1,5 нс и диаметре пятна до 4,4 мм. Лазерная обработка высокопрочного чугуна марки ВЧ60-2 излучением непрерывного CO₂-лазера (мощность излучения до 2,5 кВт, скорость сканирования луча до 2000 мм/мин) в 2,1 – 3,3 раза повышает его сопротивление абразивному изнашиванию [19]. Повышение износостойкости закаленного чугуна связано с наличием в зоне лазерного воздействия (ЗЛВ) участков с термостойкой ледебуритной структурой и с положительным влиянием на износостойкость метастабильного остаточного аустенита, обладающего повышенной устойчивостью к распаду при нагреве.

Таким образом, после упрочняющей ЛО чугунов наблюдается повышение их износных и прочностных характеристик. Однако выбор режимов обработки должен осуществляться индивидуально с учетом особенностей эксплуатации изделий и структуры упрочняемого материала.

Целью настоящей работы является экспериментальное определение рациональных режимов поверхностной упрочняющей ЛО хромованадиевого чугуна, используемого для изготовления пуансонов и матриц формообразующих штампов холодной штамповки, изучение их влияния на структуру чугуна в зоне ЛО и трибологические характеристики поверхности ЗЛВ.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследований был выбран хромованадиевый чугун марки ХФ следующего состава, % (по массе): 2,90 – 3,10 С; 0,60 – 0,90 Mn; 1,60 – 1,80 Si; менее 0,12 Р; 0,12 S; 0,30 – 0,50 Cr; 0,20 – 0,30 V; 0,05 – 10 Ti; остальное – железо. В соответствии со стандартом СТО 06300.0008 – 2021 чугун марки ХФ является одним из самых применяемых материалов для изготовления пуансонов и матриц формообразующих штампов холодной штамповки на АО «АВТОВАЗ».

Лазерную обработку образцов из чугуна марки ХФ размерами 20×20×4 мм проводили с использованием иттербиевого непрерывного волоконного лазера ИЛМ-100-В с длиной волны 1,07 мкм. В экспериментах мощность лазерного излучения (P) варьировалась от 60 до 90 Вт, а скорость обработки (V) – от 5 до 17 мм/с. Для трибологических испытаний обрабатывали всю поверхность образцов по следующей схеме. Лазерный луч перемещался параллельно одной из сторон, формируя полосы шириной 1,6 – 1,8 мм; расстояние между центрами полос $\Delta l = 0,4$ мм, расфокусировка $\Delta F = 40$ мм (обработка за фокусом). Лазерную обработку осуществляли по двум режимам: без оплавления поверхности (при $P = 60$ Вт, $V = 5,7$ мм/с) и с оплавлением поверхности материала (при $P = 80$ Вт, $V = 5,7$ мм/с).

Микроструктурный анализ выполняли на поперечных шлифах. Наклепанный слой снимали трехкратным чередованием полировки алмазной пастой и травления 4 %-ным раствором HNO_3 в этиловом спирте. Для выявления структуры основного металла и ЗЛВ использовали указанный выше реактив. Измерение микротвердости проводили с помощью твердомера ПТМ-3 при нагрузке 0,98 Н; металлографический анализ – с помощью оптического микроскопа НЕОРНОТ-30 (Carl Zeiss).

Испытания на трение скольжения проводили по схеме «диск – палец». При испытаниях в качестве контртела «палец» был использован полый цилиндр диаметром 6 мм с толщиной стенки 1 мм, изготовленный из закаленной стали марки 40Х. Вращение цилиндра со скоростью 580 об/мин осуществляли без смазывающей жидкости по плоскости образца для двух типов контактных пар (без ЛО поверхности образца и после ЛО). Во всех случаях давление в зоне контакта составляло 12,5 МПа.

В процессе испытаний автоматизированный сбор данных и мониторинг информации с датчиков нор-

мальной нагрузки, момента трения и температуры фрикционного разогрева испытываемой пары трения проводили с помощью многоканальной быстродействующей микроконтроллерной системы сбора данных АЦП Е14-140 фирмы L-Card. Для получения и обработки данных, поступающих с АЦП, использовали программный пакет PowerGraph.

После испытаний оценку линейного износа проводили визуально с помощью оптического микроскопа или измерителя шероховатости TR200 (компания Time Group Inc., Китай).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В исходном состоянии чугун марки ХФ имеет феррито-перлитную структуру, цементит в основном расположен по границам перлитных колоний, форма графитных включений пластинчатая, микротвердость примерно 197 – 296 $\text{HV}_{0,1}$.

Внешний вид ЗЛВ на поперечном шлифе чугуна марки ХФ после лазерной обработки с оплавлением поверхности приведен на рис. 1, а. В зоне оплавления основной структурой является мартенсит (рис. 1, б). В верхней части зоны оплавления шириной около 40 – 50 мкм карбиды растворены, графитовая составляющая отсутствует. Граница между зонами оплавления и закалки неравномерная (рис. 1, б), а сама зона закалки из твердой фазы отличается неоднородной структурой. При нагреве ферритная матрица около графитных включений насыщается углеродом, в результате чего температура ее плавления снижается. По этой же причине в верхней части зоны закалки область вокруг феррита оплавляется и насыщается углеродом. Степень насыщения на различном расстоянии от графита отличается, поэтому около графита образуется светлый слой ледебурита (рис. 1, б). Эта структура является преобладающей при удалении от поверхности ЗЛВ, наблюдаются

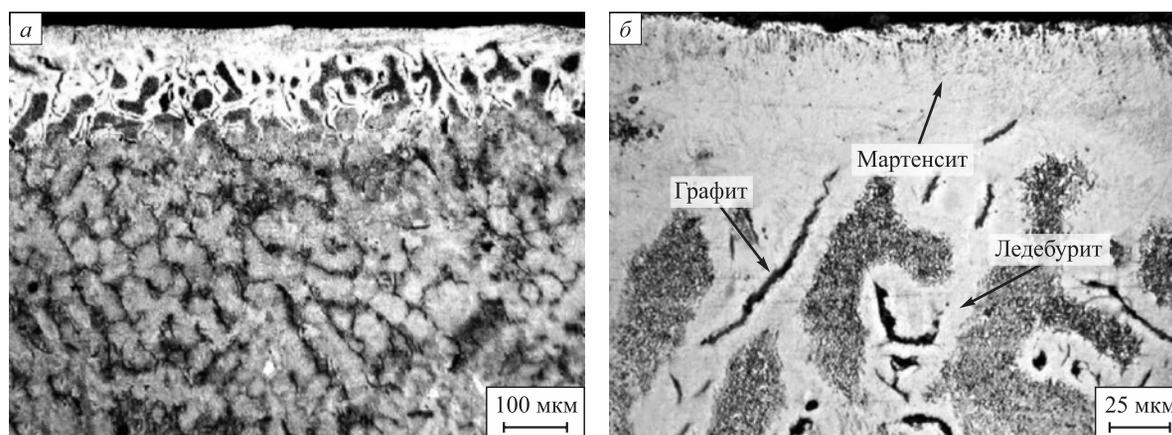


Рис. 1. Микроструктура чугуна марки ХФ после ЛО с оплавлением поверхности:
а – общий вид ЗЛВ при обработке с оплавлением поверхности; б – граница зоны оплавления и зоны закалки

Fig. 1. Microstructure of KhF cast iron after laser treatment (LT) with surface melting:
а – general view of laser exposure zones (LEZ); б – boundary between melting and quenching zones

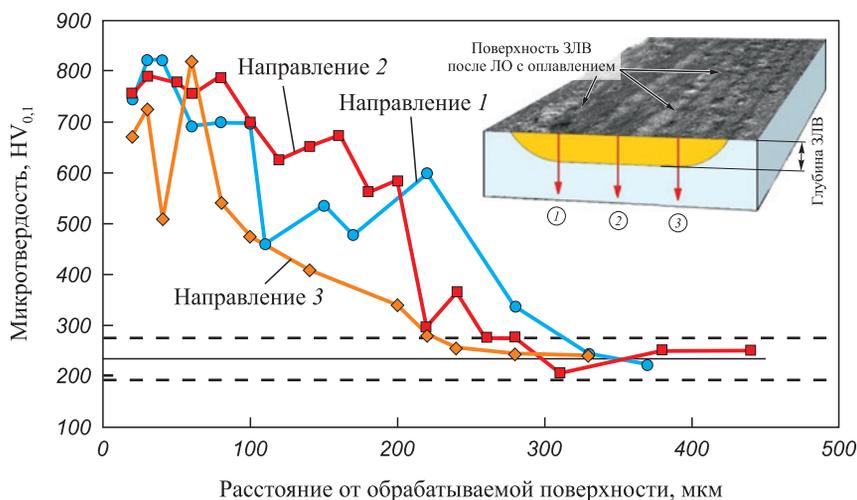


Рис. 2. Изменение микротвердости по глубине ЗЛВ, полученной при обработке чугуна марки ХФ с оплавлением поверхности (на врезке показана схема измерения микротвердости после ЛО)

Fig. 2. Change in microhardness along the depth of LEZ obtained by treatment of KhF cast iron with surface melting (the inset shows a scheme for measuring microhardness after laser treatment)

следы феррита и пластинчатый графит. На границе зоны закалки с основным металлом в структуре чугуна превалирует перлитная составляющая.

Микротвердость по глубине ЗЛВ с оплавлением была измерена по трем направлениям, находящимся на разных расстояниях от центра полосы обработки. Схема измерения показана на врезке к рис. 2. Ширина дорожки обработки на поверхности образца 3,96 мм. Глубина зоны упрочнения с модифицированной структурой при ЛО с оплавлением составила 220 – 310 мкм. Микротвердость мартенситной структуры в зоне оплавления достигает примерно 750 – 820 HV_{0.1} (рис. 2), что в 2,5 – 4,2 раза превышает микротвердость исходной структуры, которая равна 234 ± 41 HV_{0.1} (рис. 2, штриховая линия).

После лазерной обработки без оплавления поверхности образца чугуна марки ХФ структура ЗЛВ на поперечном шлифе в целом подобна структуре чугуна в исходном состоянии. Отличия заключаются в том, что в отдельных участках зоны при ЛО без оплавления поверхности наблюдаются сгруппированные распределенные по ЗЛВ локальные участки карбидной фазы, равномерно расположенные включения пластинчатого графита.

Ближе к поверхности ЗЛВ находятся участки бейнита, с ростом глубины в структуре превалирует ледебуритная составляющая. Измерение микротвердости проводили по той же самой схеме, что и при ЛО с оплавлением поверхности. Ширина зоны измерения 4,38 мм. Микротвердость по глубине ЗЛВ, полученной при обработке чугуна марки ХФ без оплавления поверхности, находится практически на уровне микротвердости исходного материала, только в отдельных очень узких зонах перекрытия лазерных дорожек, где наблюдали незначительное оплавление поверхности, микро-

твердость превышает исходную и находится на уровне примерно 500 HV_{0.1}.

Лазерная обработка хромованадиевого чугуна марки ХФ излучением непрерывного волоконного лазера в режиме с оплавлением поверхности приводит к образованию структур в ЗЛВ, обеспечивающих превышение микротвердости над исходным значением в 2,5 – 4,2 раза при глубине зоны упрочнения 220 – 310 мкм. В то же время при лазерной обработке без оплавления поверхности существенных изменений в ЗЛВ не наблюдается, микротвердость остается на уровне микротвердости исходного материала.

Лазерную обработку поверхности образцов чугуна, предназначенных для проведения трибологических испытаний, проводили как на режиме, при котором обеспечивалось оплавление поверхности, так и на режиме, когда оплавления поверхности ЗЛВ не достигалось.

Было проведено несколько серий трибологических испытаний образцов чугуна при различном времени испытаний. В первой серии опытов после ЛО время испытаний составляло 60 мин, а время испытаний образца в исходном состоянии – 25 мин. При уменьшении времени испытаний износ образцов чугуна без ЛО превышал значение 3,8 мм, равное толщине образца. Во второй серии испытаний образцов после лазерной обработки время испытаний было сокращено до 30 мин, а образца в исходном состоянии – до 15 мин.

Во время испытаний соответствующими датчиками непосредственно измеряли момент трения *M* (рис. 3, кривая 3), нормальную нагрузку *N* (рис. 3, кривая 2) и температуру *T* фрикционного разогрева (рис. 3, кривая 1). Типичные зависимости параметров, контролируемых во время проведения испытаний для времени испытаний 60 мин, приведены на рис. 3 (на врезках

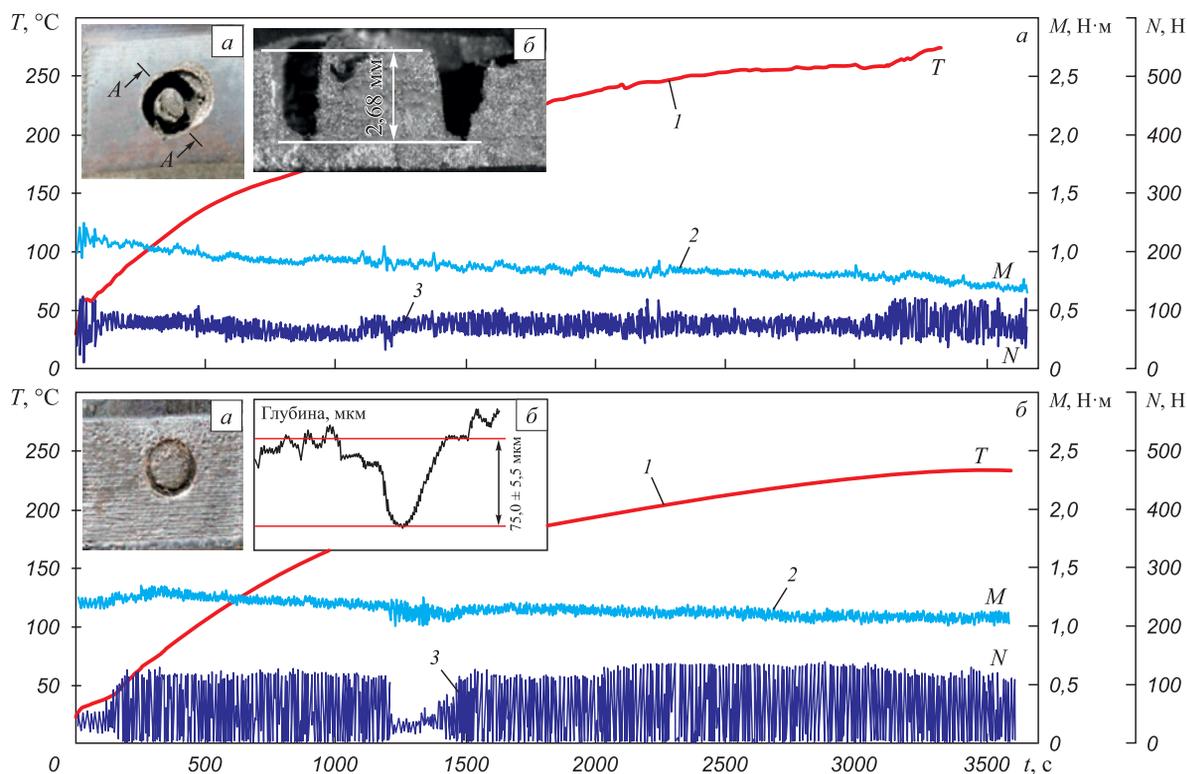


Рис. 3. Изменение параметров, контролируемых при проведении трибологических испытаний: а – ЛО без оплавления; б – ЛО с оплавлением

Fig. 3. Change of the parameters controlled during tribotests: а – laser treatment without reflow; б – laser treatment with reflow

показан вид поверхности образцов чугуна марки ХФ после окончания процесса трения и профиль лунки износа). Измерение глубины лунки износа образцов после ЛО без оплавления поверхности проводили после приготовления среза по диаметру зоны контакта (сечение А – А на врезке а к рис. 3, а) и наблюдения профиля лунки износа с помощью оптического микроскопа при увеличении 10 крат (врезка б к рис. 3, а). Измерение линейного износа образцов после ЛО с оплавлением поверхности осуществляли профилометрированием не менее чем в трех местах по зоне контакта, полученные данные обрабатывали методами математической статистики. Фрагмент профиля лунки износа после трибологических испытаний образца, обработанного с оплавлением поверхности, представлен на врезке б к рис. 3, б.

Кроме измерения линейного износа, равного глубине канавки в месте касания «пальца» (полого цилиндра (врезка а к рис. 3)) и поверхности исследуемого образца, определяли интенсивность изнашивания как отношение линейного износа к пути трения. За путь трения принимали относительное перемещение трущихся поверхностей в течение всего цикла измерений. Линейный износ, интенсивность изнашивания и пути трения приведены в таблице.

Силу трения в месте контакта рассчитывали из условия равенства моментов трения в местах приложе-

ния силы трения и измерения момента трения. Причем последнее из конструктивных соображений находилось на расстоянии 25 мм от центра вращения «пальца» по поверхности образца. Учитывая геометрические размеры контртела и пространственное расположение места измерения момента трения в эксперименте, получаем

$$F_{\text{тр}} = \frac{M_{\text{тр}}}{2,5} \cdot 10^3 \text{ Н} \cdot \text{м}.$$

Расчетные значения силы трения для каждого эксперимента приведены в таблице (здесь величина определяется экспериментально).

Анализируя поведение момента трения, можно предположить, что ЛО изменяет характер изнашивания контактирующих поверхностей. В ряде случаев, например, при испытании образцов после ЛО с оплавлением поверхности наблюдается существенное (более чем в три раза) увеличение среднеквадратического отклонения величины (СКО) момента трения, по сравнению с величиной СКО для испытаний образцов без оплавления поверхности (см. таблицу) при уменьшении среднего момента трения. Можно предположить, что наблюдаемое явление связано с истиранием гребешков поверхности ЗЛВ, образующихся при оплавлении поверхности, и попаданием продуктов износа повышенной твердости в зону трибологического контакта.

Результаты трибологических испытаний

Results of tribological tests

Состояние поверхности	Время испытаний, мин	$N, Н$	$T, ^\circ C$ (max)	$M, Н \cdot м$	$F_{тр}, Н$	Линейный износ, мкм	Путь трения, м	Интенсивность изнашивания, мкм/м	Коэффициент трения
С оплавлением	60	228,5 ± 13,1	233,3	0,277 ± 0,162	110,7	74,98	546,36	0,14	0,48
Без оплавления	60	173,8 ± 19,4	280,9	0,364 ± 0,047	145,5	2680	546,36	4,94	0,84
Исходное	25	211,4 ± 22,3	203,7	0,365 ± 0,117	145,9	3800	227,65	16,69	0,69
С оплавлением	30	214,8 ± 13,7	237,5	0,321 ± 0,086	128,5	92,33	273,18	0,34	0,60
Без оплавления	30	207,7 ± 22,5	238,1	0,329 ± 0,058	131,6	700	273,18	2,56	0,63
Исходное	15	178,0 ± 16,1	154,2	0,317 ± 0,047	127,0	2500	136,59	18,30	0,71

Вследствие абразивного изнашивания испытываемых образцов наблюдался значительный разброс значений момента трения (силы трения и коэффициента трения). Наблюдаемое высокое сопротивление абразивному изнашиванию при ЛО с оплавлением поверхности связано с наличием в тонком поверхностном слое структуры мартенсита, а с увеличением глубины ЗЛВ – участков с ледебуритной структурой, имеющих повышенную твердость. Положительное влияние на износостойкость оказывает остаточный аустенит вследствие его повышенной устойчивости к распаду при нагреве и возможности перехода в мартенсит деформации при трении.

Структурные изменения после ЛО с оплавлением по данным трибологических испытаний приводят к уменьшению линейного износа более чем в 50 раз, а интенсивности изнашивания – более чем в 100 раз, коэффициент трения при этом снижается почти на 30 %. После ЛО без оплавления уменьшение указанных трибологических характеристик существенно меньше: в 1,42 раза и 3,4 раза соответственно.

Выводы

Экспериментально показано, что обработка поверхности хромованадиевого чугуна марки ХФ непрерывным лазерным излучением волоконного лазера различного уровня мощности приводит к существенным изменениям в поверхностном слое материала. При ЛО с оплавлением поверхности микротвердость в ЗЛВ возрастает в 2,5 – 4,2 раза при глубине упрочненного слоя 220 – 310 мкм, что является существенным фактором повышения износных характеристик материала. При лазерной обработке без оплавления поверхности наблюдается локальное увеличение микротвердости до 1,9 – 2,7 раза при глубине ЗЛВ 50 – 120 мкм. В результате испытаний на трение скольжения по схеме «диск – палец» установлено, что структурные изменения в ЗЛВ после лазерной обработки непрерывным

излучением поверхности контакта приводят к снижению линейного износа и интенсивности изнашивания. После ЛО с оплавлением поверхности линейный износ уменьшается более чем в 50 раз, а интенсивность изнашивания более чем в 100 раз, при этом коэффициент трения снижается почти на 30 %. После ЛО без оплавления поверхности изменение трибохарактеристик менее выражено и составляет 1,42 раза и 3,4 раза соответственно.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Кулешов И.И., Ходаковский В.М. Повышение эффективности лазерного упрочнения чугуновых деталей судовых энергетических установок. *Вестник государственного университета морского и речного флота им. адмирала С.О. Макарова*. 2017;9(4):814–828.
Kuleshov I.I., Khodakovskii V.M. Improvement efficiency of laser strengthening of iron details ship's power plants. *Vestnik gosudarstvennogo universiteta morskogo i rechnogo flota im. admirala S.O. Makarova*. 2017;9(4):814–828. (In Russ.).
2. Ali A., Khalid E.A., Alwan A.S., Jaddoa A. Effect of fibre laser surface treatment on wear resistance of gray cast iron ASTM A48. *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*. 2021;44(2):141–149.
3. Gigan G.Le, Ekh M., Vernersson T., Lundén R. Modelling of grey cast iron for application to brake discs for heavy vehicles. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering*. 2017;231(1): 35–49. <https://doi.org/10.1177/0954407016632090>
4. Hwang J.-H., Kim D.-Y., Youn J.-G., Lee Y.-S. Laser surface hardening of gray cast iron used for piston ring. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2002;11(3): 294–300. <https://doi.org/10.1361/105994902770344105>
5. Aranke O., Algenaid W., Awe S., Joshi Sh. Coatings for automotive gray cast iron brake discs: A review. *Coatings*. 2019;9(9):552. <https://doi.org/10.3390/coatings9090552>
6. Минаков А.П., Юшкевич Н.М., Камчицкая И.Д., Ильюшина Е.В., Зайцев Д.Л. Анализ способов повышения износостойкости направляющих станин металлорежущих станков. *Вестник Белорусско-Российского Универ-*

- схема. 2016;(3(52)):40–50.
https://doi.org/10.53078/20778481_2016_3_40
- Minakov A.P., Yushkevich N.M., Kamchitskaya I.D., P'yushina E.V., Zaitsev D.L. Analysis of methods to improve wear resistance of bedways of machine tools. *Vestnik Belorussko-Rossiiskogo Universiteta*. 2016;(3(52)):40–50. (In Russ.). https://doi.org/10.53078/20778481_2016_3_40
7. Кадырметов А.М., Симонова Ю.Э. Особенности применения газотермических и плазменных методов для получения функциональных покрытий. *Воронежский научно-технический вестник*. 2021;1(1(35)):25–32.
<https://doi.org/10.34220/2311-8873-2022-25-32>
 Kadyrmetov A.M., Simonova Yu.E. Features of application of gas-thermal and plasma methods for obtaining functional coatings. *Voronezh Scientific-Technical Bulletin*. 2021;1(1(35)):25–32. (In Russ.).
<https://doi.org/10.34220/2311-8873-2022-25-32>
 8. Антонов Б.Ю., Костин С.Н. Трубы из высокопрочного чугуна в нефтегазовой отрасли. *Нефть. Газ. Новации*. 2018;(5):44–46.
 Antonov B.Yu., Kostin S.N. Ductile cast-iron pipes in oil and gas industry. *Neft'. Gaz. Novatsii*. 2018;(5):44–46. (In Russ.).
 9. Афанасьев В.К., Кольба А.В. Разработка инструмента из белого чугуна без применения специального легирования. *Металлообработка*. 2011;(2(62)):41–48.
 Afanas'ev V.K., Kol'ba A.V. Development of a tool made of white cast iron without special alloying. *Metalloobrabotka*. 2011;(2(62)):41–48. (In Russ.).
 10. Алифанов А.В. Применение горячедеформированного хромованадиевого белого чугуна для получения дереворежущего инструмента. *Литье и металлургия*. 2012;(3(67)):157–161.
 Alifanov A.V. The use of not-chrome vanadium white iron for woodcutting tools. *Lit'e i metallurgiya*. 2012;(3(67)):157–161. (In Russ.).
 11. Аманов С.Р., Кислов А.В., Юков А.В. Влияние поверхностной обработки штампов на коэффициент трения при вытяжке. *Кузнечно-штамповое производство. Обработка материалов давлением*. 2003;(1):35–39.
 Amanov S.R., Kislov A.V., Yukov A.V. Effect of stamps surface treatment on friction coefficient at drawing. *Kuznechno-shtampovoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem*. 2003;(1):35–39. (In Russ.).
 12. Васькин К.Я., Блинов А.А., Блинов А.В. Плазменная закалка чугуна ХФ. *Технические науки – от теории к практике*. 2017;(4(64)):33–37.
 Vas'kin K.Ya., Blinov A.A., Blinov A.V. Plasma hardening of HF cast iron. *Tekhnicheskie nauki – ot teorii k praktike*. 2017;(4(64)):33–37. (In Russ.).
 13. Silva K.H.S., Carneiro J.R., Coelho R.S., Pinto H., Brito P. Influence of shot peening on residual stresses and tribological behavior of cast and austempered ductile iron. *Wear*. 2019;440–441:203099.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203099>
 14. Веселовский А.А., Немцев А.Е. Способ повышения работоспособности мелкозубчатых колес из высокопрочного чугуна. *Вестник Курганской ГСХА*. 2022;1(41):59–66.
https://doi.org/10.52463/22274227_2022_41_59
 - Veselovskii A.A., Nemtsev A.E. Method of improving the performance of small-module gears made of high-strength cast iron. *Vestnik Kurganskoi GSKhA*. 2022;(1(41)):59–66. (In Russ.). https://doi.org/10.52463/22274227_2022_41_59
 15. Zhang D., Li Y., Du X., Fan H., Gao F. Microstructure and tribological performance of boride layers on ductile cast iron under dry sliding conditions. *Engineering Failure Analysis*. 2022;134:106080.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106080>
 16. Kondakci E., Solak N. The effect of microstructure on nitriding mechanism of cast iron. *International Journal of Metal-casting*. 2022;14(4):1033–1040.
<https://doi.org/10.1007/s40962-019-00404-2>
 17. Zammit A., Abela S., Betts J.C., Grech M. Discrete laser spot hardening of austempered ductile iron. *Surface and Coatings Technology*. 2017;331:143–152.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.10.054>
 18. Němeček S. Surface of cast iron after laser hardening. *Advanced Materials Research*. 2013;685:92–96.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.685.92>
 19. Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна. *Физика и химия обработки материалов*. 2006;(4):46–55.
 Makarov A.V., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The effect of laser treatment on the structure, wear resistance and fatigue properties of high-strength cast iron. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2006;(4):46–55. (In Russ.).
 20. Aziz S.S., Alwan A.S., Abed K.A. Influence of Nd-YAG laser beam on microstructure and wear characteristics of gray cast iron. *Journal of Biochemical and Cellure Archives*. 2019;19(1):1587–1592.
 21. Catalán N., Ramos-Moore E., Boccardo A., Celentano D. Surface laser treatment of cast irons: A review. *Metals*. 2022;12(4):562. <https://doi.org/10.3390/met12040562>
 22. Самотугина Ю.С. Технологические особенности локального упрочнения высокопрочного чугуна. *Автоматическая сварка*. 2005;(5):47–50.
 Samotugina Yu.S. Technological features of local hardening of high-strength cast iron. *Avtomaticheskaya svarka*. 2005;(5):47–50. (In Russ.).
 23. Pan W.X., Meng X., Li G., Fei Q.X., Wu C.K. Feasibility of laminar plasma-jet hardening of cast iron surface. *Surface & Coatings Technology*. 2005;197(2-3):345–350.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.06.043>
 24. Гречнева М.В. Краткий анализ результатов работ в области плазменного поверхностного упрочнения сталей и сплавов. *Вестник Иркутского государственного технического университета*. 2017;21(5):10–23.
<https://doi.org/10.21285/1814-3520-2017-5-10-23>
 - Grechneva M.V. A brief analysis of the results of works in the field of steel and alloy plasma surface hardening. *Proceedings of Irkutsk State Technical University*. 2017;21(5):10–23. (In Russ.). <https://doi.org/10.21285/1814-3520-2017-5-10-23>
 25. Ksiazek M., Nejman I., Boron L. Investigation on microstructure, mechanical and wear properties of HVOF sprayed composite coatings (WC–Co+Cr) on ductile cast iron. *Materials*. 2021;14(12):3282. <https://doi.org/10.3390/ma14123282>
 26. Балдаев Л.Х., Борисов В.Н., Вахалин В.А. *Газотермическое напыление*. Москва: Маркет ДС; 2007:344.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Игоревич Ярес'ко, д.т.н., заведующий лабораторией лазерно-индуцированных процессов, старший научный сотрудник, Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН
ORCID: 0000-0001-5299-886X
E-mail: yarsi54@gmail.com

Галина Валентиновна Гусева, инженер-технолог, Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН
ORCID: 0000-0003-4329-3619
E-mail: guseva_g.v@mail.ru

Владимир Иванович Щербаков, инженер-исследователь, Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН
ORCID: 0000-0003-0602-7717
E-mail: vladimir@fian.smr.ru

Павел Владимирович Казакевич, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН
ORCID: 0000-0002-7816-9696
E-mail: morteus@yandex.ru

Sergei I. Yares'ko, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Laser-Induced Processes, Senior Researcher, Samara Branch of Lebedev Physical Institute, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-5299-886X
E-mail: yarsi54@gmail.com

Galina V. Guseva, Engineer-Technologist, Samara Branch of Lebedev Physical Institute, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-4329-3619
E-mail: guseva_g.v@mail.ru

Vladimir I. Shcherbakov, Research Engineer, Samara Branch of Lebedev Physical Institute, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-0602-7717
E-mail: vladimir@fian.smr.ru

Pavel V. Kazakevich, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Samara Branch of Lebedev Physical Institute, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-7816-9696
E-mail: morteus@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. И. Ярес'ко – разработка концепции исследования, планирование исследований, обобщение и интерпретация результатов исследования, формулировка выводов, подготовка рукописи статьи.

Г. В. Гусева – пробоподготовка образцов (приготовление металлографических шлифов), металлографические исследования структуры, дюриметрия, изготовление фотографий микроструктуры, работа с графическим материалом.

В. И. Щербаков – проведение лазерной обработки образцов исследуемого материала, разработка методики, проведение трибоиспытаний.

П. В. Казакевич – проведение сравнительного анализа результатов исследований, обработка результатов экспериментального исследования.

S. I. Yares'ko – formation of the research concept, research planning, generalization and interpretation of the results, formulation of conclusions, writing the text.

G. V. Guseva – sample preparation (preparation of metallographic grinds), metallographic studies of the structure, durometry, production of microstructure photographs and graphic material.

V. I. Shcherbakov – conducting laser treatment of the samples, developing the methodology, conducting tribotests.

P. V. Kazakevich – conducting a comparative analysis of the results, processing of the experimental results.

Поступила в редакцию 20.03.2023
 После доработки 05.06.2023
 Принята к публикации 11.09.2023

Received 20.03.2023
 Revised 05.06.2023
 Accepted 11.09.2023



УДК 620.173:539.4.015:622.78

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-696-704

Оригинальная статья
Original article

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НЕОФЛЮСОВАННЫХ ОБОЖЖЕННЫХ ТИТАНОМАГНЕТИТОВЫХ ОКАТЫШЕЙ НА ИХ ПРОЧНОСТЬ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ СЖАТИИ

А. Н. Дмитриев¹, В. Г. Смирнова¹, Е. А. Вязникова¹,
Г. Ю. Витькина¹ , А. С. Смирнов²¹ Институт металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)² Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН (Россия, 620049, Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34) 20procents@mail.ru

Аннотация. Обожженные окатыши должны сохранять прочность от момента схода с обжиговой машины до загрузки в доменную печь. Одним из показателей прочности обожженных окатышей является прочность на сжатие, то есть усилие при разрушении. При испытании окатышей на прочность на сжатие основным видом разрушения является возникновение и развитие трещин, проходящих через центр ядра окатышей (где действуют максимальные радиальные растягивающие напряжения) или в непосредственной близости от него. Представлены требования по прочности на статическое сжатие, предъявляемые при доменном производстве к железорудным окатышам. С использованием оптического и сканирующего электронного микроскопа, оснащенного энергодисперсионным микроанализатором, проанализировали связь структурных составляющих и пор в ядре обожженных неофлюсованных железорудных титаномагнетитовых окатышей с усилием разрушения при статическом сжатии. Методом сканирующей электронной микроскопии и рентгенспектрального микроанализа установили, что ядро окатышей является многофазным материалом. Основные фазы – титаномагнетит, магнетит, титаногематит, гематит и алюмосиликатное связующее. Оптическая микроскопия позволила установить микроструктуру ядра окатышей. Возможны три типа микроструктуры: неокисленное ядро (магнетит или титаномагнетит), частично окисленное ядро – вокруг (магнетита или титаномагнетита) зерна гематита (титаногематита) и окисленное ядро (гематит и титаногематит). Определяющими факторами для получения окатышей с усилием разрушения более 2,5 кН/окатыш по требованиям доменного производства являются: количество закрытых макропор в ядре и количество зерен крупных размеров в ядре. При увеличении количества закрытых макропор и количества зерен крупных размеров в ядре снижается усилие разрушения от 3,50 до 0,87 кН/окатыш.

Ключевые слова: неофлюсованные окатыши, титаномагнетит, магнетит, гематит, титаногематит, алюмосиликатное связующее, микроструктура ядра, усилие разрушения, закрытые поры

Благодарности: Работа выполнена в рамках реализации Государственного задания ИМЕТ Уральского отделения РАН (№ 122020100125-6) с использованием оборудования ЦКП «Урал-М» ИМЕТ Уральского отделения РАН и ЦКП «Пластометрия» ИМАШ Уральского отделения РАН.

Для цитирования: Дмитриев А.Н., Смирнова В.Г., Вязникова Е.А., Витькина Г.Ю., Смирнов А.С. Влияние структуры неофлюсованных обожженных титаномагнетитовых окатышей на их прочность при статическом сжатии. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6): 696–704. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-696-704>

EFFECT OF STRUCTURE OF UNFLUXED BURNT TITANOMAGNETITE PELLETS ON STRENGTH UNDER STATIC COMPRESSION

A. N. Dmitriev¹, V. G. Smirnova¹, E. A. Vyaznikova¹,
G. Yu. Vit'kina¹ , A. S. Smirnov²¹ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsen Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)² E.S. Gorkunov Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (34 Komsomolskaya Str., Yekaterinburg 620049, Russian Federation)

✉ 20procents@mail.ru

Abstract. Burnt pellets must retain their strength from the moment they are taken out of an induration machine until they are loaded into a blast furnace. One of the indicators of the burnt pellets' strength is the compressive strength, i.e. the ultimate force. In experiments to determine compressive strength, the main type of fracture is occurrence and development of cracks that pass through the core center of pellets (where the maximum radial tensile stresses present) or near it. The paper presents the requirements for static compression strength imposed by blast furnace production to iron ore pellets. Using an optical and scanning electron microscope equipped with an energy-dispersive microanalyzer, we analyzed the relationship of structural components and pores in the core of burnt unfluxed iron ore titanomagnetite pellets with the ultimate force under static compression. By scanning electron microscopy and X-ray spectral microanalysis, it was established that the core of pellets is a multiphase material, and its main phases are titanomagnetite, magnetite, titanohematite, hematite and aluminosilicate binder. Optical microscopy made it possible to establish the microstructure of the pellet core, which has three types of microstructures: non-oxidized core (magnetite or titanomagnetite), partially oxidized core – around (magnetite or titanomagnetite) hematite grains (titanohematite) and oxidized core (hematite and titanohematite). The main factors for obtaining pellets with an ultimate force of more than 2.5 kN/pellet according to the requirements of blast furnace production are: the number of closed macropores and the number of large grains in the core. It is shown that with an increase in the number of closed macropores and the number of large grains in the core, the ultimate force is reduced from 3.5 kN to 0.87 kN/pellet.

Keywords: unfluxed pellets, titanomagnetite, magnetite, titanohematite, hematite, aluminosilicate binder, core microstructure, ultimate force, closed pores

Acknowledgements: The research was supported by the State Task of the Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (122020100125-6) using the equipment of the Center for Collective Use “Ural-M” of the Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences and the Research Center “Plastometry” of the E.S. Gorkunov Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

For citation: Dmitriev A.N., Smirnova V.G., Vyaznikova E.A., Vit'kina G.Yu., Smirnov A.S. Effect of structure of unfluxed burnt titanomagnetite pellets on strength under static compression. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):697–704.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-697-704>

ВВЕДЕНИЕ

Железорудные окатыши являются важным сырьем при выплавке чугуна в доменных печах. На предприятиях России и за рубежом производство окатышей представляет собой комбинацию двух взаимосвязанных процессов: формирование сырых окатышей и их упрочнение. Сырые окатыши подвергают обжигу с целью достижения необходимых металлургических характеристик (прочность на сжатие, удар, истирание и прочность при восстановлении). В целях улучшения процесса окомкования и получения прочных окатышей к тонкоизмельченному концентрату добавляют 0,5 – 1,0 % бентонита [1; 2]. Бентонит, в основном, состоит из оксидов алюминия и кремния, обладающих высокой влагопоглощающей способностью [3 – 5]. Бентонит является наиболее распространенным связующим для железорудных окатышей [5 – 7]. Сырые окатыши подвергают окислительному обжигу на конвейерных обжиговых машинах для упрочнения. В работах [8 – 10] отмечается, что в диапазоне температур 200 – 1300 °С происходит удаление влаги, окисление частиц магнетита, спекание зерен магнетита или гематита, формирование пор и силикатной связки, в результате чего повышаются прочностные характеристики окатышей. При удалении влаги бентонит образует твердые перемишки алюмосиликата, которые придают упрочнение [11; 12].

Завершение процессов окисления означает получение равномерной структуры окатышей [9]. В работе [13] установлено, что определяющим фактором интенсивности процесса окисления является не общая пористость, а размер пор. Именно больший размер пор у окатышей с меньшей удельной поверхностью

концентрата обуславливает их лучшую окисляемость. Это относится к периоду окисления, когда этот процесс определяется, в основном, диффузией кислорода в порах окатыша. В дальнейшем, при образовании пленки гематита на зернах, превращение будет зависеть от размера зерен концентрата.

Окисление магнетита в окатышах проходит по трем различным вариантам: полное окисление по всему сечению окатыша; полное окисление оболочки и неокисленное ядро; частичное окисление оболочки и неокисленное ядро [14]. В работе [15] предполагают, что обогащение кислородом в газовой атмосфере при непрерывном нагреве магнетитовых окатышей может привести к окислению окатышей по всему их объему, устраняя неокисленные ядра. Особенности кинетики окисления магнетитового концентрата предполагают, что такое обогащение кислородом может быть особенно эффективным при более низких температурах. В работе [16] установлено, что при температуре от 700 до 800 °С при 21 % O₂ или путем повышения содержания кислорода до 60 или 100 % при температуре 800 °С можно добиться полного окисления по всему сечению окатыша. В работе [17] предложена формула для расчета скорости реакции окисления в зависимости от температуры и парциального давления кислорода в газовой фазе. В работе [18] обнаружены нитевидные кристаллы гематита на окисленной поверхности частиц магнетитового концентрата в диапазоне температур от 800 до 950 °С. Толщина нитевидных кристаллов увеличилась с 30 нм при температуре 800 °С до 200 нм при 950 °С. Нитевидные кристаллы действуют как мостики между частицами концентрата во время окислительного обжига окатышей, способствуя увеличению их прочности.

В работе [19] считают, что когда частица начинает окисляться, вокруг нее образуется оболочка из гематита, в то время как сердцевина все еще остается магнетитовой. При температуре 1100 °С скорость диффузии кислорода была ограничена спеканием в магнетитовой сердцевине, происходящим после окисления, а не скоростью диффузии кислорода через окисленную гематитовую оболочку, как утверждалось в более ранних работах. Скорость окисления была максимальной при температуре примерно 1100 °С. Она существенно снижается при 1200 °С, поскольку как гематитовая оболочка, так и магнетитовая сердцевина спекаются при этой температуре. В работе [20] показано, что упрочнение железорудного окатыша вследствие процесса спекания начинается при 1100 °С. Увеличение прочности окатышей на сжатие зависит от температуры нагрева, влияние структуры не рассматривается.

Одной из важных металлургических характеристик окатышей является их прочность на сжатие. В соответствии с ГОСТ 24765 – 81 на горно-обогажительных комбинатах, производящих окатыши, результаты испытаний на сжатие используют для оценки качества продукции. Требования к окатышам на большинстве фабрик окомкования: прочность на статическое сжатие 2,0 кН/окатыш. В доменном производстве прочность на статическое сжатие должна быть более 2,5 кН/окатыш [21 – 23].

Проблема целостности окатышей при механическом воздействии привлекает многих исследователей, которые для прогнозирования разрушения используют аналитические, численные и экспериментальные подходы к исследованию. В соответствии с результатами математического моделирования [24; 25], наиболее неблагоприятное напряженное состояние при сжатии окатышей сферической формы возникает в центре за счет действия интенсивных растягивающих радиальных напряжений. Именно поэтому в качестве меры для оценки прочности окатышей обычно используют разрушающее усилие при испытаниях на сжатие. Проведенное в работе [26] исследование показало, что при испытании на статическое сжатие основным видом разрушения является возникновение и развитие трещин, проходящих через центр магнетитового ядра, где действуют максимальные радиальные растягивающие напряжения, или в непосредственной близости от него. Было установлено, что для окатышей как фракции 10 – 12 мм, так и фракции 14 – 16 мм имеет место общая закономерность: чем больше относительный размер магнетитового ядра, тем меньше усилие разрушения [26].

В научно-технической литературе отсутствуют сведения о влиянии структуры ядра на прочность окатышей.

Целью настоящей работы является проведение комплексных исследований структурных составляющих (магнетит, титаномагнетит, гематит, титаногематит,

алюмосиликат) и пор в ядре обожженных неофлюсованных титаномагнетитовых окатышей и определение связи усилия разрушения при статическом сжатии со структурой ядра окатышей.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для установления связи структуры окатышей с их прочностью на сжатие были исследованы 13 обожженных неофлюсованных титаномагнетитовых окатышей фракции 10 – 16 мм. Окатыши обработаны по базовому температурно-временному режиму обжига АО «ЕВРАЗ КГОК». Окатыши были испытаны в соответствии с требованиями ISO 4700 на универсальной машине ВТ1-FR050THW.A1K (Zwick GmbH, Германия) при скорости перемещения бойков 10 мм/мин с записью диаграммы деформирования. Общее содержание железа ($Fe_{\text{общ}}$) в окатышах определяли методом титрометрии по ГОСТ 32517.1, FeO – по ГОСТ 53657. Химический анализ соединений CaO, SiO₂, Al₂O₃, MgO, TiO₂, V₂O₅ осуществляли атомно-эмиссионным методом с индуктивно-связанной плазмой с использованием прибора SpectroBlue (Spectro, Германия). Химический состав исследуемых окатышей следующий, % (по массе): Fe_{общ} 60,90; FeO 3,02; CaO 1,00; SiO₂ 3,89; Al₂O₃ 2,83; MgO 2,59; TiO₂ 2,73; V₂O₅ 0,59.

По излому окатышей изготавливали микрошлифы.

Металлографическое исследование проводили на оптическом микроскопе Neophot-2. Полученные изображения анализировали с помощью программного обеспечения Siams-700. На изображениях измеряли размер зерен, размер закрытых макропор и размер связующей фазы в ядре. Измерения проводили на пяти полях зрения, на которых проведено 20 отрезков. Для определения доли фазы, закрытых макропор и связующей фазы использовали линейный метод на основе принципа Кавальери–Акера [27]. Размер зерен определяли по ГОСТ Р ИСО 643 – 2015, при этом использовали условную классификацию номера фазы: 3 – 8 (крупные), 9 (средние), 10 (мелкие), 11 и выше (очень мелкие). При определении закрытых и открытых пор использовали следующую терминологию [28]: закрытые поры находятся внутри образца и полностью изолированы от соседних; открытые поры имеют открытый канал сообщения с внешней поверхностью тела. Размер пор оценивали, измеряя их максимальный размер в двух перпендикулярных направлениях. Разделение пор по размерам осуществляли по следующим признакам [29]: макропоры – диаметром $d_n > 20$ мкм; мезопоры – $20 \geq d_n \geq 0,2$ мкм; микропоры – $d_n < 0,2$ мкм.

Рентгенофазовый анализ (РФА) выполнен на дифрактометре Shimadzu XRD-7000, оснащенном рентгеновской трубкой в CuK_{α} -излучении на воздухе в диапазоне 2θ от 10 до 85°. Для идентифицирования и определения количества фаз использовали базу данных PDF 4 (International Centre For Diffraction Data).

Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) фаз проводили на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II, оснащённом энергодисперсионным микроанализатором Oxford INCA ENERGY 450.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На оптическом микроскопе в микроструктуре ядра окатышей были обнаружены структуры, которые можно подразделить на три типа: 1 (табл. 1, образцы 1, 3, 4, 5, 9, 10, 11) – неокисленное ядро – магнетит или титаномагнетит; 2 (табл. 1, образцы 2, 6, 7, 8, 12) – частично окисленное ядро – вокруг магнетита или титаномагнетита зерна гематита или титаногематита; 3 (табл. 1, образец 13) – окисленное ядро – гематит или титаногематит.

Методом РФА в окатышах были обнаружены следующие фазы: гематит, магнетит, кварц, силикат магния и диоксид железистый. Уточнить состав фаз стало возможно только с использованием РСМА, так как на дифрактограммах, полученных методом РФА, рефлексы «гематит» и «титаногематит», «магнетит» и «титаномагнетит» накладываются (полное совпадение соотношения линий интенсивности, углов 2θ межплоскостных расстояний от рефлексов с данными ICDD PDF 4 (International Centre For Diffraction Data).

Результаты РСМА (рис. 1, табл. 2) показали, что ядро окатышей состоит из следующих фаз:

– тип 1: фаза в точке 1 – титаномагнетит (70,3 % Fe; 0,4 % Ti); фаза в точке 2 – алюмосиликатное связующее состава, % (по массе): FeO 19,28; SiO₂ 45,95;

CaO 14,7; Al₂O₃ 13,8; MgO 2,14; фаза в точке 3 – магнетит (72,03 % Fe);

– тип 2: фаза в точке 1 – титаногематит (67,1 % Fe; 1,4 % Ti); фаза в точке 2 – алюмосиликатное связующее состава, % (по массе): FeO 26,0; SiO₂ 40,4; CaO 12,9; Al₂O₃ 12,2; MgO 8,9; фаза в точке 3 – гематит (60,86 % Fe);

– тип 3: фаза в точке 1 – титаногематит (67,5 % Fe; 1,9 % Ti); фаза в точке 2 – алюмосиликатное связующее состава, % (по массе): FeO 60,9; SiO₂ 23,53; CaO 5,6; Al₂O₃ 5,67; MgO 1,3.

Микроструктура неокисленного ядра тип 1 (рис. 2, а) состоит из зерен магнетита и титаномагнетита (1), которые разделены алюмосиликатным связующим (2) и закрытыми порами (3), имеющими сферическую или близкую к ней форму различного размера. Зерна магнетита или титаномагнетита соединены между собой, образуя при спекании магнетитовый или титаномагнетитовый поверхностный контакт (4). Микроструктура

Таблица 1

Результаты измерения усилия разрушения окатышей на сжатие в зависимости от их размера

Table 1. Results of measuring the ultimate compressive force of pellets depending on their size

Номер образца	Фракция, мм	Усилие разрушения, кН/окатыш
1	10 – 12	3,16
2		3,06
3		2,59
4		2,06
5		2,01
6		1,91
7		1,56
8		2,06
9		1,88
10		1,33
11		1,14
12	14 – 16	0,87
13		0,70

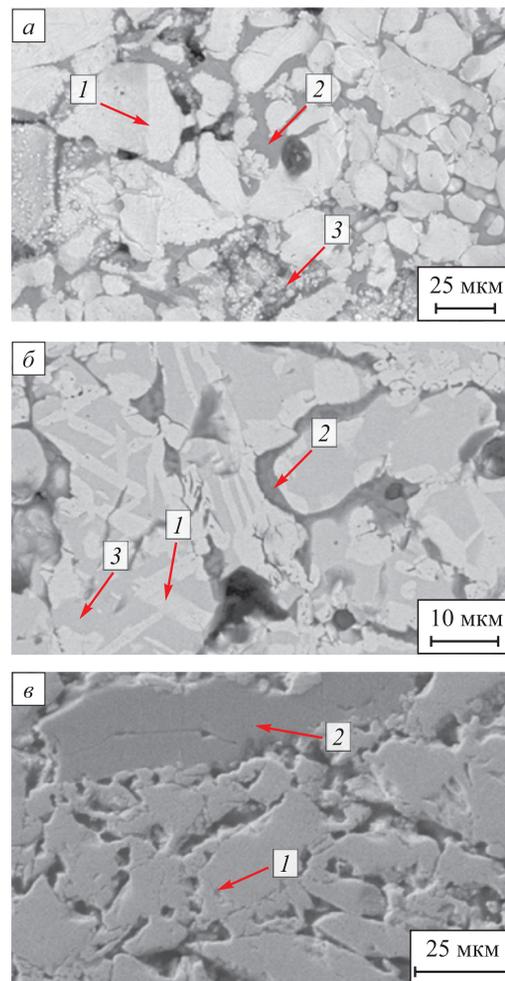


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры ядра окатышей в плоскости действия силы: а – в – тип 1 – 3

Fig. 1. Electron microscopic image of the pellets' core structure in the plane of ultimate action: а – в – type 1 – 3

Результаты рентгеноспектрального микроанализа окатышей

Table 2. Results of X-ray microspectral analysis of the pellets

Точки	Содержание элементов, % (по массе), в области анализа									
	O	Na	Mg	Al	Si	K	Ti	Ca	Fe	V
Тип 1										
1	27,00	–	1,2	1,10	–	–	0,4	–	70,30	
2	50,44	1,2	1,2	7,19	21,48	0,9	–	10,49	7,10	–
3	25,07	–	1,1	1,20	0,60	–	–	–	72,03	–
Тип 2										
1	28,70	–	1,2	0,90	0,70	–	1,4	–	67,10	–
2	37,14	–	5,4	6,51	18,92	–	–	9,31	20,22	2,5
3	29,64	–	7,1	1,70	0,70	–	–	–	60,86	–
Тип 3										
1	28,70	–	0,4	1,00	–	–	1,9	–	67,50	0,5
2	28,70	0,4	2,0	3,00	11,00	0,1	0,8	4,00	49,50	0,5

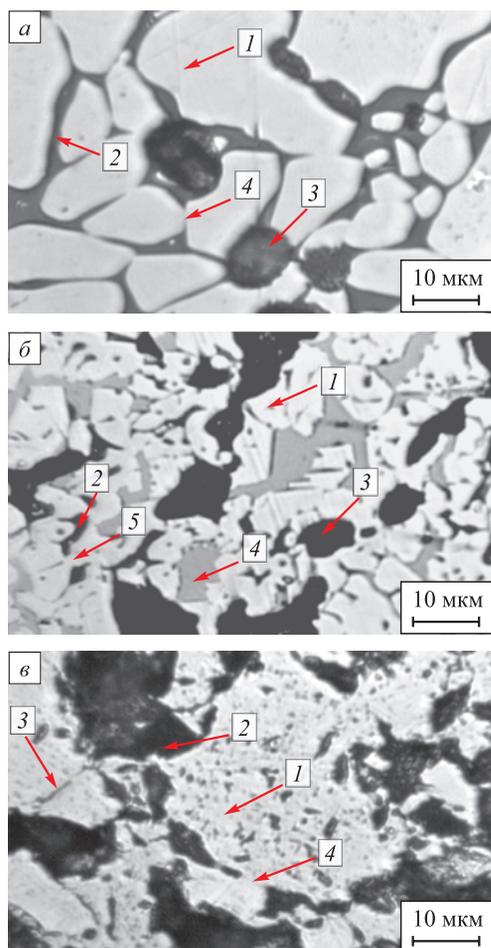


Рис. 2. Типичные микроструктуры ядра окатышей в плоскости действия силы: а – в – тип 1 – 3

Fig. 2. Typical microstructures of the pellet core in the plane of ultimate action: а – в – type 1 – 3

частично окисленного ядра (тип 2) (рис. 2, б) – связанные между собой структурные составляющие гематита и титаногематита (1), титаномагнетита и магнетита (4) и алюмосиликатного связующего (2). Оболочки зерен, состоящие из гематита (титаногематита), соединены между собой, образуя при спекании гематитовый (титаногематитовый) поверхностный контакт (5). Некоторые зерна разделены закрытыми порами (3). Микроструктура окисленного ядра тип 3 (рис. 2, в) состоит из зерен титаногематита и гематита (1), которые разделены открытыми порами сложной формы (2), представляющими собой чередование узких каналов с резкими раздуваниями, алюмосиликатным связующим (3). Зерна гематита (титаногематита), соединены между собой, образуют при спекании гематитовый (титаногематитовый) поверхностный контакт (4).

Сравнение результатов работ [15 – 20] и полученной микроструктуры ядра позволили предположить, что окисление магнетита (титаномагнетита) окатышей типа 1 происходило в интервале температур 700 – 900 °С, типа 2 – 400 – 600 °С, а типа 3 – 200 – 400 °С.

На рис. 3 – 5 результаты исследований и вычислений представлены в виде графических зависимостей от усилия разрушения.

На рис. 3 показаны зависимости усилия разрушения от среднего размера: зерна магнетита (титаномагнетита), гематита (титаногематита), закрытых макропор и алюмосиликатного связующего в ядрах окатышей. При анализе полученных зависимостей считали, что имеется устойчивая корреляционная связь (коэффициент корреляции $R^2 > 0,7$). Из рис. 3, а видно, что при средних размерах магнетита (титаномагнетита) 10 – 15 мкм, закрытых макропор 12 – 15 мкм, алюмо-

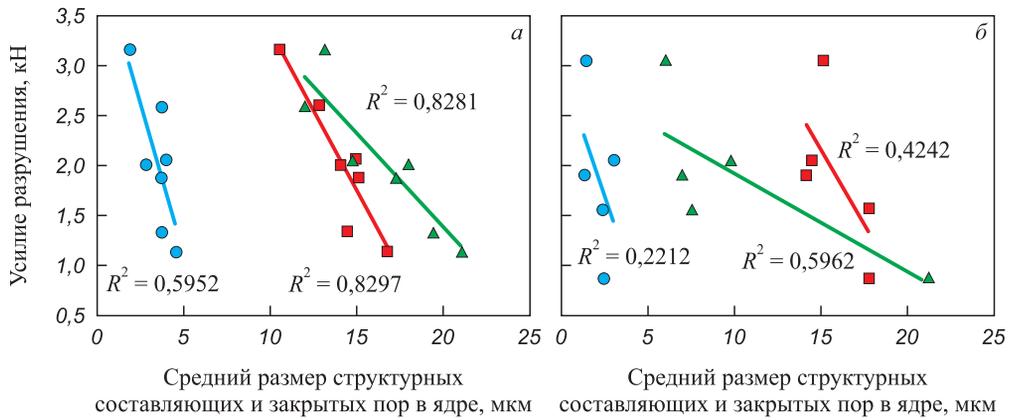


Рис. 3. Влияние среднего размера структурных составляющих в ядре окатыша на усилие разрушения: *a* и *б* – тип 1 и 2; ■ – магнетит (титаномагнетит); ▲ – закрытые макропоры; ● – алюмосиликатное связующее

Fig. 3. Effect of the average grain structural components in the core on the ultimate force: *a* and *б* – type 1 and 2; ■ – magnetite (titanomagnetite); ▲ – closed pores; ● – aluminosilicate binder

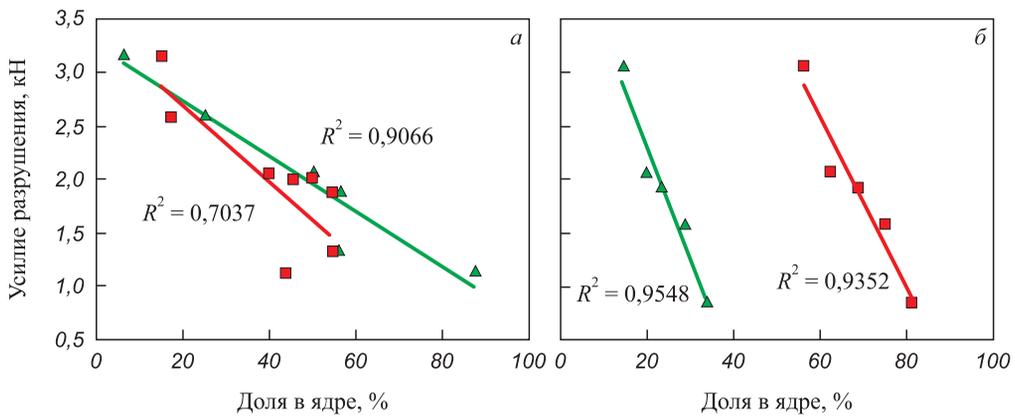


Рис. 4. Влияние доли зерен крупных размеров и закрытых макропор в ядре окатыша на усилие разрушения: *a* и *б* – тип 1 и 2; ■ – магнетит (титаномагнетит); ▲ – закрытые макропоры

Fig. 4. Effect of the fraction of large grains and closed macropores in the core on the ultimate force: *a* and *б* – type 1 and 2; ■ – magnetite (titanomagnetite); ▲ – closed macropores

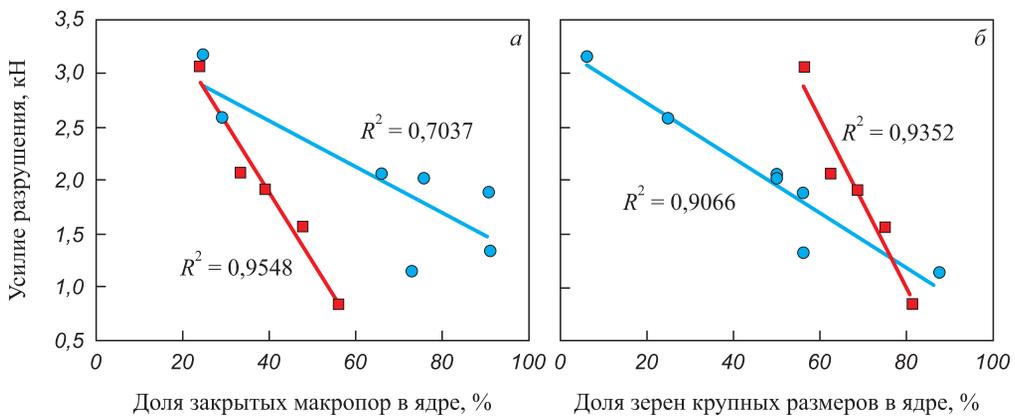


Рис. 5. Влияние доли закрытых макропор (*a*) и зерен крупных размеров (*б*) на усилие разрушения в ядре окатыша в зависимости от типа структуры:

● и ■ – тип 1 и 2

Fig. 5 Effect of the fraction of closed macropores (*a*) and large grains (*б*) in the core on the ultimate force depending on the type of structure:

● and ■ – type 1 and 2

силикатной связки 1,5–2,0 мкм наблюдается соответствие требованиям прочности при статическом сжатии 2,5 кН/окатыш. При рассматриваемом типе структуры структурные составляющие и макропоры влияют на усилие разрушения. При структуре типа 2 (рис. 3, б) линейной связи между средним размером зерна гематита (титаногемагнетита), средними размерами закрытых макропор, алюмосиликатного связующего и усилием разрушения не обнаружено.

Между усилием разрушения в ядрах окатышей от доли зерен крупных размеров магнетита (титаномагнетита) и доли закрытых макропор имеет место линейная зависимость (рис. 4, а). Чем меньше доля закрытых макропор и зерен крупных размеров магнетита (титаномагнетита), тем больше усилие разрушения. При структуре типа 2 также наблюдается аналогичная зависимость.

Для всех структур (тип 1, 2) наблюдается: увеличение количества закрытых макропор и зерен крупных размеров снижает усилие разрушения от 3,5 до 0,87 кН/окатыш (рис. 5).

Для получения окатышей с усилием разрушения более 2,5 кН/окатыш должны выполняться следующие условия: для структуры типа 1 – количество закрытых макропор должно быть менее 18 % и количество зерен крупных размеров не более 25 %; структуры типа 2 – 25 и 60 % соответственно. Для получения окатышей с усилием разрушения более 2 кН/окатыш: при структуре типа 1 – количество закрытых макропор должно быть менее 40 % и количество зерен крупных размеров не более 50 %; структуре типа 2 – 25 и 65 %.

Усилие разрушения 0,70 кН/окатыш (тип 3) не соответствует требованиям прочности при статическом сжатии за счет большого количества открытых макропор (47 %) и количества зерен крупных размеров (75 %).

Важным является тот факт, что для обеих типов структур можно получать окатыши с усилием разрушения более 2,5 кН/окатыш.

Выводы

Выявлено, что ядро окатышей имеет три типа структуры: 1 (неокисленное ядро) – зерна титаномагнетита и магнетита, в том числе спеченные, закрытые макропоры и алюмосиликатное связующее; 2 (частично окисленное ядро) – вокруг магнетита (титаномагнетита) зерна гематита и титаногемагнетита, в том числе спеченные, закрытые макропоры и алюмосиликатное связующее; 3 (окисленное ядро) – зерна гематита и титаногемагнетита, в том числе спеченные, открытые поры и алюмосиликатное связующее.

При изготовлении окатышей, которые выдерживают нагрузку сжатия более 2,5 кН, количество закрытых макропор должно быть менее 18 %, а количество крупных зерен – не более 25 % (для структуры 1 типа) и 25 и 60 % для окатышей со структурой 2 типа.

Причиной снижения усилия разрушения до 0,70 кН/окатыш для структуры 3 типа является наличие в ядре окатыша большого количества открытых макропор и зерен крупных размеров.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Шумаков Н.С., Дмитриев А.Н., Гараева О.Г. *Сырьевые материалы и топливо для доменной плавки*. Екатеринбург: УрО РАН; 2007:392.
2. Gul A., Sirkeci A.A., Boylu F., Guldan G., Burat F. Improvement of mechanical strength of iron ore pellets using raw and activated bentonites as binders. *Physicochemical Problems of Mineral Processing*. 2014;51(1):23–36. <https://dx.doi.org/10.5277/ppmp150203>
3. Бардавелидзе Г.Г., Брагин В.В., Спиринов Н.А., Пигарев С.П. Исследование окатышей из концентрата окисленных железистых кварцитов АО «Михайловский ГОК». *Металлург*. 2021;(12):11–18. https://doi.org/10.52351/00260827_2021_12_11
Bardavelidze G.G., Bragin V.V., Spirin N.A., Pigarev S.P. Research of pellets from concentrate of oxidized ferruginous quartzites of JSC “Mikhailovsky GOK”. *Metallurg*. 2021;(12):11–18. (In Russ.). https://doi.org/10.52351/00260827_2021_12_11
4. Shaik M.B., Sekhar C., Dwarapudi S., Gupta N., Paul I., Patel A.K., Tudu S., Kumar A. Characterization of colemanite and its effect on cold compressive strength and swelling index of iron ore pellets. *Mining, Metallurgy and Exploration*. 2021;38(1):217–231. <https://doi.org/10.1007/s42461-020-00331-5>
5. Guo H., Shen F.-M., Jiang X., Gao Q.-J., Ding G.-G. Effects of MgO additive on metallurgical properties of fluxed-pellet. *School of Metallurgy, Northeastern University*. 2019;26:3238–3251. <https://doi.org/10.1007/s11771-019-4249-6>
6. Li W., Fu G., Chu M., Zhu M. Influence of MgO on the oxidation and induration of Hongge vanadium titanomagnetite pellets. *Ironmaking and Steelmaking*. 2019;47(8):837–843. <https://doi.org/10.1080/03019233.2019.1615815>
7. Yi Y., Li G., Gao P., Zhang X., Zhang Y., Zhang J., Huang J. Effect of humic acid binder on oxidation roasting of vanadium-titanium magnetite pellets via straight-grate process. *Crystals*. 2021;11(11):1–11. <https://doi.org/10.3390/cryst11111283>
8. Mohamed O.A., Shalabi M.E.H., El-Hussiny N.A., Khedr M.H., Mostafa F. The role of normal and activated bentonite on the pelletization of barite iron ore concentrate and the quality of pellets. *Powder Technology*. 2003; 130(1-3):277–282. [https://doi.org/10.1016/S0032-5910\(02\)00205-X](https://doi.org/10.1016/S0032-5910(02)00205-X)
9. Абзалов В.М., Горбачев В.А., Евстюгин С.Н., Клейн В.И., Леонтьев Л.И., Юрьев Б.П. *Физико-химические и теплотехнические основы производства железорудных окатышей*. Екатеринбург: МИЦ; 2015:335.
10. Юрьев Б.П., Брук Л.Б., Спиринов Н.А., Шешуков О.Ю., Гольцев В.А., Шевченко О.И., Метелкин А.А. *Основы теории процессов при обжиге железорудных окатышей*. Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ; 2018:310.

11. Bhuiyan I.U., Mouson J., Schröppel B., Kaech A., Dobryden I., Forsmo S.P.E., Hedlund J. Microstructure of bentonite in iron ore green pellets. *Microscopy and Microanalysis*. 2014;20(1):33–41.
<https://doi.org/10.1017/S1431927613013950>
12. Kawatra S.K., Ripke S.J. Effects of bentonite fiber formation in iron ore pelletization. *International Journal of Mineral Processing*. 2002;65(3-4):141–149.
[https://doi.org/10.1016/S0301-7516\(01\)00062-x](https://doi.org/10.1016/S0301-7516(01)00062-x)
13. Юрьев Б.П., Дудко В.А. Влияние структурных характеристик окатышей на их металлургические свойства. *Сталь*. 2021;(4):2–6.
Yur'ev B.P., Dudko V.A. Influence of the pellets' structural characteristics upon their metallurgical properties. *Stal'*. 2021;(4):2–6. (In Russ.).
14. Ericksson A., Andersson C., Ahmed H., Dahlin A., Kumar T.K.S., Semberg P. Effect of varied oxygen levels on the oxidation of a magnetite pellet bed during pot furnace induction. *ISIJ International*. 2021;61(5):1439–1449.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-469>
15. Tang M., Cho H.J., Pistorius P.C. Early gaseous oxygen enrichment to enhance magnetite pellet oxidation. *Metallurgical and materials Transactions B*. 2014;45(4):1304–1314.
<https://doi.org/10.1007/s11663-014-0064-5>
16. Kumar T.K.S., Viswanathan N.N., Ahmed H., Dahlin A., Andersson C., Bjorkman B. Developing the oxidation kinetic model for magnetite pellet. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2019;50(1):162–172.
<https://doi.org/10.1007/s11663-018-1423-4>
17. Горбачев В.А., Абзалов В.М., Юрьев Б.П. Кристаллохимическое превращение магнетита в гематит в железорудных окатышах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2007;50(4):27–30.
Gorbachev V.A., Abzalov V.M., Yu'ev B.P. Conversion of magnetite to hematite in iron-ore pellets. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007;50(4):27–30.
18. Song S., Pistorius P.C. Formation of hematite whiskers during magnetite concentrate oxidation. *ISIJ International*. 2019;59(10):1765–1769.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-755>
19. Forsmo S.P.E., Forsmo S.-E., Samskog P.-O., Björkman B.M.T. Mechanisms in oxidation and sintering of magnetite iron ore green pellets. *Power Technology*. 2008;183(2):247–259.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2007.07.032>
20. Timofeeva A.S., Nikitchenko T.V., Fedina V.V., Akul'shina I.I. Effect of flux on the hardening of pellet during heat treatment. *Metallurgist*. 2017;61(8):700–702.
<https://doi.org/10.1007/s11015-017-0552-3>
21. Gao Q.-J., Shen F.-M., Wei G., Jiang X., Zheng H.-Y. Effects of MgO containing additive on low-temperature metallurgical properties of oxidized pellet. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013;20(7):25–28.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60121-1](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60121-1)
22. Никитченко Т.В., Тимофеева А.С., Кожухов А.А. Влияние модифицирующих добавок на формирование железорудных окатышей. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;1(4):67–72.
Nikitchenko T.V., Timofeeva A.S., Kozhuhkov A.A. Modification additions influence on the iron ore pellets forming. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;1(4):67–72. (In Russ.).
23. Gan M., Sun Y.-F., Fan X.-H., Ji Z.-Y., Lv W., Chen X.-L., Jiang T. Preparing high-quality vanadium titanomagnetite pellets for large-scale blast furnaces as ironmaking burden. *Ironmaking and Steelmaking*. 2018;47(4):1–8.
<https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1492500>
24. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Nishida M., Larsson S., Jonsén P. Fracture probability modelling of impact-loaded iron ore pellets. *International Journal of Impact Engineering*. 2017;102:180–186.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.12.014>
25. Gustafsson G., Häggblad H.-A., Jonsén P. Multi-particle finite element modelling of the compression of iron ore pellets with statistically distributed geometric and material data. *Powder Technology*. 2013;239:231–238.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.powtec.2013.02.005>
26. Дмитриев А.Н., Смирнова В.Г., Вязникова Е.А., Долматов А.В., Витькина Г.Ю. Влияние структуры обожженных окатышей на прочность и разрушение при испытании на статическое сжатие. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(11):785–792.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-785-792>
Dmitriev A.N., Smirnova V.G., Vyaznikova E.A., Dolmatov A.V., Vit'kina G.Yu. Influence of structure of burned pellets on strength and destruction in static compression tests. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(11):785–792. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-785-792>
27. Салтыков С.А. *Стереометрическая металлография*. Москва: Металлургия; 1970:376.
28. Klobes P., Meyer K. Ronald, Munro R.G. *Porosity and Specific Surface Area Measurements for Solid Materials. NIST Recommended Practice Guide*. U.S. GOVERNMENT Printing Office; Washington: 2006.
29. Абзалов В.М., Клейн В.И., Юрьев Б.П. Диффузия кислорода в порах железорудного окатыша. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2008;51(6):7–9.
Abzalov V.M., Klein V.I., Yur'ev B.P. Oxygen diffusion in pores of an iron ore pellet. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008;51(6):7–9. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

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

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

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

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

Александр Сергеевич Смирнов, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории механики деформаций, Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-5826-491X
E-mail: smirnov@imach.uran.ru

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

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

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

Aleksandr S. Smirnov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Deformation Mechanics, E.S. Gorkunov Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5826-491X
E-mail: smirnov@imach.uran.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

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

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

Е. А. Вязникова – получение данных для анализа.

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

А. С. Смирнов – получение данных для анализа.

A. N. Dmitriev – scientific guidance, formation of the basic concept, goals and objectives of the study.

V. G. Smirnova – writing the text, obtaining and analyzing the data, reviewing publications on the article topic.

E. A. Vyaznikova – obtaining data for analysis.

G. Yu. Vit'kina – visualization of the research results, revision of the text.

A. S. Smirnov – obtaining data for analysis.

Поступила в редакцию 21.03.2023
 После доработки 30.05.2023
 Принята к публикации 11.09.2023

Received 21.03.2023
 Revised 30.05.2023
 Accepted 11.09.2023



УДК 621.791.92:621.727:620.178

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-705-708

Краткое сообщение
Short report

ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Л. П. Бащенко[✉], В. В. Почетуха, Т. А. Михайличенко

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

✉ luda.baschenko@gmail.com

Аннотация. Технология плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота с присадочной порошковой проволокой характеризуется высокой производительностью и возможностью легирования наплавленного металла. Стойкость металлических изделий зависит от микроструктуры, химического состава, технологии получения, режимов термической и поверхностной обработок. В статье приведены результаты исследования структуры и микротвердости плазменно-наплавленного в среде азота быстрорежущего сплава Р18Ю на среднеуглеродистую сталь 30ХГСА. Различий в строении наплавочного слоя до 4 мм по глубине не выявлено, но после четырехкратного высокотемпературного отпуска при 580 °С выявлены структурно-фазовые изменения. Значения микротвердости после наплавки и отпуска согласуются с литературными данными.

Ключевые слова: плазменная наплавка, отпуск, быстрорежущий сплав, микроструктура, микротвердость

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-19-00186 6), <https://rscf.ru/project/23-19-00186>.

Для цитирования: Бащенко Л.П., Почетуха В.В., Михайличенко Т.А. Влияние отпуска на структуру наплавленных покрытий из быстрорежущей стали. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):705–708. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-705-708>

INFLUENCE OF TEMPERING ON STRUCTURE OF DEPOSITED HIGH-SPEED STEEL COATINGS

L. P. Bashchenko[✉], V. V. Pochetukha, T. A. Mikhailichenko

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

✉ luda.baschenko@gmail.com

Abstract. The technology of plasma surfacing in a protective-alloying nitrogen medium with an additive powder wire is characterized by high productivity and the possibility of alloying the deposited metal. Durability of metal products depends on microstructure, chemical composition, production technology, modes of thermal and surface treatments. The article presents the results of a study of structure and microhardness of the high speed alloy R18Yu deposited in nitrogen medium on medium-carbon steel 30KhGSA. There were no differences in structure of the surfacing layer up to 4 mm in depth, but after four times high-temperature tempering at 580 °C, structural and phase changes were revealed. The values of microhardness after surfacing and tempering are consistent with the literature data.

Keywords: plasma surfacing, tempering, high-speed alloy, microstructure, microhardness

Acknowledgements: The study was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 23-19-00186 6), <https://rscf.ru/project/23-19-00186>.

For citation: Bashchenko L.P., Pochetukha V.V., Mikhailichenko T.A. Influence of tempering on structure of deposited high-speed steel coatings. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2023;66(6):705–708. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-705-708>

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы в области фундаментального материаловедения традиционно привлекает внимание исследователей изучение влияния структурно-фазового

состояния быстрорежущих сплавов на формирование высоких эксплуатационных свойств [1 – 3] и их практическую реализацию [4; 5].

В машиностроении и металлургии для защиты деталей от абразивного износа в качестве наплавочных

материалов широко применяются теплостойкие стали высокой твердости (P18, P6M5, P2M9 и др.), которые обладают высокими служебными свойствами [6–9]. Используется технология плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота с присадочной порошковой проволокой. Эта технология характеризуется высокой производительностью и возможностью легирования наплавленного металла [6–9]. Применительно к износостойким покрытиям азот обеспечивает повышенные ударо- и коррозионную стойкости [6–9]. Стойкость металлических изделий определяется микроструктурой, химическим составом, технологией получения, режимами термической и поверхностной обработки. Однако в литературе недостаточно надежных данных о природе формирования повышенных твердости и износостойкости в быстрорежущем металле, сформированном плазменной наплавкой и последующей термообработкой.

Целью настоящей работы является исследование структуры покрытия из быстрорежущей стали, сформированного высокотемпературной плазмой в среде азота и высокотемпературным отпуском.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследован наплавленный быстрорежущий сплав P18Ю, дополнительно легированный алюминием и азотом, следующего химического состава, % (по массе): С 0,87; Cr 4,41; W 17,00; Mo 0,10; V 1,50; Ti 0,35; Al 1,15; N 0,06. В качестве подложки выступает сталь марки 30ХГСА следующего химического состава, % (по массе): С 0,3; Cr 0,9; Mn 0,8; Si 0,9.

Как и в работах [8; 9] наплавку заготовки осуществляли на установке для плазменной наплавки тел вращения по термическому циклу с низкотемпературным подогревом. Режим наплавки не отличается от описанного в работе [8].

Из верхних слоев наплавленного металла на станке электроискровой резки вырезали образцы, которые подвергали термической обработке (нагрев 580 °С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4). При проведении металлографического исследования применялся оптический микроскоп OLYMPUS GX-51. Накопление карт, спектров профилей ЭДС осуществлялось на сканирующем электронном микроскопе КУКУ-ЕМ6900.

Исследования микротвердости проводились методом Виккерса на приборе HVS-1000 с нагрузкой на индентор 1 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно классическим представлениям, формирование структуры в наплавленном слое происходит следующим образом [10]. Из жидкости выделяется обедненный по углероду α -твердый раствор. Далее протекает перитектическая реакция с образованием

кристаллов γ -твердого раствора. Она протекает на поверхности раздела фаз, поэтому образующиеся γ -кристаллы изолируют сердцевину α -кристаллов от жидкости, более богатой углеродом. Дальнейшее протекание перитектической реакции возможно лишь при диффузии углерода и легирующих элементов из жидкости через γ -фазу. Этот процесс в реальных условиях наплавки, когда происходит ускоренное охлаждение поверхностных наплавленных слоев, практически не протекает. Соответственно, в структуре сохраняется некоторое количество α -фазы, которое зависит от скорости охлаждения поверхностного слоя [10].

При последующем охлаждении происходит эвтектоидный распад α -фазы с образованием α -эвтектоида, представляющего собой дисперсную смесь аустенита и карбидов типа Me_6C , а также карбидов цементитного типа.

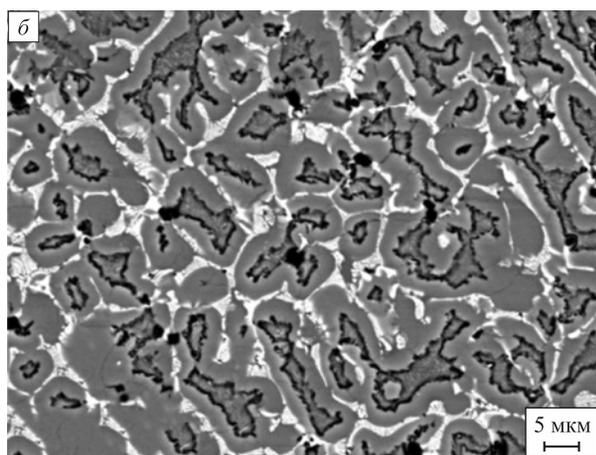
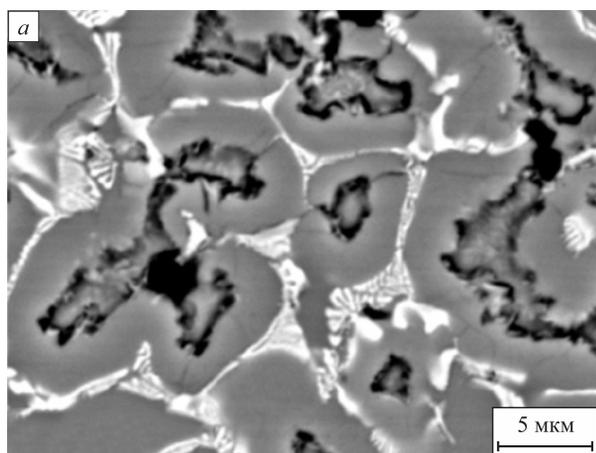
Чем выше скорость охлаждения, тем сильнее неоднородность, обусловленная слабо развивающимся перитектическим превращением. После окончательного затвердевания в структуре имеются зерна, состоящие из трех концентрических слоев: 1 – сердцевина с двухфазной структурой α -эвтектоида; 2 – промежуточный светлый слой (при затвердевании по перитектической реакции здесь образуются γ -кристаллы, которые при быстром охлаждении превращаются в мартенсит и остаточный аустенит); 3 – наружный слой с двухфазной эвтектикой аустенит и карбиды, после охлаждения – мартенсит и карбиды [10].

Анализ микроструктуры с помощью оптической микроскопии показывает, что строение наплавленного слоя представляет собой типичную литую структуру, дисперсность которой практически не зависит от расстояния от поверхности. Это может быть связано с небольшой толщиной наплаваемого металла и, соответственно, близкими скоростями охлаждения по глубине наплавленного за один проход слоя.

При значительном увеличении с помощью сканирующей электронной микроскопии, позволяющей детализировать элементы структуры, также не выявлено различий между строением наплавленного слоя на различной глубине от поверхности (см. рисунок).

Выявленная светлая оболочка представляет собой кристаллы мартенсита и остаточного аустенита, образовавшихся при ускоренном охлаждении из γ -фазы, участвующей в перитектической реакции. Первичные карбиды типа Me_6C скелетообразной формы располагаются внутри светлой оболочки. Присутствие таких карбидов снижает вязкость стали, поэтому их стараются разрушить тем или иным способом. Темные участки представляют собой двухфазную эвтектическую структуру, после затвердевания состоящую из карбидов, мартенсита и остаточного аустенита.

Поскольку наплавка проводилась в среде азота, то должны образовываться карбиды, содержащие азот или карбонитриды. Как было показано в работах [6; 7], обра-



Электронно-микроскопические изображения наплавленного слоя на расстоянии 2000 мкм (а) и 4000 мкм (б)

Electron microscopic images of the deposited layer at a distances of 2000 μm (a) and 4000 μm (b)

зуются комплексные карбиды типа $Fe_3(W-Mo-N-V)_3C$. Возможно образование нитридов Fe_4N .

После четырехкратного высокого отпуска при температуре 580 °С с выдержкой в течение 1 ч и последующего охлаждения на воздухе в наплавленном слое выявляются структурные изменения. В местах нахождения мартенсита и аустенита остаточного происходит их преобразование в мартенсит отпущенный с повышенной травимостью и выделение дисперсных карбидов типа MeC , Me_6C .

Определение микротвердости на поверхности образцов после наплавки и четырехкратного высокого отпуска проводилось в автоматическом режиме с шагом 100 мкм. Микротвердость наплавленного слоя несколько ниже, чем этого же слоя после четырехкратного отпуска (см. таблицу).

После четырехкратного отпуска в результате распада остаточного аустенита, образования мартенсита отпущенного и выделения дисперсных карбидов общая микротвердость незначительно повысилась и ее распределение стало более однородным (см. таблицу), что согласуется с известными литературными данными [10].

Распределение микротвердости в наплавленном слое на различном расстоянии от поверхности исследуемого материала после наплавки и после четырехкратного отпуска

Distribution of microhardness in the deposited layer at different distances from the surface of the test material after surfacing and after four-time tempering

Микротвердость быстрорежущей стали P18Ю, МПа, на расстоянии от поверхности образца			
после наплавки		после наплавки и высокотемпературного отпуска	
1000 мкм	3000 мкм	1000 мкм	3000 мкм
48,20	49,82	55,15	51,72
46,37	45,58	53,88	52,53
46,37	48,13	60,14	51,40
50,45	43,96	50,15	50,52
46,84	47,42	55,28	51,35
41,22	33,59	54,39	63,13
46,99	48,63	54,26	49,30
34,16	44,11	49,13	55,67
46,99	47,31	54,26	51,96
45,43	44,39	55,26	55,25

Выводы

Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии и измерения микротвердости проведены исследования влияния отпуска на структуру покрытия из быстрорежущей стали P18Ю, сформированного при плазменной наплавке в среде азота порошковой проволокой. Отмечено формирование ячеек с аустенитно-мартенситной структурой и незначительный рост микротвердости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Wang Y., Mao B., Chu S., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang S., Wang Y., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:8198–8240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
2. Wang H., Hong D., Hou L., Ou P., Wang Z., Shen L., Zhao H. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray-deposited AISI M3:2 high-speed steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2020;255:123554. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123554>
3. Lyu C., Zhou J., Zhang X., Yao Y., Zhang Y. Effect of heat treatment on microstructure and impact toughness of a Tungsten-Molybdenum powder metallurgical high-speed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;815:141268. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141268>

4. Wang Y., Chu S., Mao B., Xing H., Zhang J., Sun B. Microstructure, residual stress, and mechanical property evolution of a spray-formed vanadium-modified high-speed steel processed by post-heat treatment. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;18:1521–1533. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.053>
5. Pan Yu, Pi Z., Liu B., Xu W., Zhang C., Qu X., Lu X. Influence of heat treatment on the microstructural evolution and mechanical properties of W6Mo5Cr4V2Co5Nb (825 K) high speed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;787:139480. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139480>
6. Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5. *Вестник Югорского государственного университета*. 2021;(3(62)):33–45. <https://doi.org/10.17816/byusu20210333-45>
Nefediev S.P., Emelyushin A.N. The influence of nitrogen on the formation of the structure and properties of plasma coatings of type 10P6M5. *Bulletin of the Ugra State University*. 2021;(3(62)):33–45. (In Russ.). <https://doi.org/10.17816/byusu20210333-45>
7. Shaikhutdinova L.R., Khairtdinov E.F., Khusainov Yu.G. Effect of ion nitriding on the structural and phase composition and mechanical properties of high-speed steel R6M5 after SPD. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020;62(2):263–268. <https://doi.org/10.1007/s11041-020-00546-9>
8. Малущин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д.А., Бащенко Л.П., Перегудов О.А. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота. Новокузнецк: Полиграфист; 2022:232.
9. Малущин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д.А., Бащенко Л.П., Ковалев А.П. Разработка комплексной технологии упрочнения валков холодной прокатки плазменной наплавкой. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2023;21(7):296–302. <https://doi.org/10.36652/1684-1107-2023-21-7-296-302>
Malushin N.N., Gromov V.E., Romanov D.A., Bashchenko L.P., Kovalev A.P. Development of complex technology of hardening of cold rolling rolls by plasma surfacing. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroyeni*. 2023;21(7):296–302. (In Russ.). <https://doi.org/10.36652/1684-1107-2023-21-7-296-302>
10. Геллер Ю.А. *Инструментальные стали*. Москва: Металлургия; 1983:527.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Людмила Петровна Бащенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1878-909X

E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Василий Витальевич Почетуха, к.т.н., старший преподаватель кафедры транспорта и логистики, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-0492-6188

E-mail: v.pochetuha@mail.ru

Татьяна Алексеевна Михайличенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: archimih@mail.ru

Lyudmila P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-1878-909X

E-mail: luda.baschenko@gmail.com

Vasilii V. Pochetuha, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Transport and Logistics, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-0492-6188

E-mail: v.pochetuha@mail.ru

Tat'yana A. Mikhailichenko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University

E-mail: archimih@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Л. П. Бащенко – формулирование общей концепции работы, написание текста.

В. В. Почетуха – обработка результатов оптической и сканирующей электронной микроскопии.

Т. А. Михайличенко – измерение микротвердости, анализ строения наплавленного слоя по глубине.

L. P. Baschenko – formation of the main concept, writing the text.

V. V. Pochetuha – processing of the results of optical and scanning electron microscopy.

T. A. Mikhailichenko – measurement of microhardness, analysis of structure of the surfacing layer in depth.

Поступила в редакцию 20.07.2023

После доработки 28.08.2023

Принята к публикации 01.09.2023

Received 20.07.2023

Revised 28.08.2023

Accepted 01.09.2023



УДК 621.791.927.5

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-709-717

Оригинальная статья
Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И АНИЗОТРОПИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЬНОГО ИЗДЕЛИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ 3D-ПЕЧАТИ

И. В. Власов[✉], А. И. Гордиенко, А. Е. Кузнецова, В. М. Семенчук

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

✉ viv@ispms.ru

Аннотация. В работе проведено исследование структуры и анизотропии механических свойств металлической стенки, полученной с помощью электродуговой проволочной 3D-печати (WAAM) проволокой ER70S-6. Нанесение слоев проводится в среде защитных газов: углекислого газа и аргона. В результате структурных исследований обнаружено, что внутреннюю структуру сформированного модельного изделия в виде элементарной стенки можно разделить на три зоны. Формирование разных зон стенки обусловлено многократными циклами нагрева и охлаждения участков стенки и степенью накопленного тепла по мере увеличения циклов 3D-печати. В результате быстрого теплоотвода в подложку при нанесении первых слоев основание стенки (зона 1) содержит крупные вытянутые зерна со структурой игольчатого феррита. Средняя часть стенки (зона 2) состоит из феррито-перлитной структуры, которая формируется в результате перекристаллизации в условиях многократного нагрева и охлаждения при 3D-печати. Размер ферритных зерен в зоне 2 изменяется в пределах от 11 до 16,3 мкм по мере увеличения количества слоев. Постепенное накопление тепла при 3D-печати приводит к формированию структур в зоне 3 в условиях перегрева и сниженной скорости охлаждения, вследствие этого верхняя часть стенки (зона 3) состоит из крупных ферритных зерен (размером до 29,8 мкм), сорбита, небольшой доли виндманштеттового и игольчатого феррита. Однородное распределение микротвердости и оптимальные механические характеристики ($\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $\sigma_b = 470$ МПа, $\epsilon = 28$ %) соответствует образцам, вырезанным из зоны 2 в направлении, параллельном 3D-печати. Образцы, вырезанные в вертикальном направлении относительно 3D-печати из зоны 3, демонстрируют самые низкие микротвердость и механические характеристики ($\sigma_{0,2} = 260$ МПа, $\sigma_b = 425$ МПа, $\epsilon = 20$ %).

Ключевые слова: аддитивная технология, WAAM, GMAW, конструкционная сталь, микроструктура, механические свойства, термоциклирование

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

Для цитирования: Власов И.В., Гордиенко А.И., Кузнецова А.Е., Семенчук В.М. Исследование структуры и анизотропии механических свойств стального изделия, полученного методом послойной электродуговой проволочной 3D-печати. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):709-717. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-709-717>

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES ANISOTROPY OF A STEEL PRODUCT MANUFACTURED BY LAYER-BY-LAYER ELECTRIC ARC WIRE 3D PRINTING

I. V. Vlasov[✉], A. I. Gordienko, A. E. Kuznetsova, V. M. Semenchuk

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

✉ viv@ispms.ru

Abstract. The work presents the study of structure and mechanical properties anisotropy of a metal wall obtained using electric arc wire 3D printing (WAAM) with ER70S-6 wire. The layers were deposited in the protective gases of carbon dioxide and argon. As a result of structural studies, it was found that the internal structure of the model product in form of a wall can be divided into three zones. Repeated heating, cooling cycles and degree

of accumulated heat influence the formation of different wall zones. As a result of rapid heat removal to the substrate during deposition of the first layers, the wall base (zone 1) contains large elongated grains with acicular ferrite structure. The wall middle part (zone 2) consists of ferrite-pearlite structure, which was formed as a result of recrystallization under conditions of repeated heating and cooling during 3D printing. The size of ferrite grains in zone 2 varies from 11 to 16.3 μm with increasing the number of layers. The gradual accumulation of heat during 3D printing led to the formation of structures in zone 3 under conditions of overheating and a reduced cooling rate. As a result, the wall upper part (zone 3) consists of large ferrite grains (up to 29.8 μm), sorbite, and a small proportion of Widemanstatten ferrite and acicular ferrite. It is shown that the most uniform level of mechanical characteristics ($\sigma_{0.2} = 340 \text{ MPa}$, $\sigma_u = 470 \text{ MPa}$, $\varepsilon = 28 \%$) correspond to the samples cut from zone 2 in a direction parallel to 3D printing direction. The samples cut in the vertical direction relative to 3D printing and from zone 3 show the lowest level of microhardness and mechanical characteristics ($\sigma_{0.2} = 260 \text{ MPa}$, $\sigma_u = 425 \text{ MPa}$, $\varepsilon = 20 \%$).

Keywords: additive technology, WAAM, GMAW, engineering steel, microstructure, mechanical properties, thermal cycling

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-2021-0009.

For citation: Vlasov I.V., Gordienko A.I., Kuznetsova A.E., Semenchuk V.M. Structure and mechanical properties anisotropy of a steel product manufactured by layer-by-layer electric arc wire 3D printing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):709–717.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-709-717>

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивное производство изделий и восстановление с помощью этой технологии деталей машин активно развиваются последние несколько десятилетий [1]. Аддитивные технологии востребованы в авиационной, космической промышленности, медицине, машиностроении. Их применение экономически оправдано при изготовлении прототипов и малосерийном производстве изделий. Уникальность и незаменимость аддитивных технологий наиболее ярко раскрываются при создании деталей со сложной внутренней геометрией, где требуются добавление внутренних ребер жесткости, создание систем каналов внутри изделия или изготовление деталей с наименьшими потерями дорогостоящего сырья [2]. В настоящее время можно выделить следующие технологии аддитивного производства металлических деталей: порошковые (селективное лазерное плавление, прямое лазерное выращивание, плазменно-порошковая наплавка) и проволоочные (проволочное электронно-лучевое аддитивное производство и проволоочное дуговое выращивание (WAAM)) [3].

Наиболее распространенной, высокопроизводительной, экономичной и простой в производстве является технология WAAM в среде защитных газов (GMAW). Эта технология позволяет достигать скорости нанесения материала порядка 4 – 9 кг/ч [4], а также создавать габаритные конструкции.

Технология нанесения материала плавящимся электродом в среде защитных инертных (MIG) или активных (MAG) газов позволяет наплавлять широкий спектр металлов, в том числе осуществлять послойное нанесение труднообрабатываемых сплавов, таких как титановые [5; 6]. В отдельных случаях требуется последующая термическая обработка для получения заданных механических свойств. Каждый слой в процессе 3D-печати претерпевает многократный термический нагрев, затухающий при отдалении от места нанесения нового слоя и уникальный вследствие накопления тепла в стенке при недостаточном его отводе [7]. Таким

образом формируется термическая история, сопровождающаяся структурно-фазовыми трансформациями и изменением внутренних напряжений [8]. Неконтролируемое термическое влияние может быть серьезной проблемой для сплавов, требующих многоступенчатой термической обработки [9].

Другой важной проблемой является анизотропия механических свойств. Рост столбчатых кристаллов в процессе 3D-печати, направленный отвод тепла при охлаждении, формирование границ слоев и различия в термическом воздействии на каждый слой приводят к неоднородности механических свойств в разных сечениях изделия [10]. Эта анизотропия механических свойств существенно усложняет процесс конструирования и получения объемных изделий с заданными свойствами.

Целью настоящей работы являлось исследование особенностей формирования структуры при 3D-печати проволокой из конструкционной стали и ее влияния на распределение механических свойств в различных сечениях изделия.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для послойной 3D-печати была использована омедненная проволока ER70S-6 диаметром 1,2 мм. В качестве подложки использовалась близкая по химическому составу сталь марки 09Г2С, предназначенная для изготовления деталей и элементов сварных конструкций. Толщина подложки составляла 10 мм и была выбрана с целью минимизации ее термического искривления при 3D-печати. Химический состав материалов указан в табл. 1.

Для осаждения металлической проволоки была использована установка, состоящая из многоосевого механизированного манипулятора FANUC ARC Mate-100iD (рис. 1, а), работающего совместно со сварочным аппаратом EWM Titan XQ R 400. Нанесение проволоки проводилось в режиме GMAW методом MAG в смеси углекислого газа и аргона в соотношении 82 % Ar

Химический состав материала подложки 09Г2С и проволоки ER70S-6

Table 1. Chemical composition of 09G2S substrate and ER70S-6 wire

Материал	Содержание элемента, % (по массе)							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	P/S/N	Fe
09Г2С	до 0,12	0,5 – 0,8	1,3 – 1,7	до 0,30	до 0,30	до 0,30	до 0,01	≈96,8
ER70S-6	0,06 – 0,10	0,9 – 1,1	1,6 – 1,8	до 0,02	до 0,02	до 0,02	до 0,01	≈96,4

и 18 % CO₂. Предварительно, в соответствии с заданными производителем синергетическими кривыми, были подобраны оптимальные параметры 3D-печати, которые обеспечивают стабильное горение дуги, минимальное разбрызгивание и ровный наплавленный слой.

Наиболее распространенным фрагментом конструкций является вертикальная стенка. Для ее формирования проводили 3D-печать путем нанесения слоев длиной 100 мм с количеством проходов 50. Слои наносились через равные промежутки времени (30 с) с небольшим смещением (2 мм) по горизонтали для увеличения ширины стенки. Угол наклона сварочной горелки относительно подложки составлял 10° (движение осуществлялось «углом назад»). Расстояние между наконечником горелки и заготовкой составляло примерно 10 – 12 мм.

Схема вырезки образцов из стенки изображена на рис. 1, б. Для микроструктурных исследований был изготовлен поперечный срез стенки (на рис. 1, б выделен серым цветом), который включал и саму подложку, что позволяло провести дополнительный анализ микроструктуры в зоне термического влияния. Исследования структуры образцов проводились с помощью микро-

скопа Carl Zeiss Axiovert 25 и растрового электронного микроскопа LEO EVO 50 в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Для определения размера ферритного зерна был использован метод подсчета пересечений границ зерен (ГОСТ 5639 – 82). Образцы на растяжение вырезали из подложки и стенки в горизонтальном (из верхней и нижней частей стенки) и вертикальном направлениях относительно направления 3D-печати. Размеры рабочей части образцов в форме двойной лопатки составляли 4,0×1,5×40 мм. Испытания на статическое растяжение проводили на электромеханической машине Instron 5582 со скоростью перемещения подвижного захвата 0,6 мм/мин. Измерения микротвердости выполняли на приборе ПТМ-3 с нагрузкой на пирамидку Виккерса 0,98 Н (100 г).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Микроструктурные исследования

После проведения 3D-печати (режим печати GMAW) сформирована стенка. Геометрические характеристики стенки: высота 66 мм; ширина 9,7 – 10,4 мм;

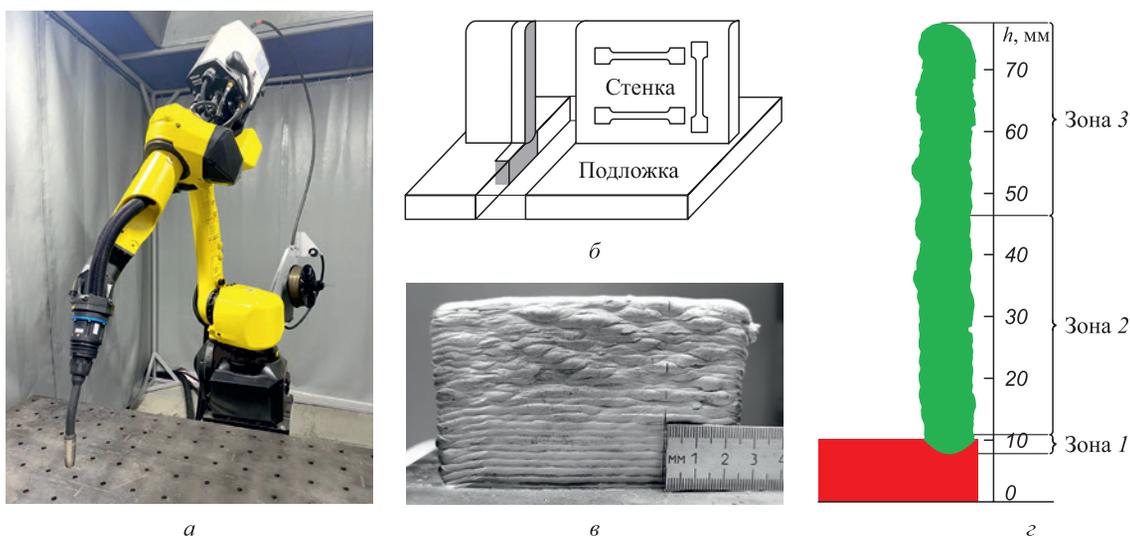


Рис. 1. Фотография многоосевого робота FANUC ARC Mate-100iD (а), схема вырезки образцов (б), фотография стенки (в) и схема зон в стенке (г)

Fig. 1. Photograph of the FANUC ARC Mate-100iD multi-axis robot (a), samples cutting scheme (b), the wall photograph (v), the wall zones scheme (z)

углубление в подложку 2 мм; размер зон 1, 2 и 3 составлял 3 (4 %), 35 (52 %) и 30 мм (44 %) соответственно (сумма всех зон больше высоты стенки, так как в зону 3 входит часть проплавленной подложки) (рис. 1, в). При макроанализе внешней поверхности стенки было обнаружено, что в нижней части стенки границы между слоями ровные и четкие (рис. 1, в). Однако в верхней части стенки (примерно с ее середины) формируются «волнистые» границы слоев.

Подложка из стали 09Г2С имела феррито-перлитную структуру с выраженной полосчатостью в направлении прокатки (рис. 2, а). Средний размер ферритного зерна составлял 18 ± 1 мкм. В зоне термического влияния структура стали меняется от бейнитной к феррито-перлитной (рис. 2, б).

В поперечном сечении напечатанной стенки можно выделить три зоны. Ориентировочные размеры каждой из зон показаны на рис. 1, з.

Зона 1 (основание стенки и приграничный слой подложки) по высоте стенки занимает примерно 3 мм

и состоит из крупных вытянутых зерен столбчатой формы (рис. 2, з). По границам бывших аустенитных зерен сформировался аллотриоморфный феррит, а внутри зерен – игольчатый феррит.

Зона 2 (средняя часть стенки) составляет по высоте примерно 35 мм и представлена ферритными зернами с включениями перлита (рис. 2, д). Средний размер ферритного зерна в этой зоне в зависимости от высоты стенки изменяется в пределах от 11 ± 1 мкм (нижняя часть зоны 2) до $16,3 \pm 2$ мкм (верхняя часть зоны 2).

Зона 3 (верхняя часть стенки) составляет примерно 30 мм и состоит из неравноосных ферритных зерен, видманштеттового феррита, отдельных областей с игольчатым ферритом и перлитной составляющей (рис. 2, е). Средний размер ферритных зерен в этой зоне существенно больше и составляет $29,8 \pm 2$ мкм.

На микроструктурном уровне зоны внутри стенки не имеют четких границ. Переходы между ними происходят плавно и довольно часто занимают существенную часть той или иной зоны.

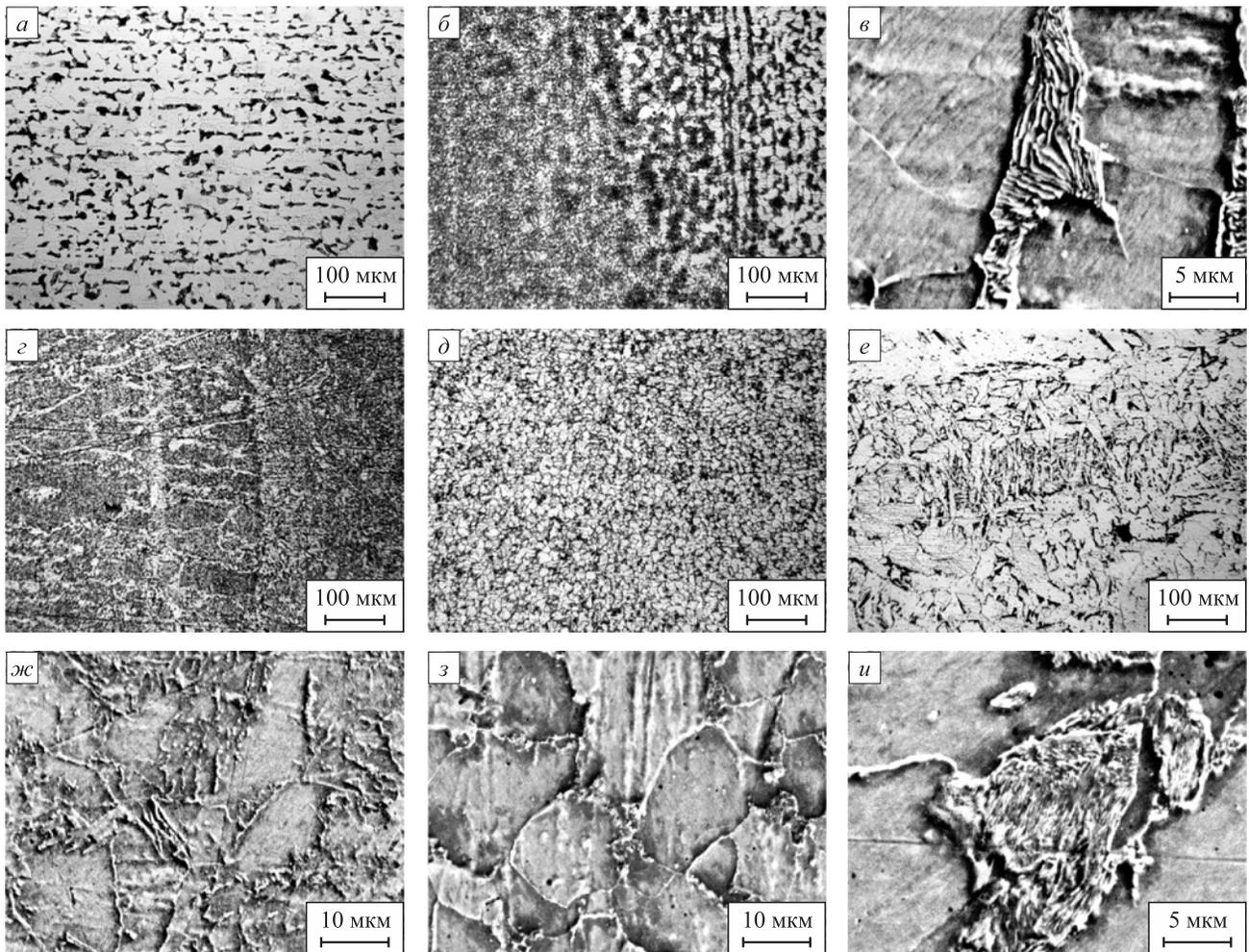


Рис. 2. Оптические (а, б, з – е) и РЭМ (в, ж – и) фотографии микроструктуры подложки (а – в), основания стенки (зоны 1) (з, ж), средней части стенки (зоны 2) (д, з), верхней части стенки (зоны 3) (е, и)

Fig. 2. Optical (a, б, з – е) and SEM (в, ж – и) photographs of the substrate microstructure (a – в), the wall base (zones 1) (з, ж), the wall middle part (zones 2) (д, з), the wall top parts (zone 3) (е, и)

С помощью растрового электронного микроскопа была более подробно изучена перлитная составляющая и ее распределение в структуре стенки (рис. 2, в, ж – и). В подложке из стали 09Г2С обнаружен пластинчатый перлит с межпластинчатым расстоянием порядка $0,4 \pm 0,04$ мкм (рис. 2, в). При приближении к границе сплавления со стенкой, в зоне термического влияния сформирован зернистый перлит. Образование зернистого перлита может быть связано с недостаточной аустенитизацией при кратковременном нагреве подложки, что приводит к неоднородной концентрации углерода в аустените.

В зоне 1 участков перлита обнаружено не было. Отдельные частицы цементита и его тонкие прослойки наблюдали вблизи границ бывших аустенитных зерен и игольчатого феррита (рис. 2, ж). В зоне 2 наблюдали зернистый перлит, который распределен по границам ферритных зерен (рис. 2, з).

В зоне 3 распределение перлитной составляющей неоднородно. При удалении от зоны 2 доля зернистого перлита в структуре уменьшается, вместо него формируется пластинчатый перлит (рис. 2, и). Межпластинчатое расстояние в пластинчатом перлите в зоне 3 составляет $0,25 \pm 0,03$ мкм, что соответствует структуре сорбита. В верхней части стенки (на расстоянии до 3 мм от ее вершины) доля перлитной составляющей снижается.

Измерение микротвердости

Измерение микротвердости проводили в поперечном сечении стенки (рис. 3, а). Начало координат на графике по оси абсцисс соответствует тыльной части подложки (в соответствии с рис. 1, з). Микротвердость материала подложки составляла 1,6 ГПа. В зоне терми-

ческого влияния (~7 мм) микротвердость сначала резко снижалась до 1,35 ГПа, а потом возрастала до исходных значений микротвердости материала подложки. При приближении к зоне 1 на границе сплавления происходит рост микротвердости. Наиболее высокие значения микротвердости в зоне 1 соответствуют структуре игольчатого феррита (~1,8 ГПа). Из-за малой протяженности этой зоны (рис. 3, а) на графике показана только часть измеренных точек.

В зоне 2 и частично в зоне 3 происходит постепенное снижение микротвердости, при этом в зоне 3 снижение происходило с большей интенсивностью и большим разбросом значений. При приближении к верхней границе стенки наблюдали рост микротвердости (с 1,3 до 1,5 ГПа).

Испытания на статическое растяжение

Испытания на статическое растяжение проведены на образцах, вырезанных в горизонтальном (из нижней и верхней частей стенки) и вертикальном направлениях относительно направления 3D-печати (рис. 1, б). Необходимость испытаний образцов из нижней (зона 2) и верхней (зона 3) частей стенки вызвана как отличиями в макрогеометрии слоев (присутствием «волнистости» границ слоев в зоне 3), так и отличиями в микроструктуре в зонах 2 и 3.

В настоящем исследовании подложка и справочные данные по механическим свойствам проволоки ER70S-6 рассматривались как некоторый базовый уровень для оценки механических свойств стенки. Образцы, вырезанные в вертикальном и горизонтальном направлениях (из зоны 3) относительно 3D-печати, демонстрируют самые низкие прочностные характеристики даже по сравнению с материалом подложки (рис. 3, б; табл. 2).

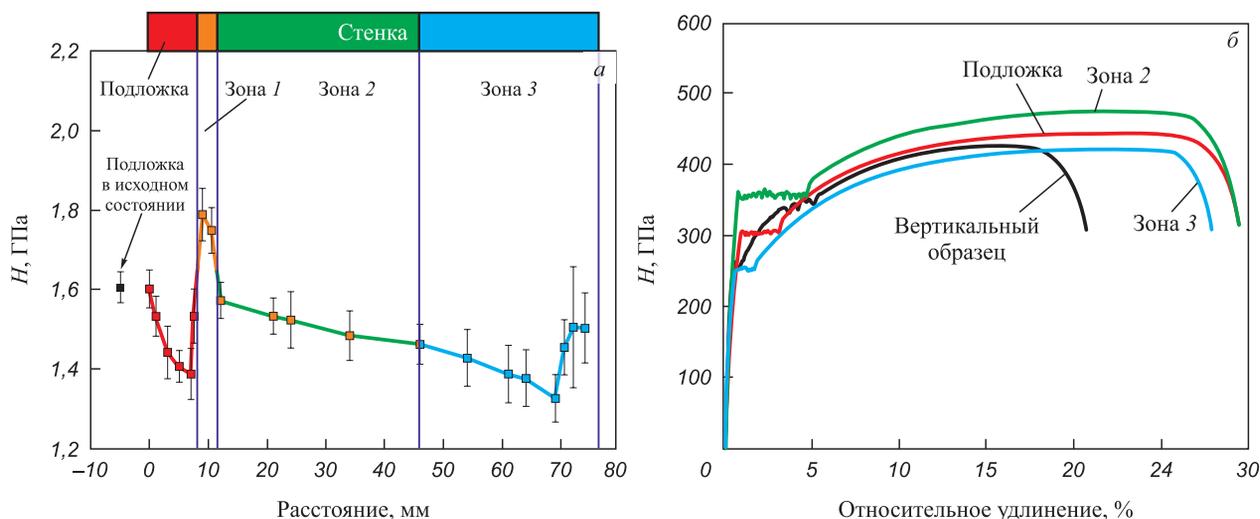


Рис. 3. Микротвердость в поперечном сечении стенки, измеренная по ее высоте (а), диаграммы статического растяжения (б)

Fig. 3. Microhardness of the wall cross-section measured by its height (a), graphs of static tension (b)

Результаты испытания на статическое растяжение

Table 2. Results of static tensile test

Состояние	Часть стенки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ϵ , %
Подложка 09Г2С	–	280 ± 7	440 ± 8	28 ± 3
ER70S-6 (справочные данные)	–	–	480 – 550	22 – 30
GMAW	верхняя (зона 3)	260 ± 9	422 ± 11	26 ± 2
	нижняя (зона 2)	340 ± 10	472 ± 10	28 ± 3
	вертикальное сечение	265 ± 11	428 ± 12	20 ± 2

При этом, значения предела текучести и предела прочности близки, однако пластичность образцов из вертикального сечения ниже. Образцы из нижней части стенки (зоны 2) имеют более высокие прочностные свойства и наиболее близки к справочным величинам механических характеристик проволоки.

Для образцов, вырезанных из зоны 2 и подложки, характерно наличие широкой площадки текучести, однако для образцов из зоны 3 и вертикального сечения стенки площадка текучести значительно меньше. Разрушение образца из вертикального сечения стенки происходит в наиболее слабом месте образца, соответствующем зоне 3, что хорошо согласуется с результатами вычисления пределов прочности в этих областях стенки.

Обсуждение результатов

Послойная печать изделий приводит к циклическому нагреву и многократным фазовым превращениям нижележащих слоев [11]. По мере увеличения количества проходов 3D-печати происходит накопление тепла в стенке и снижение скорости охлаждения. В результате накопления тепла в стенке со временем (при нанесении нового слоя) происходит его избыточное растекание и искажение. Такое «критическое» накопление тепла начинается примерно с середины стенки, где четко визуализируются «волнистые» границы слоев. Похожий эффект отмечен при 3D-печати стенок в работе [9].

Структура, сформированная в зоне 1, образовалась в результате специфических условий нанесения первых слоев на подложку. Процесс 3D-печати стенки начинали при комнатной температуре на подложке, установленной на массивном металлическом столе. Это позволило существенно увеличить теплоотвод для первых слоев стенки, поэтому вследствие высокой скорости кристаллизации и большого градиента температур происходит эпитаксиальный рост аустенитных зерен (рис. 2, з) [12]. Формирование аллотриоморфного феррита по границам бывших аустенитных зерен свидетельствует о частичном протекании диффузионных процессов. Однако внутри сформирован игольчатый

феррит – структура промежуточного бейнитного превращения, типичная для сварных швов [13]. Похожий характер образования структур наблюдали при 3D-печати стенок в работах [7; 14 – 16].

Для последующих слоев теплоотдача была снижена как по причине нагрева подложки, так и за счет уменьшения площади контакта с ней. В результате этого каждый новый слой при 3D-печати приводит к перегреву нижележащих слоев и их перекристаллизации с формированием дисперсных полигональных ферритных зерен и зернистого перлита (рис. 2, д). Формирование зернистого перлита связано с циклическим нагревом слоев и недостаточностью выдержки, что ограничивало время для достаточной гомогенизации аустенита.

При формировании верхней части стенки (зона 3) за счет более высоких температур нагрева нижележащих слоев, снижения скорости охлаждения и достаточной гомогенизации аустенита формируется преимущественно феррито-сорбитная структура с небольшой долей видманштеттового и игольчатого феррита. Аналогичные результаты получены в работах [17; 18]. При этом, чем больше число слоев, и, следовательно, накопления тепла в стенке, тем больше размер ферритных зерен (до $29,8 \pm 2$ мкм). Самые последние слои стенки из-за прямого контакта с атмосферой охлаждаются с большей скоростью и не подвергаются перекристаллизации в результате повторного нагрева от следующих слоев [19], поэтому в них меньше сорбитных участков и больше доля бейнитной составляющей (видманштеттового и игольчатого феррита). Это объясняет менее выраженную площадку текучести для образцов из зоны 3 и вертикального сечения стенки. Ранее было показано, что при наличии в структуре низкоуглеродистой стали более 20 % бейнитной фазы площадка текучести на диаграмме растяжения полностью исчезает [20]. Еще одной причиной более короткой площадки текучести может быть крупнозернистая структура, поскольку известно, что в мелкозернистых сталях площадка текучести оказывается более протяженной, а предел текучести более высоким, так как контактных сопротивлений на границах зерен в мелкозернистой стали больше, чем в крупнозернистых. Неоднород-

ность деформации на параболической части кривой нагружения образца из вертикального сечения может быть связана с неоднородностью структуры в нем в результате его вырезки из области стенки, содержащей в себе зоны 2 и 3.

Изменения микроструктуры по высоте стенки коррелируют с изменением микротвердости (рис. 3, а). В зоне термического влияния материала подложки наблюдали снижение микротвердости. Это обусловлено тем, что при формировании первых слоев в результате кратковременного разогрева подложки происходит отпуск материала и формируется зернистый перлит. Рост микротвердости в зоне 1 (примерно до 1,8 ГПа) связан с формированием структуры игольчатого феррита. Формирование остаточных напряжений, возникающих при резком отводе тепла [19], может также оказывать влияние на увеличение микротвердости.

В зоне 2 происходит постепенное снижение микротвердости, вызванное формированием феррито-перлитной структуры и увеличением размеров зерен от 11 ± 1 до $16,3 \pm 2$ мкм вследствие накопления тепла при нанесении слоев и уменьшении скорости охлаждения. Дальнейшее снижение микротвердости в зоне 3 (до 1,3 ГПа) связано с увеличением среднего размера зерна до $29,8 \pm 2$ мкм. Ближе к вершине стенки, соответствующей последним нанесенным слоям, происходит рост микротвердости (с 1,3 до 1,5 ГПа), вызванный более высокой скоростью охлаждения и формированием большей доли видманштеттового и игольчатого феррита. Граница этого перехода соответствует глубине 4 мм от вершины стенки (зона 3) и сопровождается большим разбросом значений микротвердости. Это связано с формированием структур, значительно отличающихся по микротвердости, например, крупных зерен феррита и областей игольчатого феррита.

Таким образом, наиболее однородный уровень значений микротвердости и наиболее оптимальные механические характеристики наблюдаются в зоне 2. Основными проблемами при формировании участков стенки, приводящими к повышенной микротвердости (зона 1), или, наоборот, к сниженным ее значениям (зона 3), являются слишком высокая скорость охлаждения за счет большой скорости теплоотвода в подложку или сильный перегрев в верхней части стенки вследствие сниженного теплоотвода. Возможными способами решения этих проблем могут быть, во-первых, предварительный подогрев подложки для снижения скорости охлаждения в первых слоях, во-вторых, увеличение временного промежутка перед нанесением каждого слоя с целью охлаждения прежде сформированных слоев до выбранной температуры.

Выводы

Проведены исследования структуры и механических свойств стальной стенки, полученной с помощью

электродуговой аддитивной технологии (WAAM) проволокой ER70S-6 на подложке из стали марки 09Г2С.

Из-за быстрого теплоотвода в подложку на начальных этапах 3D-печати в структуре основания стенки (зона 1) формируются крупные аустенитные зерна столбчатой формы, по границам которых в процессе быстрого охлаждения выделяется аллотриоморфный феррит, а внутри них происходит бейнитное превращение с образованием игольчатого феррита; такой тип структуры характеризуется наибольшими значениями микротвердости (до 1,8 ГПа).

Средняя часть стенки (зона 2) состоит из ферритных зерен (с размером от 11 ± 1 до $16,3 \pm 2$ мкм) с включениями зернистого перлита. Формирование такой дисперсной структуры связано с явлением перекристаллизации при циклическом нагреве и снижением скорости охлаждения в результате накопления тепла при многократных проходах 3D-печати. Вследствие формирования такой структуры микротвердость в зоне 2 ниже (до 1,3 ГПа) по сравнению с микротвердостью в зоне 1.

За счет повышения величины накопленного тепла и перегрева в верхних зонах стенки происходит избыточное «растекание» формирующихся слоев и образование «волнистых» границ (зона 3). В результате воздействия высоких температур и низкой скорости охлаждения формируется крупнозернистая структура (с размером зерен до $29,8 \pm 2$ мкм), состоящая из участков феррита, сорбита с включениями видманштеттового и игольчатого феррита. В результате в этой зоне микротвердость снижается до 1,3 ГПа.

При проведении статических испытаний на растяжение обнаружена анизотропия механических свойств материала стенки в различных направлениях относительно 3D-печати. Наиболее высокие механические свойства зафиксированы в нижней части стенки (зона 2) для образцов, вырезанных в горизонтальном направлении ($\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $\sigma_B = 470$ МПа). В образцах, вырезанных в вертикальном направлении относительно 3D-печати из зоны 3, обнаружены самые низкие прочностные характеристики ($\sigma_{0,2} = 260$ МПа, $\sigma_B = 425$ МПа).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Gibson I., Rosen D., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. NY: Springer New York; 2015:498. <https://doi.org/10.1007/978-1-4939-2113-3>
2. Senthil T.S., Babu S.R., Puviyarasan M., Dhinakaran V. Mechanical and microstructural characterization of functionally graded Inconel 825-SS316L fabricated using wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;15:661–669. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.060>
3. Jafari D., Vaneker T.H.J., Gibson I. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts. *Materials &*

- Design*. 2021;202:109471.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109471>
4. Buchanan C., Gardner L. Metal 3D printing in construction: A review of methods, research, applications, opportunities and challenges. *Engineering Structures*. 2019;180:332–348.
<http://doi.org/10.1016/j.engstruct.2018.11.045>
 5. Lin Z., Song K., Yu X. A review on wire and arc additive manufacturing of titanium alloy. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;70:24–45.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.08.018>
 6. Wu B., Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H., Han J., Fei Z. Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in wire arc additive manufacturing of Ti6Al4V. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;250:304–312.
<http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037>
 7. Shamsujjoha M., Licavoli J., Lin B., Harma E., Patterson R., Timmermann T., Groeneveld M., McLeod L., Sanders P. Tailoring microstructure of wire arc additively manufactured C–Mn–Si steel with post process heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;825:141921.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141921>
 8. Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Ревунова К.А., Мельников Е.В., Москвина В.А., Панченко М.В., Майер Г.Г., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. Закономерности формирования структуры в хромомарганцевой ванадийсодержащей стали с высокой концентрацией атомов внедрения C + N = 1,9 мас. % при электронно-лучевом аддитивном производстве. *Физическая мезомеханика*. 2021;24(3): 5–16. <https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-3-5-16>
 Astafurova E.G., Astafurov S.V., Revunova K.A., Mel'nikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.V., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Regularities of structure formation in chromium-manganese vanadium-containing steel with a high concentration of C + N = 1,9 wt. % in electron beam additive manufacturing. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2021;24(3):5–16. (In Russ.).
<https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-3-5-16>
 9. Huang C., Kyvelou P., Zhang R., Ben Britton T., Gardner L. Mechanical testing and microstructural analysis of wire arc additively manufactured steels. *Materials & Design*. 2022;216:110544.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110544>
 10. Sun L., Jiang F., Huang R., Yuan D., Guo C., Wang J. Anisotropic mechanical properties and deformation behaviour of low-carbon high-strength steel component fabricated by wire and arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;787:139514.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2020.139514>
 11. Panchenko O., Klavov I., Kurushkin D., Zhabrev L., Ryl'kov E., Zamozdra M. Effect of thermal history on microstructure evolution and mechanical properties in wire arc additive manufacturing of HSLA steel functionally graded components. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;851:143569.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143569>
 12. Разумов И.К., Горностырев Ю.Н., Кацнельсон М.И. К теории фазовых превращений в железе и стали на основе первопринципных подходов. *Физика металлов и металловедение*. 2017;118(4):380–408.
<https://doi.org/10.7868/S001532301704009X>
 Razumov I.K., Gornostyrev Yu.N., Katsnelson M.I. Towards the ab initio based theory of phase transformations in iron and steel. *Physics of Metals and Metallography*. 2017; 118(4):362–388.
<https://doi.org/10.1134/S0031918X16130032>
 13. Lan L., Kong X., Qiu C., Zhao D. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. *Materials & Design*. 2016;90: 488–498. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.158>
 14. Anand M., Kumar Das A. Grain refinement in wire-arc additive manufactured Inconel 82 alloy through controlled heat input. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022; 929:166949.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166949>
 15. Yehorov Y., Da Silva L.J., Scotti A. Exploring the use of switchback for mitigating homoepitaxial unidirectional grain growth and porosity in WAAM of aluminium alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019;104(1-4):1581–1592.
<https://doi.org/10.1007/s00170-019-03959-w>
 16. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing. *Annual Review of Materials Research*. 2016;46:125–149.
<https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070115-031728>
 17. Aldalur E., Veiga F., Suárez A., Bilbao J., Lamikiz A. High deposition wire arc additive manufacturing of mild steel: Strategies and heat input effect on microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020;58:615–626.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.060>
 18. He J., Feng X., Wang X., Guan X. Fatigue performance and acoustic emission behavior of remanufactured low-carbon steel made by wire and arc additive manufacturing. *International Journal of Fatigue*. 2022;165:107190.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107190>
 19. Rani K.U., Kumar R., Mahapatra M.M., Mulik R.S., Świerczyńska A., Fydrych D., Pandey C. Wire arc additive manufactured mild steel and austenitic stainless steel components: Microstructure, mechanical properties and residual stresses. *Materials*. 2022;15(20):7094.
<https://doi.org/10.3390/ma15207094>
 20. Эфрон Л.И. *Металловедение в большой металлургии. Трубные стали*. Москва: Металлургиздат; 2012:694.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Илья Викторович Власов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9110-8313

E-mail: viv@ispms.ru

Ilya V. Vlasov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Testing, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9110-8313

E-mail: viv@ispms.ru

Антонина Ильдаровна Гордиенко, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-4361-8906

E-mail: mirantil@ispms.ru

Анастасия Евгеньевна Кузнецова, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-6966-8402

E-mail: aekuznetsova@ispms.ru

Вячеслав Максимович Семенчук, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-7215-0505

E-mail: svm_70@ispms.ru

Antonina I. Gordienko, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Testing, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4361-8906

E-mail: mirantil@ispms.ru

Anastasya E. Kuznetsova, Postgraduate, Junior Researcher of the Laboratory of Structural Design and Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-6966-8402

E-mail: aekuznetsova@ispms.ru

Vyacheslav M. Semenchuk, Junior Researcher of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Manufacturing Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-7215-0505

E-mail: svm_70@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. В. Власов – формирование основной концепции, цели и задач исследования; написание текста статьи, литературный обзор публикаций по теме, анализ экспериментальных данных.

А. И. Гордиенко – обработка результатов и анализ данных, доработка текста.

А. Е. Кузнецова – проведение экспериментальных исследований, обработка результатов и анализ данных.

В. М. Семенчук – подбор режимов проведения аддитивного формования, обсуждение полученных результатов.

I. V. Vlasov – formation of the main concept, goals and objectives; writing the text, literary review, data analysis.

A. I. Gordienko – results processing, data analysis, revising the text.

A. E. Kuznetsova – conducting experimental studies, results processing, data analysis.

V. M. Semenchuk – selection of additive manufacturing modes, results discussion.

Поступила в редакцию 27.04.2023

После доработки 13.06.2023

Принята к публикации 11.09.2023

Received 27.04.2023

Revised 13.06.2023

Accepted 11.09.2023



УДК 538.913

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-718-724

Оригинальная статья
Original article

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТРЕЩИНЫ С ГРАНИЦЕЙ ЗЕРЕН В БИКРИСТАЛЛАХ ЖЕЛЕЗА

Д. С. Крыжевич[✉], А. В. Корчуганов, К. П. Зольников

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

✉ kryzhev@ispms.ru

Аннотация. Проведено молекулярно-динамическое моделирование эволюции затравочных трещин в бикристаллах железа с наклонными границами зерен при одноосном растяжении. Показано, что процесс эволюции затравочной трещины можно разбить на четыре этапа. На первом этапе в интервале упругих деформаций затравочная трещина неподвижна, а напряжения увеличиваются по линейному закону, достигая максимального значения $\sim 7,0$ ГПа. При этом атомный объем и напряжения в вершине трещины перед ее раскрытием растут существенно быстрее, чем в среднем по образцу. На втором этапе трещина начинает распространяться в объем зерна. Процесс распространения трещины приводит к скачкообразному сбросу напряжения за счет релаксационных процессов в областях, прилегающих к берегам трещины, и эмиссии дефектов из вершины трещины. Достигнув границы зерен, трещина останавливается и затупляется. На третьем этапе трещина остается в границе зерен, а напряжения образца испытывают существенные осцилляции, что вызвано эмиссией различных дефектов как из границы зерен, так и из других интерфейсов. Эмиссия дефектов из вершины трещины может вызвать локальную миграцию границы зерен, которая представляет собой формирование изгиба на изначально плоской поверхности границы зерен. Когда из вершины трещины перестают испускаться дефекты, то напряжение и атомный объем в этой области быстро увеличиваются. На четвертом этапе трещина начинается распространяться во второе зерно. Обнаружено, что граница с большим углом разориентации зерен является более эффективным барьером, сдерживающим распространение трещины. Показано, что инициированию распространения затравочной трещины в материале всегда предшествует скачкообразный рост атомного объема и напряжений в вершине трещины.

Ключевые слова: молекулярная динамика, трещина, избыточный атомный объем, железо, одноосное растяжение

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

Для цитирования: Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П. Взаимодействие трещины с границей зерен в бикристаллах железа. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):718–724. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-718-724>

INTERACTION OF CRACKS WITH GRAIN BOUNDARIES IN IRON BICRYSTALS

D. S. Kryzhevich[✉], A. V. Korchuganov, K. P. Zol'nikov

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

✉ kryzhev@ispms.ru

Abstract. Molecular dynamic modelling of seed cracks evolution in iron bicrystals with inclined grain boundaries under uniaxial expansion was carried out. The process of seed crack evolution can be divided into four stages. At the first stage, in the interval of elastic deformations, the seed crack is stationary, and the stresses increase linearly, reaching a maximum value of ~ 7.0 GPa. At the same time, the atomic volume and stresses at the crack tip before its opening grow significantly faster than the average for the sample. At the second stage, the crack begins to spread into the grain volume. The process of crack propagation leads to an abrupt stress release due to relaxation processes in the areas adjacent to the crack banks and the emission of defects from the crack tip. After reaching the grain boundary, the crack stops and blunts. At the third stage, the crack remains in the grain boundary, and the sample stresses experience significant oscillations, which is caused by the emission of various defects both from the grain boundary and from other interfaces. The emission of defects from the crack tip can cause local migration of the grain boundary, which is formation of a bend on the initially flat surface of the grain boundary. When defects cease to be emitted from the crack tip, the voltage and atomic volume in this region increase rapidly. At the fourth stage, the crack begins to spread into the second grain. It was found that a boundary with a large grain misorientation angle is a more effective barrier restraining crack propagation. Initiation of the seed crack propagation in material is always preceded by an abrupt increase in atomic volume and stresses at the crack tip.

Keywords: molecular dynamics, crack, excess atomic volume, iron, uniaxial tension

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-2021-0002.

For citation: Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zol'nikov K.P. Interaction of cracks with grain boundaries in iron bicrystals. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):718–724. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-718-724>

ВВЕДЕНИЕ

Исследованию поведения железа в процессе разрушения на микроскопическом уровне посвящено достаточно много работ. Вопросами исследований являлись установление влияний на развитие процессов разрушения в материале как особенностей внутренней структуры (дефектов, наночастиц, размеров зерен [1–4]), так и использование различных схем нагружения (граничные условия и скорости нагружения [5]), а также различные потенциалы межатомного взаимодействия [6]. Наиболее важную роль в зарождении и развитии разрушения в материале играют границы зерен (ГЗ). Характер взаимодействия между трещинами и границами зерен определяется рядом параметров, которые можно разделить на две группы [7]. К первой группе относят тип и интенсивность приложенной нагрузки, а также параметры трещины, в частности, ее длина и расстояние от трещины до границы зерен. Параметры трещины определяют концентрацию напряжений в ее вершине и выступают как движущая сила испускания и движения дислокаций. Во вторую группу входят параметры границы зерна, которые определяют уровень ее сопротивления распространению трещины. Для описания взаимодействия трещины с границей зерна наиболее часто используют две модели. В первой модели, разработанной и развитой в работах [8; 9], сопротивление границы зерна распространению трещины объясняется только ориентацией соседнего зерна, которая определяет положения плоскостей скольжения во втором зерне и эмиссию дислокаций в соответствующих системах скольжения. Во второй модели [10; 11] плоскость скольжения в соседнем зерне учитывается по-другому. В частности, при переходе границы зерен трещина должна изменить плоскость скольжения в сопряженном зерне. В этой модели два дополнительных параметра определяют величину сопротивления для роста трещин: поверхностная энергия границы зерен, характерная для разных типов границ зерен, и угол наклона границы зерна к поверхности.

Распространение трещины и разрушение представляют собой сложные явления, связанные с разрывом атомных связей и испусканием дислокаций из вершины трещины. Согласно линейной теории упругости поля напряжений в вершине трещины сингулярны [12]. Для устранения сингулярности и расчета точных полей напряжений можно использовать атомистическое моделирование процессов разрушения [13; 14]. В рамках молекулярно-динамического подхода были рассчитаны

напряжения и локальная температура в вершине трещины и эмиссия из нее дислокаций в хрупком материале при режиме нагружения *I*. В работах [15; 16] было показано, что зарождение частичных дислокаций в вершине трещины при сдвиговом нагружении существенно зависит от температуры. Кроме того, режимы нагружения *I*, *II*, *III* или их комбинации в монокристалле железа оказывают заметное влияние на поведение трещины [13]. При этом характер пластичности в вершине трещины определяется кристаллографической ориентацией образца.

Для изучения эволюции разрушения в материале с зеренной структурой важное значение имеет выявление особенностей взаимодействия трещин с границами зерен. Экспериментальное изучение особенностей взаимодействия трещин в материале с заданным типом границ зерен достаточно сложно реализовать. В то же время взаимодействие трещин с любыми границами зерен можно детально исследовать в рамках метода молекулярной динамики. Несмотря на высокую эффективность этого метода в решении данного вопроса, соответствующих исследований для бикристаллов железа крайне мало. Следует отметить работу [17], в которой авторы исследовали сопротивление разрушению симметричных наклонных границ в бикристалле железа с затравочной трещиной. Было обнаружено, что время задержки трещины в границе зерна обратно пропорционально энергии границы зерна.

Целью настоящей работы является молекулярно-динамическое моделирование особенностей взаимодействия трещин, распространяющихся в хрупком режиме, с наклонными границами в бикристаллах железа при одноосном растяжении. Было исследовано влияние границ зерен на торможение и блокировку распространяющихся трещин, особенности миграции границ зерен при взаимодействии с трещиной, а также выявлены особенности изменения избыточного атомного объема и напряжения в вершине трещины в процессе ее эволюции и взаимодействия с границами зерен в бикристаллах железа.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Моделируемые бикристаллы железа содержали около 950 000 атомов и имели форму параллелепипеда с размерами ребер $27 \times 40 \times 10$ нм (рис. 1). Ребра правых зерен на рисунке всегда были ориентированы вдоль направлений *X* [120], *Y* [210], *Z* [001]. Зерно в левой части бикристалла было повернуто вокруг оси *Z* на 10 или 20°.

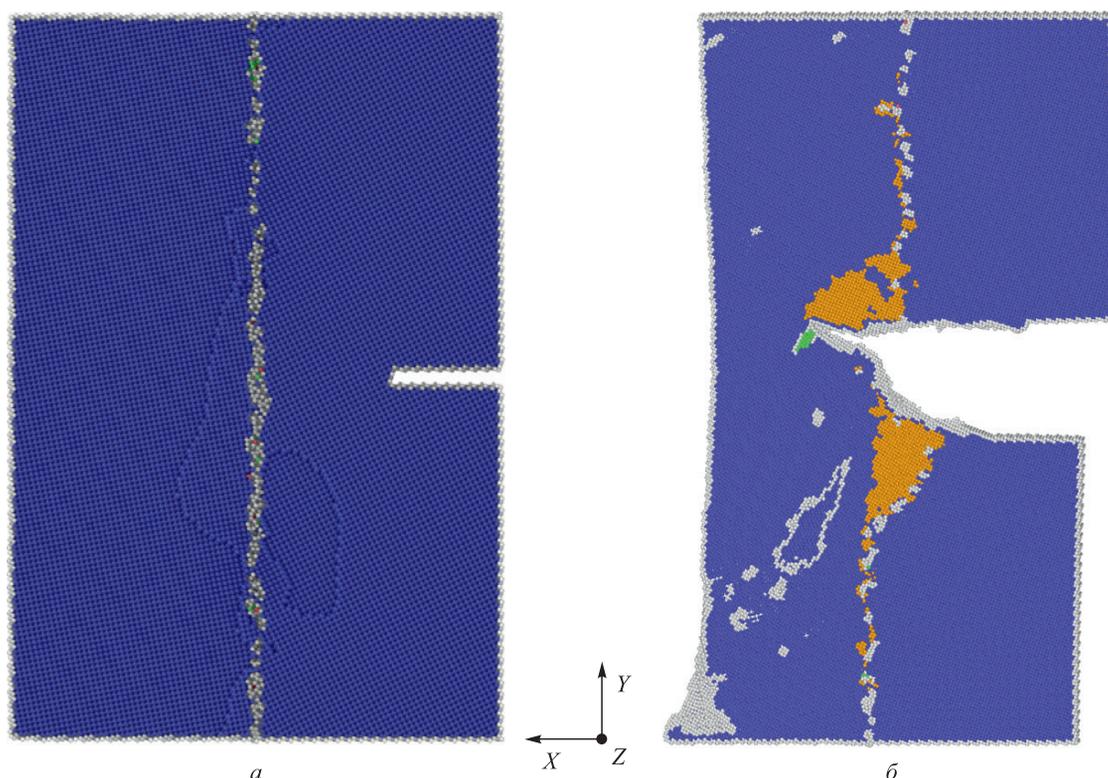


Рис. 1. Исходная структура бикристалла железа с разориентацией зерен 10° (а) и структура образца, деформированного на 16,3 % (б) (зеленым, синим, серым и оранжевым показаны атомы с ГЦК, ОЦК, неопределенной симметрией ближайшего окружения и атомы, через которые проходит ГЗ)

Fig. 1. Initial structure of a Fe bicrystal with grain misorientation 10° (a) and structure of the sample deformed by 16.3 % (b) (green, blue and gray atoms have the nearest neighbors with FCC, BCC and uncertain symmetry, respectively; orange – atoms across which the grain boundary passes)

Исходная температура в моделируемых образцах составляла 10 К. Вдоль оси X задавались свободные поверхности, вдоль оси Z были использованы периодические граничные условия. Три поверхностные атомные плоскости с нормалью вдоль оси Y задавались как недеформируемые захваты, которые смещались в противоположных направлениях вдоль оси Y со скоростью 2,5 м/с каждый, имитируя одноосное растяжение образца.

Межатомное взаимодействие в железе описывалось многочастичным потенциалом, разработанным в рамках приближения Финниса–Синклера метода погруженного атома [18]. Распределение скоростей атомов в исходном образце соответствовало распределению Максвелла, а начальное направление скоростей атомов задавалось с помощью генератора случайных чисел. Шаг интегрирования задавался равным 1 фс. Атомные объемы рассчитывались на основе построения многогранников Вороного. Для идентификации локальных структурных изменений в нагружаемом образце использовался алгоритм анализа по общим соседям для каждого атома [19]. Угол отклонения атомной решетки относительно оси $[100]$ определялся с помощью алгоритма Polyhedral Template Matching (PTM) [20]. Для визуализации структуры моделируемых кристаллитов использовался пакет OVITO [21].

Для расчета избыточного объема в вершине трещины строился цилиндр радиусом $R = 1,2$ нм. За вершину трещины принимался один из атомов на ее поверхности с максимальной координатой X . Ось цилиндра совпадала с направлением оси Z . Для расчета атомного объема в вершине трещины цилиндр смещался вдоль осей X и Y на расстояние от $-R$ до $+R$ относительно атома в вершине трещины с шагом $0,1R$. Проводился расчет суммарного объема атомов внутри цилиндра как сумма объемов ячеек Вороного и затем выбиралось его максимальное значение. Избыточный объем атома определялся как разница между объемом ячейки Вороного и равновесным атомным объемом для данной температуры. Избыточный объем в вершине трещины рассчитывался как среднее избыточных объемов атомов, попавших в цилиндр с максимальным объемом.

Для расчета миграции границы зерен в окрестности каждого атома на основе использования алгоритма PTM определялся угол отклонения локальной решетки от оси X . Полагалось, что атомы, отклонение которых от выбранной оси превышало половину величины угла разориентации зерен, принадлежат второму зерну, а остальные атомы составляют первое зерно. В процессе нагружения выявлялись атомы, которые перешли из состава одного зерна в другое. Объем образца (dV),

через который мигрировала ГЗ относительно своего исходного положения, рассчитывался как суммарный атомный объем этих атомов (рис. 1, б). Параметр миграции ГЗ в направлении оси X определялся по формуле: $L_{ГЗ} = dV/S_X$ (где S_X – площадь сечения деформированного образца плоскостью, перпендикулярной оси X).

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ ТРЕЩИН

Результаты расчетов зависимости напряжений от деформации для бикристаллов с разориентациями зерен 10 и 20° приведены на рис. 2. Хорошо видно, что разрушение образца с разориентацией зерен 20° наступает при значительно большей деформации: примерно 26 %. В целом, поведение кривых для этих двух границ зерен качественно совпадает. Поведение кривых деформации (рис. 2) показывает, что процесс распространения трещин в бикристаллах можно разбить на четыре этапа. Детальный анализ развития разрушения был проведен применительно к образцу с разориентацией зерен 10°. На первом этапе в интервале упругих деформаций 0 – 4,8 % затравочная трещина неподвижна, а напряжения увеличиваются по линейному закону, достигая максимума (~7,0 ГПа). При этой деформации запасенной внутренней энергии становится достаточно для разрыва межатомных связей в вершине трещины. На втором этапе в интервале деформирования 4,8 – 5,2 % трещина начинает распространяться в первом зерне. В процессе распространения трещины из ее вершины испускается дефект упаковки, который достигает границы зерен раньше, чем трещина (рис. 3, а). Из участка границы зерна, которого достиг дефект упаковки, испускается дислокация во второе зерно. Процесс распространения трещины приводит к скачкообразному

сбросу напряжения за счет релаксационных процессов в областях, прилегающих к берегам трещины, и эмиссии дефектов из вершины трещины и границы зерен. Достигнув границы зерен, трещина останавливается и затупляется (рис. 3, б, в). На третьем этапе трещина покоится в границе зерен, а напряжения образца могут испытывать существенные осцилляции, которые связаны с эмиссией различных дефектов как из границы зерен, так и от свободной поверхности второго зерна (рис. 3, в). Хорошо видно (рис. 3, б, в), что эмиссия дефектов из вершины трещины на третьем этапе приводит к локальной миграции границы зерен вблизи трещины. Следует отметить, что на третьем этапе эволю-

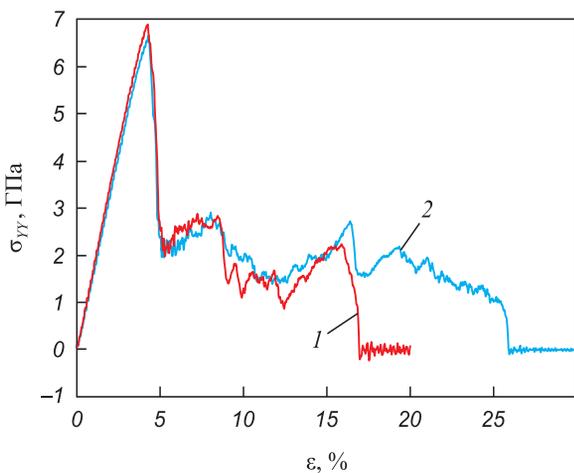


Рис. 2. Зависимость напряжений от деформации для образцов с разориентацией границ зерен 10° (1) и 20° (2)

Fig. 2. Stress-strain dependences for the samples with misoriented grain boundaries 10° (1) and 20° (2)

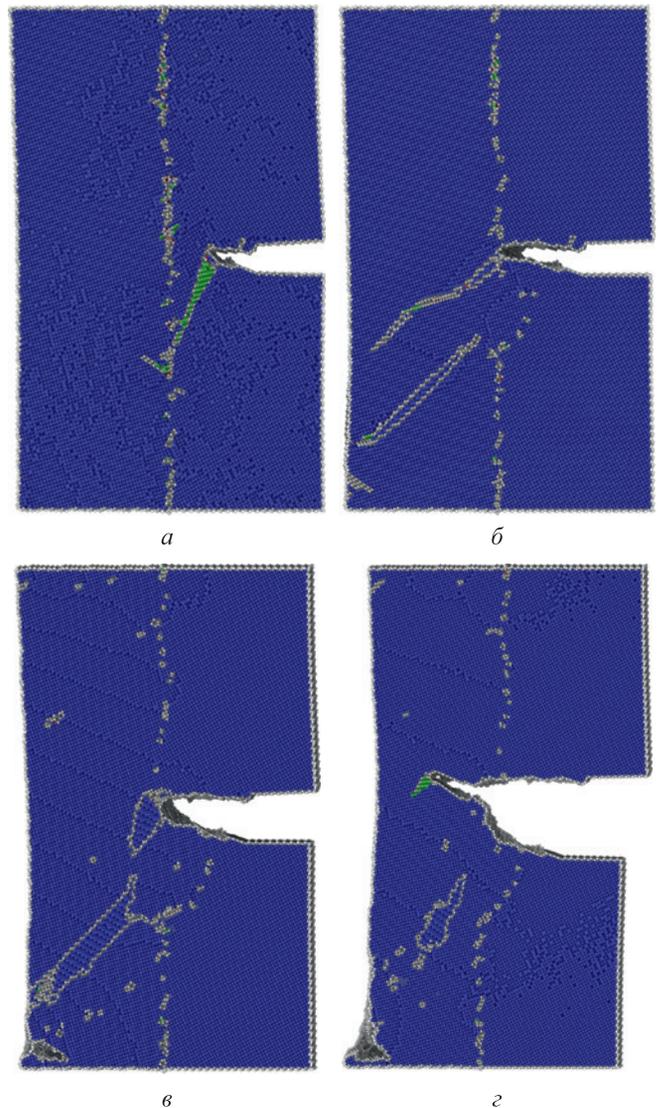


Рис. 3. Структура образца с разориентацией зерен 10° при деформациях 4,57 (а), 4,83 (б), 8,75 (в) и 16,52 % (z) (зеленым, синим и серым показаны атомы с ГЦК, ОЦК и неопределенной симметрией ближайшего окружения соответственно)

Fig. 3. Structure of the sample with grain misorientation 10° at the strains 4.57 (a), 4.83 (b), 8.75 (v) and 16.52 (z) (green, blue and gray atoms have the nearest neighbors with FCC, BCC and uncertain symmetry, respectively)

ции трещин распределение напряжений существенно неоднородно по образцу из-за эмиссии интерфейсами большого числа дефектов. Напряжение всего образца с увеличением деформации имеет тенденцию к уменьшению. Однако, если из вершины трещины перестают испускаться дефекты, то напряжение в этой области начинает быстро увеличиваться, а не уменьшаться, как в целом по образцу. Четвертый этап начинается с распространения трещины во второе зерно (рис. 3, *з*), что приводит к скачкообразному падению напряжения всего образца. Следует отметить, что граница с большим углом разориентации зерен является более эффективным барьером, сдерживающим распространение трещины в соседнее зерно до больших величин деформации.

Результаты моделирования показали, что особенности изменения длины трещины коррелируют с изменениями напряжения и объема в вершине трещины (рис. 4). Хорошо видны вышеописанные этапы раскрытия трещины, распространение которой в моделируемом бикристалле носит скачкообразный характер. Отметим, что падение и последующий рост напряжения на первом этапе эволюции трещины связан с зарождением и ростом двойника в вершине трещины. Атомный объем на первом этапе достаточно быстро нарастает и достигает абсолютного максимума перед началом раскрытия трещины (рис. 4). Раскрытие трещины на втором этапе ее эволюции ведет к скачкообразному падению не только напряжения, но и атомного объема. На третьем этапе хорошо видна ступенька на кривой зависимости длины трещины от напряжения при деформации примерно 9,0 %. Она связана с раскрытием трещины вдоль границы небольшого двойника, сформированного вблизи границы зерен. Перед началом четвертого этапа атомный объем и напряжения

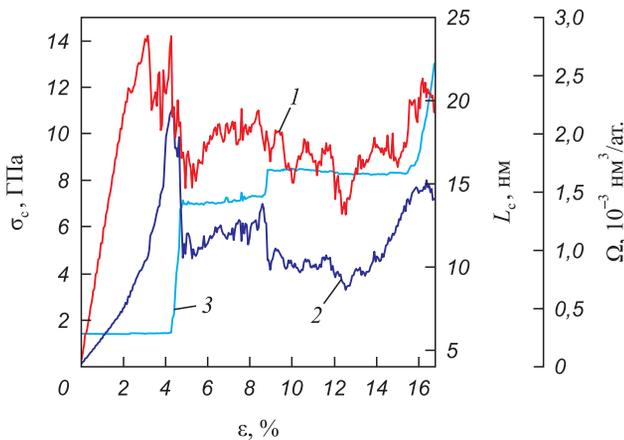


Рис. 4. Зависимости напряжения (1), атомного объема (2) в вершине трещины и длины трещины (3) от величины растяжения для образца с разориентацией зерен 10°

Fig. 4. Dependences of stress (1) and atomic volume (2) at the crack tip and length (3) on tensile strain for the sample with grain misorientation 10°

в вершине трещины достаточно быстро растут, а с раскрытием трещины во второе зерно падают.

Результаты моделирования показывают, что взаимодействие трещины с границей зерен инициирует активную миграцию последней (рис. 5). Наиболее активная миграция происходит в достаточно узком интервале деформаций от 4,5 до 4,6 %, на котором расстояние между трещиной и границей зерна сокращается с нескольких параметров решетки до нуля. При этом граница зерен существенно искривляется. Граница зерен, расположенная выше плоскости трещины, мигрирует в сторону первого зерна, а часть, расположенная ниже, смещается в противоположном направлении (рис. 1, *б*). В интервале деформаций до 8,5 %, когда трещина покоится в границе зерен, миграция существенно замедляется. Процесс скачкообразного растрескивания границы зерен в результате распространения тре-

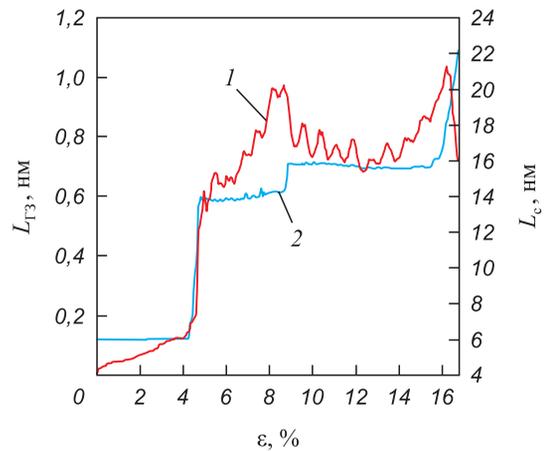


Рис. 5. Зависимость параметра миграции ГЗ (1) и длины трещины (2) от деформации

Fig. 5. Dependence of grain boundary migration parameter (1) and crack length (2) on strain

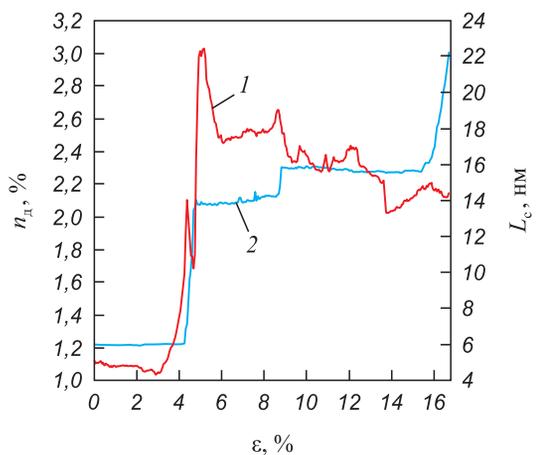


Рис. 6. Зависимость доли атомов, принадлежащих различным дефектам структуры (1), и длины трещины (2) от деформации

Fig. 6. Dependence of fraction of atoms in structural defects (1) and crack length (2) on strain

щины при 8,5 % приводит к миграции границы зерен в направлении ее исходного положения. Параметр миграции границы зерен испытывает осцилляции, связанные с эмиссией дефектов структуры из границы зерен (рис. 5). При этом наиболее высокая скорость роста дефектов структуры наблюдается в процессе сближения вершины трещины с границей зерен на интервале деформаций 4,0–4,5 % (рис. 6). Миграция границ зерен, инициированная взаимодействием с трещинами, подтверждается экспериментальными данными, полученными посредством просвечивающей электронной микроскопии [22; 23].

Выводы

Проведенные расчеты показали, что границы с большим углом разориентации зерен в бикристалле железа существенно эффективнее тормозят движение трещин, что проявляется в более длительной задержке трещин в межзеренной области. Для бикристалла с большей разориентацией зерен трещина, прежде чем перейти во второе зерно, распространяется на некоторое расстояние вдоль по границе зерен. Обнаружено, что инициированию распространения затравочной трещины в материале всегда предшествует скачкообразный рост атомного объема и напряжений в вершине трещины. Начало распространения трещины всегда вызывает скачкообразное уменьшение напряжения и атомного объема в вершине трещины в моделируемых бикристаллах. После остановки трещины границей зерен атомный объем и напряжение в вершине вновь возрастают. Выявлено, что взаимодействие распространяющейся трещины с границей зерен приводит к миграции последней. При этом наиболее активная миграция границы зерен происходит в интервале деформации, когда область вершины трещины контактирует с границей зерен.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Uhnáková A., Machová A., Hora P., Červená O. Growth of a brittle crack (001) in 3D bcc iron crystal with a Cu nano-particle. *Computational Materials Science*. 2014;83:229–234. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.10.037>
- Farkas D. Atomistic simulations of metallic microstructures. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2013;17(6):284–297. <https://doi.org/10.1016/J.COSSMS.2013.11.002>
- Liu T., Groh S. Atomistic modeling of the crack–void interaction in α -Fe. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;609:255–265. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2014.05.005>
- Latapie A., Farkas D. Molecular dynamics investigation of the fracture behavior of nanocrystalline α -Fe. *Physical Review B*. 2004;69:134110. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.69.134110>
- Tanaka M., Tarleton E., Roberts S.G. The brittle–ductile transition in single-crystal iron. *Acta Materialia*. 2008;56(18):5123–5129. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2008.06.025>
- Gordon P.A., Neeraj T., Luton M.J. Atomistic simulation of dislocation nucleation barriers from cracktips in α -Fe. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2008;16:045006. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/16/4/045006>
- Schaefer W., Marx M., Vehoff H., Heckl A., Randelzhofer P. A 3-D view on the mechanisms of short fatigue cracks interacting with grain boundaries. *Acta Materialia*. 2011;59(5):1849–1861. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.051>
- Tanaka K., Akiniwa Y., Nakai Y., Wei R.P. Modelling of small fatigue crack growth interacting with grain boundary. *Engineering Fracture Mechanics*. 1986;24(6):803–819. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(86\)90266-3](https://doi.org/10.1016/0013-7944(86)90266-3)
- Navarro A., de los Rios E.R. Short and long fatigue crack growth: A unified model. *Philosophical Magazine A*. 1988;57(1):15–36. <https://doi.org/10.1080/01418618808204496>
- Zhai T., Wilkinson A.J., Martin J.W. A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries. *Acta Materialia*. 2000;48(20):4917–4927. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00214-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00214-7)
- Zhai T., Jiang X.P., Li J.X., Garratt M.D., Bray G.H. The grain boundary geometry for optimum resistance to growth of short fatigue cracks in high strength Al-alloys. *International Journal of Fatigue*. 2005;27(10–12):1202–1209. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2005.06.021>
- Lemaître J., Chaboche J.-L. *Mechanics of Solid Materials*. Cambridge University Press; 1990:584. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139167970>
- Ringdalen Vatne I., Stukowski A., Thaulow C., Østby E., Marian J. Three-dimensional crack initiation mechanisms in bcc-Fe under loading modes I, II and III. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;560:306–314. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2012.09.071>
- Konovalenko I.S., Kryzhevich D.S., Zol'nikov K.P., Psakhie S.G. Atomic mechanisms of local structural rearrangements in strained crystalline titanium grain. *Technical Physics Letters*. 2011;37(10):946–948. <https://doi.org/10.1134/S1063785011100233>
- Zhang Y.W., Wang T.C., Tang Q.H. Simulation of nucleation and emission of dislocations by molecular-dynamics method. *Journal of Applied Physics*. 1995;77(6):2393–2399. <https://doi.org/10.1063/1.358764>
- Zhang Y.W., Wang T.C., Tang Q.H. The effect of thermal activation on dislocation processes at an atomistic crack tip. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 1995;28:748–754. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/28/4/018>
- Pezeshki S.S., Silani M., Talaei M.S., Ziaei-Rad S. An atomistic perspective into the fracture behaviour of Fe-bicrystal. *Molecular Simulation*. 2020;46(13):966–974. <https://doi.org/10.1080/08927022.2020.1795165>
- Mendelev M.I., Han S., Son W.-j., Ackland G.J., Srolovitz D.J. Simulation of the interaction between Fe impurities and point defects in V. *Physical Review B*. 2007;76:214105. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.76.214105>
- Honeycutt D.J., Andersen H.C. Molecular dynamics study of melting and freezing of small Lennard-Jones clusters. *The Journal of Physical Chemistry*. 1987; 91(19):4950–4963. <https://doi.org/10.1021/j100303a014>
- Larsen P.M., Schmidt S., Schiøtz J. Robust structural identification via polyhedral template matching. *Modelling*

and Simulation in Materials Science and Engineering. 2016;24(5):055007.

<https://doi.org/10.1088/0965-0393/24/5/055007>

21. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO—the Open Visualization Tool. *Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2010;18(1):015012.

<https://doi.org/10.1088/0965-0393/18/1/015012>

22. Legros M., Gianola D.S., Hemker K.J. In situ TEM observations of fast grain-boundary motion in stressed nanocrystalline aluminum films. *Acta Materialia*. 2008;56(14):3380–3393. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.03.032>

23. Rupert T.J., Gianola D.S., Gan Y., Hemker K.J. Experimental observations of stress-driven grain boundary migration. *Science*. 2009;326(5960):1686–1690.

<https://doi.org/10.1126/science.1178226>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Дмитрий Сергеевич Крыжевич, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории компьютерного конструирования материалов, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-1423-3724

E-mail: kryzhev@ispms.ru

Александр Вячеславович Корчуганов, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории компьютерного конструирования материалов, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-3765-5911

E-mail: avkor@ispms.ru

Константин Петрович Зольников, д.ф.-м.н., главный научный сотрудник лаборатории компьютерного конструирования материалов, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8988-1040

E-mail: kost@ispms.ru

Dmitrii S. Kryzhevich, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Computer-Aided Design of Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-1423-3724

E-mail: kryzhev@ispms.ru

Aleksandr V. Korchuganov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Computer-Aided Design of Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-3765-5911

E-mail: avkor@ispms.ru

Konstantin P. Zol'nikov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher of the Laboratory of Computer-Aided Design of Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8988-1040

E-mail: kost@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Д. С. Крыжевич – написание основного текста статьи, планирование и проведение экспериментов.

А. В. Корчуганов – написание введения, описание методов исследования, проведение экспериментов.

К. П. Зольников – написание основного текста статьи, планирование экспериментов, анализ и подбор литературных источников.

D. S. Kryzhevich – writing the text, planning and performing experiments.

A. V. Korchuganov – writing of the sections Introduction and Methods, performing experiments.

K. P. Zol'nikov – writing of the text, planning experiments, analysis and selection of literary sources.

Поступила в редакцию 26.06.2023

После доработки 06.07.2023

Принята к публикации 29.09.2023

Received 26.06.2023

Revised 06.07.2023

Accepted 29.09.2023



УДК 669.018.25:539.219:539.25

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-725-732

Оригинальная статья
Original article

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ 12 % ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823

К. В. Спиридонова¹, И. Ю. Литовченко¹, Н. А. Полехина¹, В. В. Линник²,
Т. А. Борисенко³, В. М. Чернов⁴, М. В. Леонтьева-Смирнова⁴

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 Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН (Россия, 630128, Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18)

⁴ АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара» (Россия, 123098, Москва, ул. Рогова, 5а)

✉ kseniya_almaeva@mail.ru

Аннотация. Методами высокотемпературного рентгеноструктурного анализа (РСА) *in situ* и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) исследованы особенности фазовых превращений 12 % хромистой феррито-мартенситной стали ЭП-823 в условиях нагрева и охлаждения в температурном интервале от 30 до 1100 °С. По данным РСА *in situ* при нагреве температуры начала A_{c1} и конца A_{c3} $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (феррит – аустенит) составляют 880 и 1000 °С соответственно. При охлаждении реализуется диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение с критическими точками $A_{r1} \approx 860$ °С (температура начала) и $A_{r3} \approx 840$ °С (температура конца). Согласно данным ДСК при нагреве критические точки $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения: $A_{c1} \approx 840$ °С, $A_{c3} \approx 900$ °С. При охлаждении реализуется мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в интервале температур от $M_n = 344$ °С до $M_k = 212$ °С. Методом РСА *in situ* выделения карбидных фаз в условиях нагрева и охлаждения стали ЭП-823 не обнаружено. Положение критических точек фазовых превращений зависит от метода исследований (РСА *in situ* или ДСК), что определяется различием в эффективной (с учетом времени на съемку в методе РСА) скорости нагрева/охлаждения. Обсуждается влияние элементного состава и особенностей микроструктуры на положение критических точек фазовых превращений феррито-мартенситных сталей. Показано, что увеличенное по сравнению с другими сталями того же класса содержание феррит-стабилизирующих элементов (Cr, Mo, Nb) в составе стали ЭП-823 расширяет область существования ферритной фазы, что может способствовать повышению температуры A_{c1} .

Ключевые слова: феррито-мартенситная сталь ЭП-823, структурно-фазовые превращения, высокотемпературный рентгеноструктурный анализ *in situ*, дифференциальная сканирующая калориметрия, закалка, традиционная термическая обработка

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 Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

Для цитирования: Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В., Борисенко Т.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Структурно-фазовые превращения 12 % хромистой феррито-мартенситной стали ЭП-823. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):725–732. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-725-732>

STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS OF 12 % CHROMIUM FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EP-823

K. V. Spiridonova¹✉, I. Yu. Litovchenko¹, N. A. Polekhina¹, V. V. Linnik²,
T. A. Borisenko³, V. M. Chernov⁴, M. V. Leont'eva-Smirnova⁴

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 National Research Tomsk State University (36 Lenina Ave., Tomsk 634050, Russian Federation)

³ Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (18 Kutateladze Str., Россия, Novosibirsk 630128, Russian Federation)

⁴ JSC “A.A. Bochvar High-Technology Scientific-Research Institute of Inorganic Materials” (5a Rogova Str., Moscow 123098, Russian Federation)

✉ kseni_ya_almaeva@mail.ru

Abstract. The features of phase transformations of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823 under heating and cooling conditions in the temperature range from 30 to 1100 °C were studied by the methods of high-temperature X-ray diffraction analysis (XRD) *in situ* and differential scanning calorimetry (DSC). According to XRD *in situ* data, upon heating, the temperatures of the beginning and end of the ($\alpha \rightarrow \gamma$) transformation of ferrite (martensite – austenite) are $Ac_1 \approx 880$ °C, $Ac_3 \approx 1000$ °C, respectively. Upon cooling, a diffusion ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation occurs with critical points – $Ar_1 \approx 860$ °C (beginning temperature) and $Ar_3 \approx 840$ °C (end temperature). According to DSC data, during heating, the critical points of the ($\alpha \rightarrow \gamma$) transformation are $Ac_1 \approx 840$ °C and $Ac_3 \approx 900$ °C. During cooling, a martensitic ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation is realized with critical points of the beginning of $M_s = 344$ °C and the end of $M_f = 212$ °C of this transformation. The XRD *in situ* analysis revealed no precipitation of carbide phases under heating and cooling conditions of steel EP-823. Position of the critical points of phase transformations depends on the research method (XRD *in situ* or DSC), which is determined by the difference in effective (taking into account the time for shooting in the XRD method) heating-cooling rate. The effect of elemental composition on the position of critical points of phase transformations and the formation of structural-phase states of ferritic-martensitic steels is discussed. It is shown that the increased content of ferrite-stabilizing elements (Cr, Mo, Nb) in composition of EP-823 steel, compared with other steels of the same class, expands the region of existence of the ferrite phase, which can contribute to an increase in the temperature of Ac_1 .

Keywords: ferritic-martensitic steel EP-823, structural-phase transformations, high-temperature X-ray diffraction analysis *in situ*, differential scanning calorimetry, quenching, traditional heat treatment

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 Tomsk Regional Core Shared Research Facilities Center of National Research Tomsk State University (center was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation).

For citation: Spiridonova K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Linnik V.V., Borisenko T.A., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Structural-phase transformations of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):726–732.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-726-732>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время разрабатываются ядерные реакторы на быстрых нейтронах IV поколения со свинцовым или свинцово-висмутовым теплоносителем [1 – 5]. Как один из основных материалов для изготовления оболочек теплоделяющих элементов российских ядерных реакторов рассматривается 12 % хромистая феррито-мартенситная сталь марки ЭП-823 [6 – 9]. Особенностью этой стали является повышенное (относительно других сталей того же класса) содержание кремния, что обеспечивает хорошую коррозионную стойкость, в том числе в условиях контакта с жидкометаллическим теплоносителем [7].

Подробное изучение физико-механических свойств стали марки ЭП-823 началось в конце XX века [7]. Были проведены исследования особенностей микро-структуры и механических свойств стали в состояниях после различных обработок (традиционная термичес-

кая обработка (ТТО), ступенчатая термическая обработка (СТО), высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО)) [7 – 9]; проанализированы механизмы упрочнения [10]; изучено сопротивление ползучести, исследованы теплофизические свойства, температурные зависимости модуля упругости и характеристики внутреннего трения [11; 12]; проведены исследования кратковременных и длительных механических свойств после высокодозного нейтронного облучения [13 – 15]. Показано, что эта сталь не уступает по физико-механическим, жаропрочным, коррозионным и радиационным свойствам другим 12 % хромистым феррито-мартенситным сталям [16].

Несмотря на то, что сталь марки ЭП-823 изучается достаточно давно, детальные исследования фазовых переходов при ее нагреве и охлаждении с использованием методов ДСК и высокотемпературного РСА *in situ* (непосредственно в процессе нагрева и охлаждения), ранее не проводились. Использование двух методов

позволяет дополнить полученные результаты и определить зависимость критических точек от эффективной скорости нагрева (охлаждения). Данные о значениях критических точек фазовых переходов стали представляют интерес для определения температурных интервалов ее практического применения и разработки режимов высокотемпературных термомеханических обработок.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Феррито-мартенситная сталь марки ЭП-823 имеет следующий элементный состав [6–8], % (по массе): 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; Ce 0,10; Ti 0,01; В 0,006; Al 0,02.

Фазовые превращения стали при нагреве и охлаждении изучали методами высокотемпературного рентгеноструктурного анализа (РСА) *in situ* на дифрактометре D8 Advance с высокотемпературной камерой НТК 1200 N с использованием CuK_α -излучения в защитной среде гелия. Данный метод заключается в следующем:

- нагрев от 30 до 1100 °С (съемка при 30 °С, от 30 до 800 °С без съемки, от 800 до 1000 °С – съемка с шагом 20 °С, нагрев от 1000 до 1100 °С без съемки, съемка при 1100 °С);

- выдержка при 1100 °С в течение 40 мин для получения однородного твердого раствора, съемка;

- последующее охлаждение от 1100 до 30 °С (от 1100 до 900 °С без съемки, от 900 до 600 °С – съемка с шагом 20 °С, от 600 до 30 °С без съемки, съемка при 30 °С).

Образцы для исследования представляли собой пластинки толщиной 1 мм и диаметром 15 мм. Диапазон углов 2θ составлял 40 – 80°, шаг съемки – $\Delta 2\theta \approx 0,02^\circ$, скорость нагрева и охлаждения – 12 °С/мин, время съемки при каждой температуре – 7 мин. Исследования методом РСА проводили на образцах стали после закалки в воду от $T = 1100$ °С (выдержка 1 ч). Температурные интервалы съемки выбирали на основе полученных ранее результатов для стали того же класса [16].

Критические точки фазовых превращений определяли также методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при непрерывном нагреве (от 20 до 1100 °С) со скоростью 10 °С/мин и охлаждении (от 1100 до 20 °С) образцов в защитной среде аргона на приборе STA 409 PC (NETSCH). За начало и завершение фазового превращения принимали температуры перегибов на кривых ДСК. Масса образцов составляла 90 – 100 мг. Исследования ДСК проводились на образцах стали в состоянии после традиционной термической обработки (ТТО), которая состояла из закалки в воду от температуры 1100 °С (выдержка 1 ч) и последующего отпуска при температуре 720 °С (в течение 3 ч).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Подробные исследования микроструктуры и фазового состава феррито-мартенситной стали марки ЭП-823, проведенные с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) в режиме дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), представлены в работе [9]. Ниже отмечены основные структурные особенности стали, необходимые для обсуждения особенностей ее фазовых переходов при нагреве и охлаждении.

Микроструктура стали после закалки представлена мартенситными ламелями с высокой плотностью дислокаций (до 10^{15} м^{-2}), ферритными зернами, незначительным количеством грубодисперсных и мелкодисперсных частиц типа MeX (где Me – Nb, Mo; X – C, N), а также грубодисперсных частиц типа Me_{23}C_6 (где Me – Fe, Cr). В условиях отпуска после закалки (режим ТТО) основные структурные элементы (мартенситные ламели и зерна феррита) сохраняются, снижается плотность дислокаций и значительно увеличивается плотность грубодисперсных (типа Me_{23}C_6) и мелкодисперсных (типа MeX) частиц, по сравнению с состоянием после закалки.

После ТТО (рис. 1) в стали ЭП-823 бывшие аустенитные зерна имеют размеры до 60 мкм. Также обнаружено небольшое количество зерен δ -феррита. Внутри бывших аустенитных зерен наблюдаются блоки мартенсита, объединенные в пакеты, с преимущественно высокоугловыми разориентировками между соседними блоками (рис. 1, б, в). Малоугловые границы разориентации (рис. 1, в) являются границами мартенситных ламелей, составляющих блоки. Средний размер мартенситных блоков и ферритных зерен, согласно данным метода ДОРЭ, составляет 3,1 мкм [9]. На рис. 1, в видны грубодисперсные (субмикронные, микронные) частицы типа MeX .

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии [9], среднее значение ширины мартенситных ламелей составляет приблизительно 300 нм. Карбиды Me_{23}C_6 располагаются по границам мартенситных ламелей и ферритных зерен, их размеры достигают 50 – 250 нм. Мелкодисперсные (размерами 5 – 20 нм) карбонитриды типа MeX расположены на дислокациях, закрепляя их. Эти частицы преимущественно выделяются в процессе отпуска стали. Грубодисперсные частицы того же типа, по-видимому, сформированы в результате металлургических операций. Они не изменяются в размерах в условиях термических обработок.

На рис. 2 представлены профили рентгеновских линий стали марки ЭП-823 (после закалки), полученные при нагреве и охлаждении в интервале температур 30 – 1100 – 30 °С. В исходном состоянии при комнатной температуре (30 °С) это типичная рентгенограмма феррито-мартенситной стали с ОЦК решеткой. При нагреве

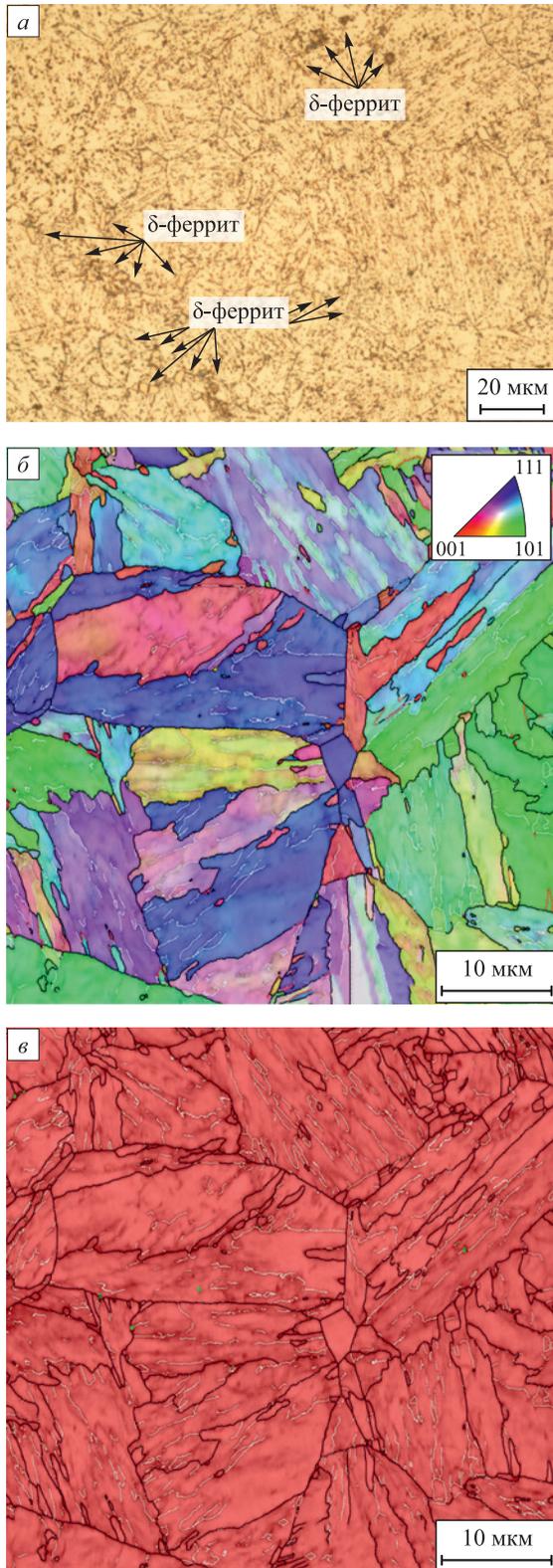


Рис. 1. Изображения микроструктуры стали после ТТО:
 а – оптическое изображение; б и в – РЭМ ДОРЭ;
 б – ориентационная карта; в – фазовая карта
 (ОЦК-Fe указано красным цветом, частицы MeX зеленым цветом, высоко- и малоугловые границы – черными и белыми линиями)

Fig. 1. Images of steel microstructure after traditional heat treatment:
 а – optical image; б, в – SEM EBSD:
 б – orientation map; в - phase map (BCC-Fe – red,
 MeX particles – green, high-angle – black, low-angle – white lines)

рентгеновские пики смещаются в сторону меньших углов 2θ , что обусловлено термическим расширением кристаллической решетки. Из анализа рентгеновских профилей при различных температурах видно, что при нагреве переход $\alpha \rightarrow \gamma$ начинается при $T = 880\text{ }^\circ\text{C}$ (A_{c1}) и заканчивается при $T = 1000\text{ }^\circ\text{C}$ (A_{c3}). Межкритический интервал температур ($A_{c3} - A_{c1}$) составляет примерно $120\text{ }^\circ\text{C}$. Помимо рефлексов γ - и α -фаз на рентгенограммах при нагреве наблюдаются рефлексы, принадлежащие оксидам Fe_3O_4 и Cr_2O_3 . Формирование оксидного слоя на поверхности образцов, по-видимому, обусловлено наличием остаточного кислорода в защитной газовой среде аргона.

При охлаждении диффузионное превращение из аустенита (γ) в феррит (α) начинается при $A_{r1} = 860\text{ }^\circ\text{C}$, заканчивается при $A_{r3} = 840\text{ }^\circ\text{C}$. При снижении температуры (в высокотемпературной области) интенсивность рефлексов от оксидных фаз (Fe_3O_4 , Cr_2O_3) возрастает, что свидетельствует об увеличении их объемной доли. Следует отметить, что рефлексы $Fe_3O_4(400)$ и $Cr_2O_3(024)$ близки к рефлексам $\gamma\text{-Fe}(111)$ и $\gamma\text{-Fe}(200)$ соответственно. Однако при $T = 30\text{ }^\circ\text{C}$ рефлексы от аустенита отсутствуют. Рефлексы оксидов наблюдаются в условиях съемки при $30\text{ }^\circ\text{C}$ после цикла нагрев – выдержка – охлаждение.

На рентгенограммах не наблюдаются пики от карбидных ($Me_{23}C_6$) и карбонитридных (MeX) частиц. Вероятнее всего, данные частицы не идентифицируются методом РСА ввиду их небольшой объемной доли (до нескольких процентов). В работе [9] отмечено, что в стали марки ЭП-823 после ТТО объемная доля мелкодисперсных частиц типа MeX составляет $\approx 0,6\%$, грубодисперсных частиц типа $Me_{23}C_6$ – примерно $5,5\%$. В состоянии после закалки объемные доли указанных частиц ниже приведенных значений.

На рис. 3 представлены результаты исследований $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений в стали ЭП-823, полученные методом ДСК при непрерывном нагреве и охлаждении. При нагреве (рис. 3, а) на ДСК кривой наблюдаются два минимума. Один из них связан с фазовым $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращением, где точки $A_{c1} = 839\text{ }^\circ\text{C}$, а $A_{c3} = 902\text{ }^\circ\text{C}$. Межкритический интервал температур ($A_{c3} - A_{c1}$) при исследовании данным методом составляет $63\text{ }^\circ\text{C}$. Из литературных данных известно [16; 17], что второй минимум при температурах $645 - 734\text{ }^\circ\text{C}$ обусловлен магнитным превращением ферромагнитного $\alpha\text{-Fe}$ в парамагнитное.

При охлаждении стали на ДСК кривой наблюдается пик, соответствующий мартенситному превращению ($\gamma \rightarrow \alpha$), которое происходит в интервале между $M_n = 344\text{ }^\circ\text{C}$ и $M_k = 212\text{ }^\circ\text{C}$. Также на ДСК кривой обнаруживается небольшой перегиб в интервале температур $700 - 668\text{ }^\circ\text{C}$. В работе [16] отмечается, что перегибы при таких температурах характерны для диффузионного превращения аустенит – феррит. Вероятно, скорость охлаждения при ДСК-исследовании была

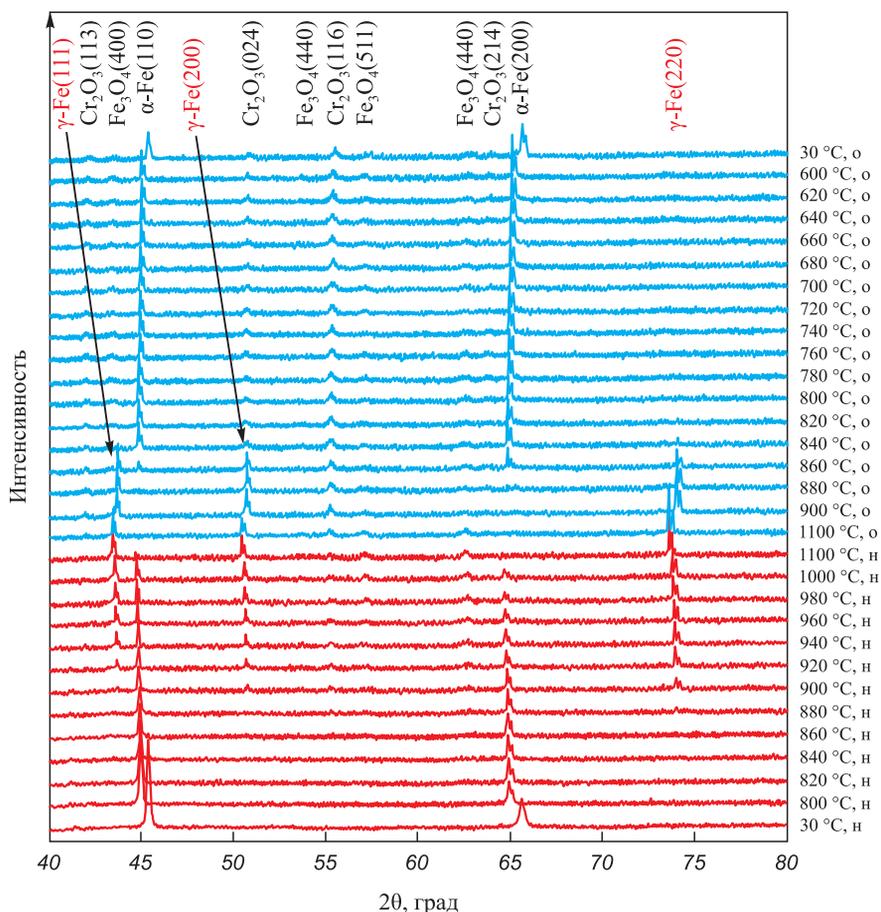


Рис. 2. Профили рентгеновских дифракционных линий стали марки ЭП-823 (нагрев от 30 до 1100 °С, выдержка при 1100 °С в течение 40 минут, охлаждение до 30 °С)

Fig. 2. Profiles of X-ray diffraction lines of steel EP-823 (heating from 30 to 1100 °С, holding at 1100 °С for 40 minutes, cooling down to 30 °С)

достаточно высокой. В таких условиях охлаждения реализуется бездиффузионное (мартенситное) превращение, в то время как диффузионное превращение практически подавляется.

В таблице приведены значения критических точек фазовых переходов стали марки ЭП-823, определенные при непрерывном нагреве и охлаждении, полученные методом PCA *in situ* и ДСК. Из сравнения видно, что

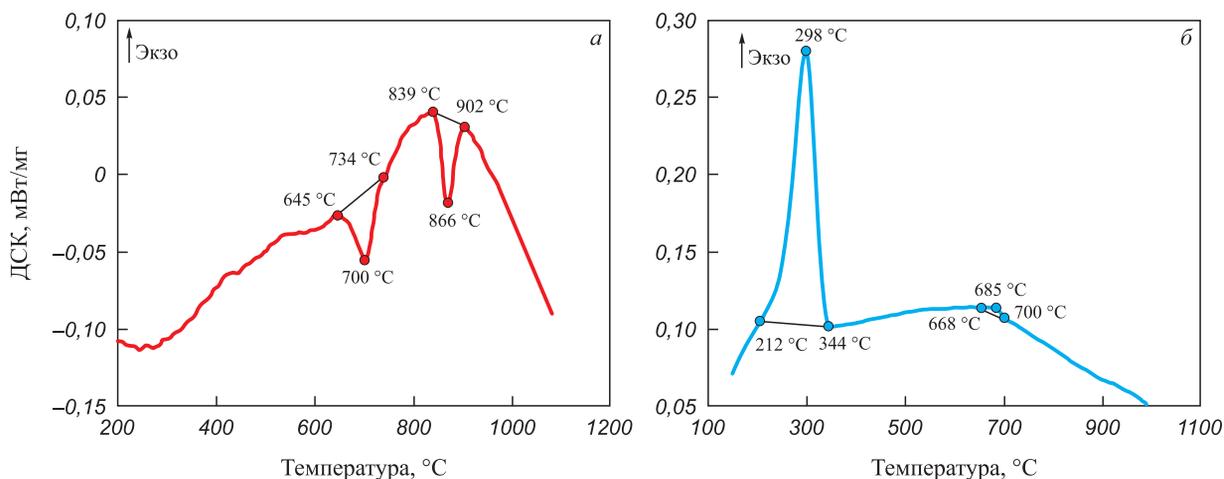


Рис. 3. ДСК кривые стали ЭП-823 при нагреве (а) и охлаждении (б)

Fig. 3. DSC curves of steel EP-823 during heating (a) and cooling (b)

Значения критических точек фазовых переходов стали ЭП-823, определенные при непрерывном нагреве и охлаждении

Values of critical points of phase transitions of steel EP-823, determined during continuous heating and cooling

Метод исследования	Нагрев		Охлаждение			
	Ac ₁ , °C	Ac ₃ , °C	Ar ₁ , °C	Ar ₃ , °C	M _н , °C	M _к , °C
РСА, <i>in situ</i>	880	1000	860	840	–	–
ДСК	839	902	–	–	344	212

разница в значениях точек Ac₁ и Ac₃ для двух методов составляет примерно 40–100 °C, при этом различие в значениях межкритического интервала составляет 57 °C. Эти особенности связаны со спецификой каждого метода, включая различие в эффективных скоростях нагрева (охлаждения) с учетом времени съемки в методе РСА. Поскольку эффективная скорость нагрева в методе ДСК выше, то превращение α → γ начинается при более низких температурах, а межкритический интервал уже, чем в случае РСА *in situ*.

Сравнивая значения критических точек фазовых переходов, полученные в настоящей работе (см. таблицу) с экспериментальными и расчетными результатами [16; 18–20], полученными на различных 9–12 % хромистых феррито-мартенситных сталях, можно сделать вывод о сопоставимости результатов. Превращение α → γ при нагреве в большинстве рассматриваемых сталей наблюдается в температурном интервале ≈ 800–900 °C, однако может завершаться и при более высокой температуре (1000 °C), как в случае стали марки ЭП-823, исследованной методом РСА *in situ* в настоящей работе (см. таблицу). Диффузионное превращение при охлаждении наблюдается в близком к указанному выше температурном интервале. Мартенситное превращение для большинства 9–12 % хромистых феррито-мартенситных сталей наблюдается в интервале температур ≈ 450–200 °C.

Различия в положении критических точек зависят от элементного состава сталей, скоростей нагрева и охлаждения. Увеличение содержания феррит-стабилизирующих элементов (Cr, Mo, Nb) в составе стали расширяет область существования ферритной фазы, что может способствовать повышению температуры Ac₁. Наличие дисперсных карбидных частиц Me₂₃C₆, связывающих углерод, приводит к обеднению твердого раствора по углероду и, тем самым, может способствовать расширению температурной области существования феррита. Температура и время выдержки в аустенитной области определяют однородность твердого раствора аустенита и размер исходного аустенитного зерна. Это оказывает влияние на мартенситное превращение при ускоренном охлаждении, в частности, уменьшение раз-

мера аустенитного зерна способствует снижению значений точек M_н и M_к [17].

Выводы

Определены критические точки структурно-фазовых превращений при нагреве и охлаждении 12 % хромистой феррито-мартенситной стали марки ЭП-823 с использованием рентгеноструктурного анализа *in situ* и дифференциальной сканирующей калориметрии.

По данным рентгеновских исследований, температуры начала и конца α → γ-превращения при непрерывном нагреве составляют Ac₁ = 880 °C, Ac₃ = 1000 °C; при охлаждении температуры начала и конца γ → α-превращения составляют Ar₁ = 860 °C, Ar₃ = 840 °C. По данным дифференциальной сканирующей калориметрии: Ac₁ = 839 °C, Ac₃ = 902 °C; мартенситное превращение при охлаждении происходит в интервале между M_н ≈ 340 °C и M_к ≈ 210 °C. Точка Кюри для исследованной стали находится в температурном интервале 645–734 °C.

Разница в положениях критических точек, полученных разными методами, обусловлена различием в эффективных скоростях нагрева (охлаждения) с учетом времени съемки в рентгеновском методе. Увеличение скорости нагрева способствует снижению температуры начала α → γ-превращения на ≈ 40 °C и сужению межкритического интервала температур. При охлаждении с повышенной скоростью (при ДСК исследовании) диффузионное γ → α-превращение подавляется и реализуется мартенситное превращение.

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)
- 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*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2019:51–102. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00003-4>
- Maloy S.A., Natesan K., Holsomb D.E., Fazio C., Yvon P. Chapter 2 – Overview of reactor systems and operational environments for structural materials in GEN-IV fission reactors. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applica-*

- tions. Amsterdam, Netherlands: Elsevier; 2019:23–49.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00002-2>
7. Иолтуховский А.Г., Ланская К.А., Беломытцев Ю.С., Саратовский Л.Н. Выбор режимов термообработки 12 %-ной хромистой стали ЭП-823 применительно к условиям работы чехлов ТВС реактора БН-600. *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение*. 1985;(2(19)):65–70.
Ioltukhovskii A.G., Lanskaya K.A., Belomyttsev Yu.S., Saratovskii L.N. Choice of heat treatment modes of 12 % chromium steel EP823 in relation to operating conditions of fuel assembly covers of BN-600 reactor. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Ser. Atomnoe materialovedenie*. 1985;(2(19)): 65–70. (In Russ.).
 8. 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., Leontieva-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>
 9. 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>
 10. 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>
 11. Беломытцев М.Ю., Моляров В.Г. Исследование сопротивления ползучести феррито-мартенситной стали 16X12MBCФБР (ЭП-823). *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2019;62(4):290–302.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-290-302>
Belomyttsev 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>
 12. Kruglov A.B., Kruglov V.B., Struchalin P.G., Kharitonov V.S. Study of thermophysical properties of EP-823 steel in the temperature range of 200–900 °C. *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. 2015;42(9):264–267.
<https://doi.org/10.3103/S1068335615090031>
 13. Porollo S.I., Veremeev A.M., Konobeev Yu.V., Ivanov A.A., Shulepin S.V. Study of the long-term strength of neutron-irradiated austenitic and ferrite-martensite steel. *Atomic Energy*. 2018;124(2):98–104.
<https://doi.org/10.1007/s10512-018-0381-x>
 14. Maloy S.A., Romero T., James M.R. Tensile testing of EP-823 and HT-9 after irradiation in STIP II. *Journal of Nuclear Materials*. 2006;356(1-3):56–61.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.05.003>
 15. Grachev A.F., Zhrebtsov A.A., Zabud'ko L.M., Zvir E.A., Kryukov F.N., Nikitin O.N., Skupov M.V., Ivanov Yu.A., Porollo S.I. Results of investigations of BREST-type reactor fuel rods with mixed uranium-plutonium nitride fuel, irradiated in BOR-60 and BN-600. *Atomic Energy*. 2019;125(5):314–321.
<https://doi.org/10.1007/s10512-019-00487-4>
 16. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Bulina N.V., Korchagin M.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. Features of phase transformations of low-activation 12 %-chromium ferritic-martensitic steel EK-181. *Russian Physics Journal*. 2020;62(12):2314–2318.
<https://doi.org/10.1007/s11182-020-01982-z>
 17. Ланская К.А. *Высокохромистые жаропрочные стали*. Москва: Металлургия; 1976:216.
 18. Raju S., Ganesh B.J., Rai A.K., Mythili R., Saroja S., Raj B. A study on martensitic phase transformation in 9Cr–1W–0.23V–0.063Ta–0.56Mn–0.09C–0.02N (wt. %) reduced activation steel using differential scanning calorimetry. *Journal of Nuclear Materials*. 2010;405(1):59–69.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.07.036>
 19. Lu Sh., Liang T., Li Y., Li D., Rong L., Li Y. Microstructure and mechanical properties of simulated heat-affected zones of EP-823 steel for ADS/LFR. *Journal of Materials Science and Technology*. 2015;31(8):864–871.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2014.08.015>
 20. Ma T., Hao X., Wang P. Effect of heat treatments on microstructural evolution and tensile properties of 15Cr12MoVWN ferritic/martensitic steel. *Metals*. 2020;10(9):1271.
<http://dx.doi.org/10.3390/met10091271>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Ксения Викторовна Спиридонова, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник лаборатории материаловедения сплавов с памятью формы, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-9181-4362
E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.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

Kseniya V. Spiridonova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), 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: 0000-0002-9181-4362
E-mail: kseni_ya_almaeva@mail.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

Надежда Александровна Полехина, к.ф.-м.н., 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 Линник, аспирант, Национальный исследовательский Томский государственный университет

ORCID: 0000-0001-8975-1553

E-mail: lera.linnik.1999@mail.ru

Татьяна Андреевна Борисенко, младший научный сотрудник лаборатории материалов для аддитивных технологий, Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0341-8755

E-mail: tanya.borisenko.97@mail.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

Мария Владимировна Леонтьева-Смирнова, к.т.н., доцент, руководитель отдела, АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара»

E-mail: MVLeonteva-Smirnova@bochvar.ru

Nadezhda A. Polekhina, 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: 0000-0001-9076-5469

E-mail: nadejda89tsk@yandex.ru

Valeriya V. Linnik, Postgraduate, National Research Tomsk State University

ORCID: 0000-0001-8975-1553

E-mail: lera.linnik.1999@mail.ru

Tat'yana A. Borisenko, Junior Researcher of the Laboratory of Materials for Additive Technologies, Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0341-8755

E-mail: tanya.borisenko.97@mail.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

Mariya V. Leont'eva-Smirnova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of Department, JSC "A.A. Bochvar High-Technology Scientific-Research Institute of Inorganic Materials"

E-mail: MVLeonteva-Smirnova@bochvar.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

К. В. Спиридонова – анализ данных, полученных методами PCA *in situ* и ДСК; написание текста статьи.

И. Ю. Литовченко – научное руководство, разработка концепции статьи, редактирование текста статьи.

Н. А. Полехина – разработка концепции статьи, редактирование текста статьи.

В. В. Линник – подготовка образцов для исследований методами PCA *in situ* и ДСК, анализ результатов.

Т. А. Борисенко – проведение исследования методом PCA *in situ*.

В. М. Чернов – редактирование текста статьи.

М. В. Леонтьева-Смирнова – редактирование текста статьи.

K. V. Spiridonova – analysis of data obtained by XRD *in situ* and DSC methods, writing the text.

I. Yu. Litovchenko – scientific guidance, formation of the article concept, editing of the text.

N. A. Polekhina – formation of the article concept, editing the text.

V. V. Linnik – preparation of the samples for XRD *in situ* and DSC analysis, analysis of the results.

T. A. Borisenko – conducting XRD *in situ* analysis.

V. M. Chernov – editing the text.

M. V. Leont'eva-Smirnova – editing the text.

Поступила в редакцию 28.07.2023

После доработки 22.08.2023

Принята к публикации 11.09.2023

Received 28.07.2023

Revised 22.08.2023

Accepted 11.09.2023

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХINNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS

УДК 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-733-742



Оригинальная статья

Original article

МОДЕЛИРОВАНИЕ НОВОГО ПРОЦЕССА ПЕРЕМЕШИВАНИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ СТАЛИ ПРИ ВРАЩАЮЩЕЙСЯ РУБАШКЕ С ВЕРТИКАЛЬНЫМИ РЕБРАМИ

В. И. Одинокоев, А. И. Евстигнеев[✉], Э. А. Дмитриев, В. А. Карпенко

Комсомольский-на-Амуре государственный университет (Россия, 681013, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

[✉ diss@knastu.ru](mailto:diss@knastu.ru)

Аннотация. Предложена новая технология процесса заполнения кристаллизатора установки непрерывной разливки стали (УНРС) жидким металлом и его перемешивания. Приведена оригинальная запатентованная конструкция устройства, состоящая из глухондонного стакана и вращающейся рубашки. Экспериментальные исследования течения жидкого металла в кристаллизаторе продолжительны, сложны и трудоемки, поэтому в работе применяется математическое моделирование численным методом. Представлены основные результаты исследований течения расплава в объеме кристаллизатора. Объектами исследований являются гидродинамические и тепловые потоки жидкого металла нового процесса разливки стали в кристаллизатор прямоугольного сечения УНРС, а результатом – пространственная математическая модель, описывающая потоки и температуры жидкого металла в кристаллизаторе. Для моделирования процессов, протекающих при тении металла в кристаллизаторе, авторы используют специально созданный программный комплекс. В основе теоретических расчетов лежат основополагающие уравнения гидродинамики, уравнения математической физики (уравнение теплопроводности с учетом массопереноса) и апробированный численный метод. Исследуемая область разбивается на элементы конечных размеров, для каждого элемента в разностном виде формулируется система уравнений. Результат решения – поля скоростей и температур потока металла в объеме кристаллизатора. По разработанным численным схемам и алгоритмам составлена программа расчета. Приведен пример расчета разливки стали в кристаллизатор прямоугольного сечения, схемы потоков жидкого металла по различным сечениям кристаллизатора. Наглядно представлены векторные потоки жидкого металла в различных сечениях кристаллизатора при разных числах оборотов вращающейся рубашки. Выявлены области интенсивной турбулентности. Результаты численного решения задачи представлены в графической форме схемами полей скоростей потоков жидкого металла и их температуры по различным сечениям кристаллизатора.

Ключевые слова: моделирование, кристаллизатор, жидкий металл, заполнение, потоки расплава, математическая модель, численная схема, алгоритм, скорость течения

Для цитирования: Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Карпенко В.А. Моделирование нового процесса перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе установки непрерывной разливки стали при вращающейся рубашке с вертикальными ребрами. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(6):733–742. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-733-742>

SIMULATION OF A NEW PROCESS OF MIXING LIQUID METAL IN CCM MOLD WITH ROTATING COOLING JACKET WITH VERTICAL RIBS

V. I. Odinokov, A. I. Evstigneev[✉], E. A. Dmitriev, V. A. Karpenko

Komsomolsk-on-Amur State University (27 Lenina Ave., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681013, Russian Federation)

[✉ diss@knastu.ru](mailto:diss@knastu.ru)

Abstract. The article proposes a new technology of filling the CCM mold with liquid metal and mixing it. The original patented device consists of a closed bottom nozzle and a rotating jacket. Experimental studies of liquid metal flow in a mold are long, complex and time-consuming, therefore, in the work was used mathematical modeling by numerical method. The objects of research are the hydrodynamic and thermal flows of liquid metal during

the new process of steel casting into a CCM mold of rectangular cross-section, and the result is a spatial mathematical model that describes the flows and temperatures of liquid metal in the mold. To simulate the processes occurring during the metal flow in the mold, the authors used a specially created software package. The theoretical calculations are based on the fundamental equations of hydrodynamics, the equations of mathematical physics (equation of thermal conductivity taking into account mass transfer) and a proven numerical method. The area under study is divided into elements of finite dimensions, for each element a formulated system of equations is written in a difference form. The result is the velocity and temperature fields of the metal flow in the mold volume. According to the developed numerical schemes and algorithms, a calculation program was compiled. The paper considers an example of calculating the steel casting into a mold of rectangular cross-section and flow diagrams of liquid metal over various mold sections. Vector flows of liquid metal in various mold sections are clearly presented for different rotary speed of the rotating jacket. The authors identified the areas of intense turbulence and presented the results of the problem numerical solution in graphical form by diagrams of the velocity fields of liquid metal flows and their temperature over various mold sections.

Keywords: modeling, mold, liquid metal, filling, melt flow, mathematical model, numerical scheme, algorithm, flow rate

For citation: Odnokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Karpenko V.A. Simulation of a new process of mixing liquid metal in CCM mold with rotating cooling jacket with vertical ribs. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):733–742.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-733-742>

ВВЕДЕНИЕ

Все больший интерес среди исследователей и производственников проявляется к разработке новых и совершенствованию существующих способов подачи и перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе УНРС и МНЛЗ, а также устройств для их осуществления.

Экспериментальные исследования течения жидкого металла в кристаллизаторе являются продолжительным, сложным и трудоемким процессом, поэтому все шире используется для этого математическое моделирование, особенно численными методами.

Теоретические и практические вопросы подачи и перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе УНРС рассмотрены в многочисленных работах отечественных и зарубежных исследователей, в том числе и по изучению качества получаемых заготовок.

Известен традиционный способ [1 – 5] создания условий для более равномерного омывания жидким металлом стенок кристаллизатора и получения однородной структуры по периметру заготовки, когда металл из промежуточного ковша поступает в кристаллизатор через окна глухонного погружного стакана, расположенные друг относительно друга под углом 180°.

Предложен ряд новых способов выхода жидкого металла в кристаллизатор из погружного стакана: различные наклоны окон [6], их эксцентричное расположение [7], установка нескольких погружных стаканов [8], электромагнитное перемешивание жидкого металла в кристаллизаторе [9], выход металла на отражатель [10].

Другие новаторские решения и практические результаты по подаче жидкого металла в кристаллизатор УНРС и его перемешивание представлены в работах [11 – 13].

Продолжаются разработки моделей для математического исследования процессов течения жидкого металла в кристаллизаторе и затвердевания стали, а именно, за счет применения цифрового моделирования [14], установления важности вторичного потока при вращательном электромагнитном перемешивании стали при непрерывной разливке [15], моделирования течения металла

внутри МНЛЗ и УНРС [16; 17], турбулентного течения и переноса частиц при непрерывной разливке стали [18], а также моделей затвердевания металла [19 – 21] и теплопередачи при затвердевании [22 – 24].

При этом для ряда способов подачи жидкого металла в кристаллизатор уже построены математические модели, позволяющие по движущемуся жидкому металлу в объеме кристаллизатора оценить эффективность того или иного устройства, с помощью которого осуществляется рассматриваемый процесс [7; 8].

Однако очень мало работ посвящено математическому моделированию этих процессов (особенно численными методами), что ограничивает возможности проектирования новых технологий подачи и перемешивания жидкого металла в УНРС и МНЛЗ.

Несмотря на имеющийся задел и опыт, следует отметить, что проблема проектирования и моделирования процессов и устройств подачи и перемешивания расплава в кристаллизаторе изучено недостаточно широко, что подчеркивает актуальность решаемых задач.

Таким образом, актуальной задачей остается разработка новых процессов по подаче и перемешиванию расплава в кристаллизаторе и их математическое моделирование, позволяющее еще на стадии разработки и проектирования новых устройств предсказать их работоспособность и эффективность.

В настоящей работе предложены новые технологии разливки жидкого металла в кристаллизатор за счет использования эффекта вращения для перемешивания в кристаллизаторе.

Целью настоящей работы является построение математической модели, описывающей гидродинамические процессы в кристаллизаторе УНРС при использовании нового предложенного способа подвода стали в кристаллизатор, а также обоснование полезности применения принудительного вращения для подачи и перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе установки непрерывной разливки стали по сравнению со свободным вращением стакана при разливке стали.

В настоящей работе описывается и анализируется новый процесс подачи и перемешивания жидкой стали в кристаллизаторе УНРС [25]. Рассматриваемый про-

песс, в отличие от описанных ранее [26; 27], позволяет в широких диапазонах регулировать скорость перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе УНРС, что способствует получению более качественного непрерывного слитка.

На рис. 1 изображена схема этого устройства. Из ковша 1 металл через глуходонный стакан 2 поступает в кристаллизатор 5. Глуходонный стакан 2 имеет эксцентрично расположенные отверстия 4. По наружной поверхности глуходонного стакана выше его выходных отверстий установлена с зазором огнеупорная рубашка 3, имеющая ребра 6. Рубашка соединена с механизмом вращения, состоящим из упорного подшипника 7, редуктора 8 и электродвигателя 9.

Рассматриваемый процесс не стационарный (квази-стационарный). При математическом описании процесса были приняты допущения (формализация). Глуходонный стакан в сечении выпуска и вращающаяся огнеупорная рубашка имеют одинаковое внешнее квадратное сечение, поэтому огнеупорная рубашка при вращении будет перемешивать жидкий металл в кристаллизаторе также и своими гранями.

При заданном направлении вращения одна половина грани квадрата огнеупорной рубашки как бы выталкивает жидкий металл от себя, а вторая – его втягивает. В этом случае можно считать погружной стакан неподвижным, а через грани рубашки втекает и вытекает металл со скоростями, пропорциональными скоростям вращения и геометрическим размерам квадратного сечения этой огнеупорной рубашки. Такая идеализация подробно описана в работе [1] и позволяет рассматривать данный процесс как стационарный. Кроме того, не учитываются появляющиеся на гранях кристаллизатора корочки затвердевшего металла.

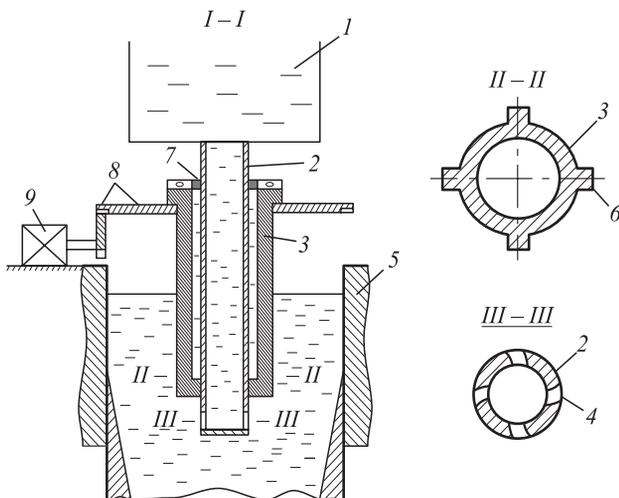


Рис. 1. Схема устройства для подачи и перемешивания стали в кристаллизаторе с вращающейся рубашкой с вертикальными ребрами

Fig. 1. Scheme of a device for feeding and mixing of steel in the mold with rotating jacket with vertical ribs

Среда (жидкий металл) считается несжимаемой. Рассмотрим уравнения гидродинамики. Для течения ньютоновской вязкой несжимаемой жидкости справедливы следующие уравнения (процесс стационарный):

$$\sigma_{ij,j} + F_i^* = I_i^*; I_i^* = \rho \left(\dot{v}_i + v_k \frac{\partial v_i}{\partial x_k} \right); \quad (1)$$

$$\sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} = 2\mu \xi_{ij}; \xi_{ij} = \frac{1}{2} (v_{i,j} + v_{j,i}); \quad (2)$$

$$v_{i,i} = 0; i = 1, 2, 3; \quad (3)$$

$$\frac{d\theta}{d\tau} = a\Delta\theta; \frac{d\theta}{d\tau} = v_i \frac{\partial \theta}{\partial x_i}; i = 1, 2, 3, \quad (4)$$

здесь σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; ξ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформаций; δ_{ij} – символ Кронекера; p – давление в данной точке ($p = -\sigma$); σ – гидростатическое напряжение; μ – коэффициент вязкости, (г·с)/см²; v_i – проекция скоростей перемещений по координатным осям x_i ($i = 1, 2, 3$); ρ – плотность жидкого металла; F_i^* – проекция удельной объемной силы на координатные оси x_i ($i = 1, 2, 3$); τ – время; Δ – оператор Лапласа; θ – температура; $a = \lambda/(c\gamma)$ – температуропроводность; λ – коэффициент теплопроводности; c – удельная теплоемкость; γ – плотность (все они принимаются постоянными (константами)).

Для стационарного процесса:

$$\dot{v}_i = \frac{\partial v_i}{\partial \tau} = 0.$$

Уравнение теплопроводности записано с учетом массопереноса и стационарности.

На рис. 2 представлена расчетная схема рассматриваемого процесса.

Граничные условия задачи следующие (рис. 2):

$$\begin{aligned} \sigma_{11}|_{\Gamma_2} &= p_1; (\sigma_{12} = \sigma_{13})|_{\Gamma_i} = 0; i = 1 \div 3; \\ (\sigma_{21} = \sigma_{23})|_{\Gamma_i} &= 0; i = 5 \div 8; \\ (\sigma_{31} = \sigma_{32})|_{\Gamma_i} &= 0; i = 9 \div 11; \\ (\sigma_{21} = \sigma_{23})|_{\Gamma_8} &= 0; (\sigma_{31} = \sigma_{32})|_{\Gamma_8} = 0; \\ v_2|_{\Gamma_5} &= v^*; \\ v_3|_{\Gamma_8} &= V_l; \\ v_2|_{\Gamma_8} &= V_l; \\ v_1|_{\Gamma_1} &= v_u; \\ v_1|_{\Gamma_3} &= 0; \\ v_2|_{\Gamma_i} &= 0; i = 6 \div 8; \\ v_3|_{\Gamma_i} &= 0; i = 9 \div 11. \end{aligned} \quad (5)$$

Численная схема и алгоритм решения системы уравнений (1) – (4) при граничных условиях (5), (6) подробно описаны в работе [28] с использованием широко апробированного численного метода.

Ниже приводятся результаты полученного численного решения поставленной задачи в различных сечениях кристаллизатора с их анализом.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЧИСЛЕННОГО РАСЧЕТА

Принимаем следующие существующие размеры кристаллизатора: $H = 100$ см; $B = 12,5$ см; $l = 100$ см; $h = 20$ см; $b = 7,5$ см; $\delta_h = 8,5$ см; $\delta_B = 1,5$ см; $\delta_1 = 1,5$ см; $v_u = 1$ м/мин = 1,66 см/с. Для стационарного процесса величину v^* определяли из равенства секундных объемов:

$$v_u Bl = v^* \delta_n \delta_B \Rightarrow v^* = \frac{v_u Bl}{\delta_n \delta_B}.$$

Температура истекания жидкой стали из окна (Γ_5) принимали $\theta^*_{\Gamma_5} = 1600$ °С. Температуры на поверхностях стакана (рис. 2) $\Gamma_i (i = 3, 8, 8', 11)$ принимались по экспериментальным данным $\theta^*_{\Gamma_i} = 1550$ °С, $i = 3, 8, 8', 11$. На поверхности Γ_2 (рис. 2) находится жидкая шлаковая «рубашка», температура которой $\theta^*_{\Gamma_2} = 1550$ °С.

Константы $\lambda = 0,29$ Вт/(см·с); $c = 444,47$ Дж/(кг·с); $\gamma = 7,8$ г/см³. Коэффициент вязкости $\mu = 2,1 \cdot 10^{-4}$ (кг·с)/м² в уравнениях (2) принимался по работе [29].

На рис. 3 показаны потоки металла в сечении $A - A$ при вращении рубашки со скоростью (n) 30 и 50 об/мин.

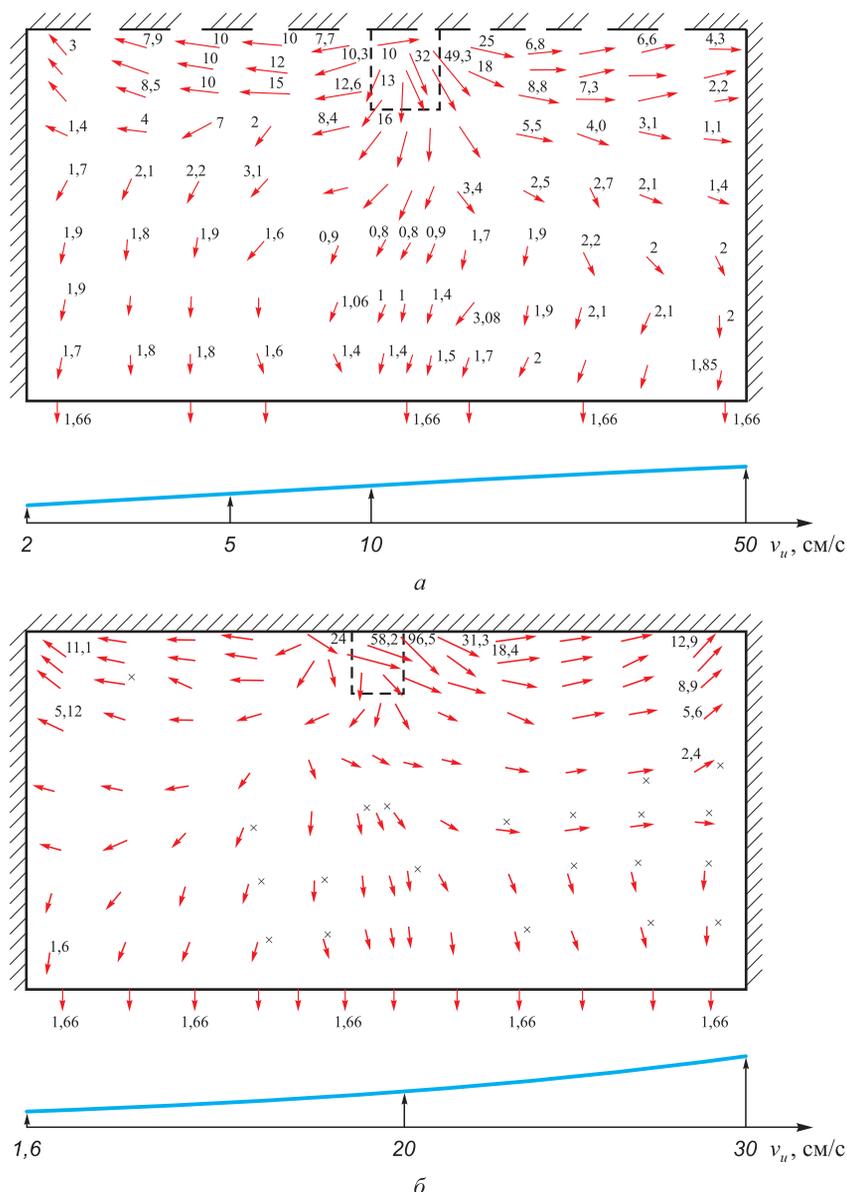


Рис. 3. Поле скоростей потоков течения металла в кристаллизаторе в сечении $A - A$ при $n = 30$ (а) и 50 об/мин (б)

Fig. 3. Velocity field of metal flows in the mold cross-section $A - A$ at $n = 30$ (a) and 50 rpm (б)

Картины течения схожие, но более интенсивно при $n = 50$ об/мин (рис. 3, б). В сечении $A - A$ имеет место хаотичное движение металла в области погружного стакана. Звездочками на рис. 3, б помечены области, где температура металла выше температуры кристаллизации. В сечении $A - A$ отслеживается более выраженная неравномерность температур в потоках движущегося металла.

На рис. 4 показаны потоки металла в сечении $B - B$ – это вертикальное сечение у выхода металла из погружного стакана. На рис. 4 показаны потоки при вращении рубашки при n , равном 30 и 50 об/мин. Все векторы потоков направлены преимущественно вниз. Интенсивность, как и следовало ожидать, больше при $n = 50$ об/мин.

На рис. 5, а изображены потоки металла в сечении $D - D$ (рис. 2) при вращении рубашки при n , равном 30 и 50 об/мин. Наблюдаются малые вихри под погружным стаканом по его центру при $n = 30$ об/мин (рис. 5, а), при $n = 50$ об/мин – вихри отсутствуют. Ско-

рость потока металла по боковым граням значительно выше, чем под погружным стаканом.

На рис. 6 показаны векторные потоки металла в горизонтальном сечении $E - E$ при скорости вращения рубашки n , равном 30 и 50 об/мин.

Векторные потоки мало чем отличаются как по характеру движения, так и по скорости. Для величины $n = 50$ об/мин на рис. 7 приведены потоки металла в горизонтальном сечении погружного стакана по выходным окнам (сечение $Ж - Ж$). Наблюдаем тот же характер течения металла, что и в сечении $E - E$ (рис. 6), но более интенсивной величины.

При скорости вращения $n = 50$ об/мин металл в узких стенках кристаллизатора может проникать в область шлаковой подушки. На рис. 8 показано поле движения жидкого металла (сечение $\Gamma' - \Gamma'$). Действительно, движение жидкого металла направлено вверх, причем это движение охватывает по высоте половину вертикальной плоскости боковой стенки кристаллизатора, ускоряясь к шлаковой рубашке, где достигает

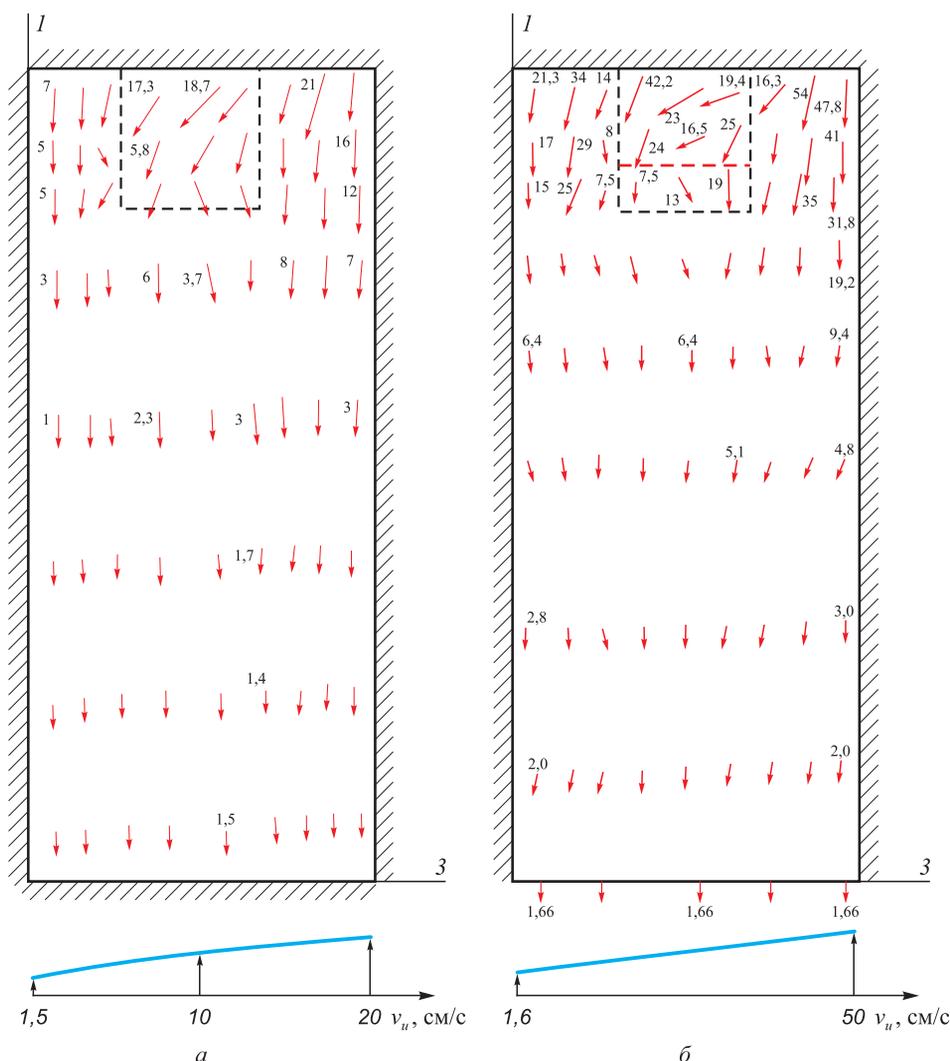


Рис. 4. Поле скоростей потоков течения металла в кристаллизаторе в сечении $B - B$ при $n = 30$ (а) и 50 об/мин (б)

Fig. 4. Velocity field of metal flows in the mold cross-section $B - B$ at $n = 30$ (a) and 50 rpm (б)

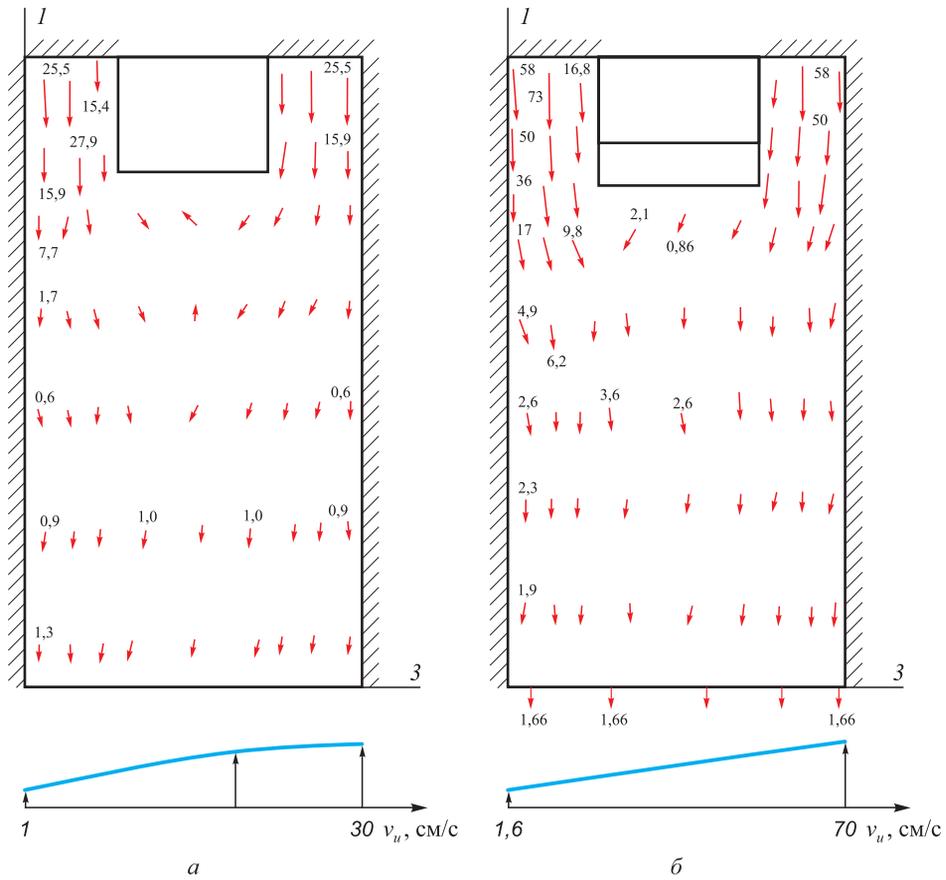


Рис. 5. Поле скоростей потоков течения металла в кристаллизаторе в сечении $D - D$ при $n = 30$ (а) и 50 об/мин (б)

Fig. 5. Velocity field of metal flows in the mold cross-section $D - D$ at $n = 30$ (a) and 50 rpm (б)

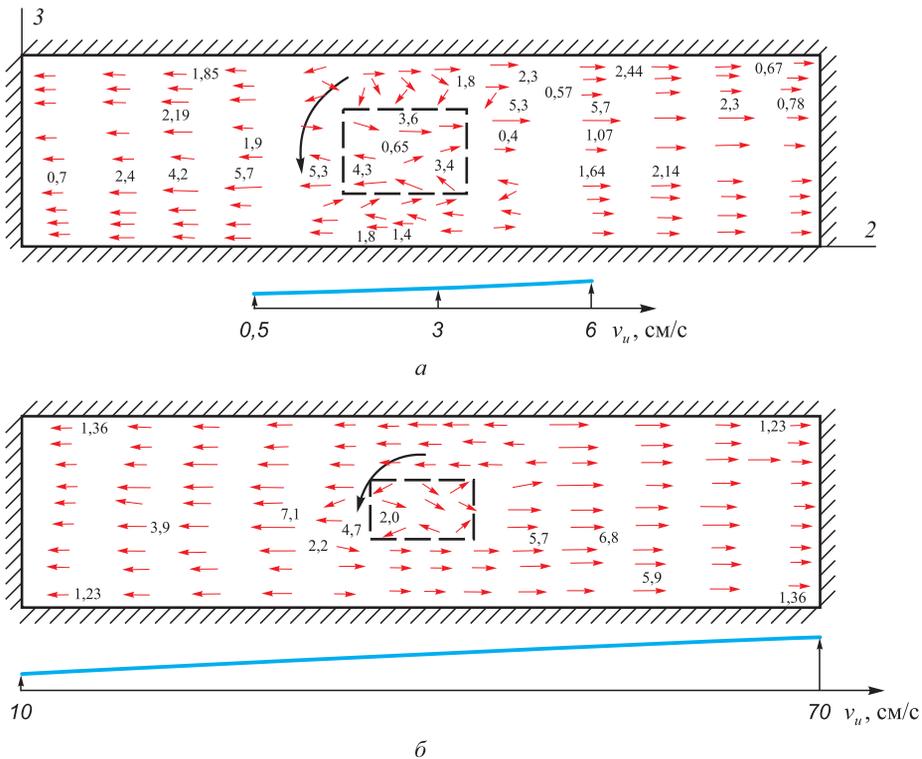


Рис. 6. Поле скоростей потоков течения металла в кристаллизаторе в сечении $E - E$ при $n = 30$ (а) и 50 об/мин (б)

Fig. 6. Velocity field of metal flows in the mold cross-section $E - E$ at $n = 30$ (a) and 50 rpm (б)

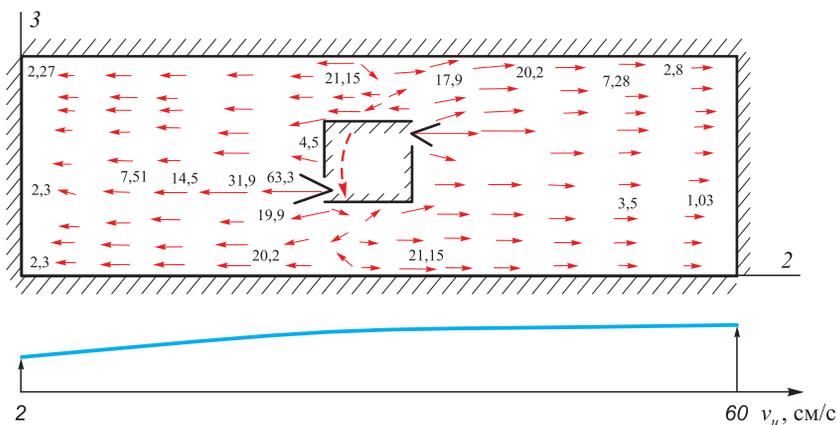


Рис. 7. Поле скоростей потоков течения металла в кристаллизаторе в сечении Ж – Ж при $n = 50$ об/мин

Fig. 7. Velocity field of metal flows in the mold cross-section Ж – Ж at $n = 50$ rpm

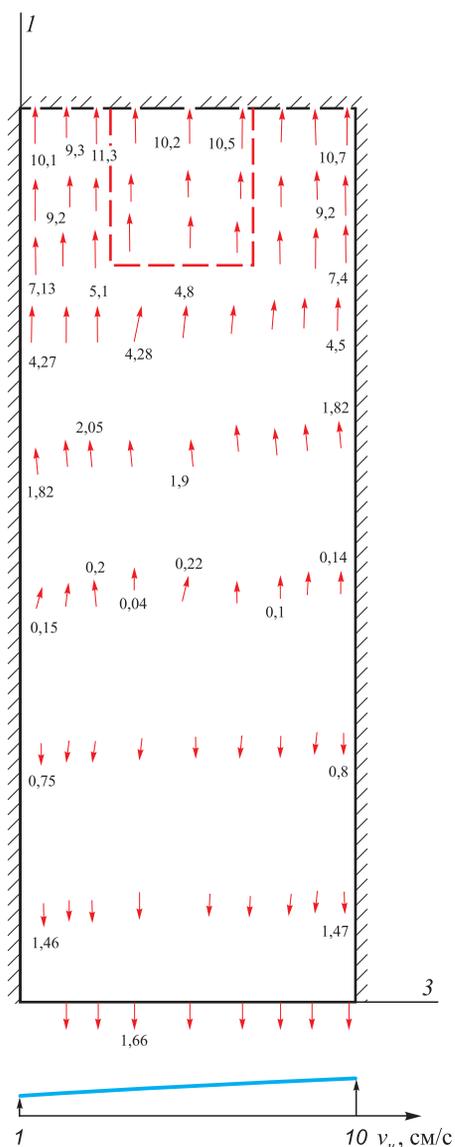


Рис. 8. Поле скоростей потоков течения металла в кристаллизаторе в сечении Г' – Г' при $n = 50$ об/мин

Fig. 8. Velocity field of metal flows in the mold cross-section Г' – Г' at $n = 50$ rpm

10 см/с. В сечении $D - D$ металл устремляется интенсивно вниз от шлаковой рубашки (рис. 5, б). Можно предположить, что под шлаковой рубашкой происходит интенсивные вихревые движения металла. Это не очень полезное явление, так как может быть захват шлака в область непрерывного слитка, что негативно повлияет на его качество.

Выводы

Получены численные результаты теоретического исследования:

- при принудительном перемешивании жидкого металла в кристаллизаторе прямоугольного сечения происходит интенсивное омывание стенок кристаллизатора, что безусловно способствует отводу тепла от жидкого металла к стенкам кристаллизатора;

- внутри кристаллизатора, особенно в верхней его части наблюдается ускоренное движение потоков жидкого металла;

- на узких стенках кристаллизатора наблюдается заброс жидкого металла (даже при $n = 30$ об/мин) в область шлаковой рубашки, что может привести к попаданию части шлака в непрерывно-литой слиток; чтобы избежать этого явления, можно продвинуть погружной стакан вместе с вращающейся рубашкой глубже в кристаллизатор, что возможно при увеличении высоты кристаллизатора.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В., Смирнов А.Н. *Производство стали. Т. 4. Непрерывная разливка металла*. Москва: Теплотехник; 2009:528.
2. Ефимов В.А. *Разливка и кристаллизация стали*. Москва: Металлургия; 1976:552.
3. Акименко А.Д., Гирский В.Е., Гуськов А.И. Влияние способов подвода металла в кристаллизатор на формирование осевой зоны квадратного слитка. *Сталь*. 1973;(5):408-409.

- Akimenko A.D., Girsii V.E., Gus'kov A.I. Influence of methods of metal supply to a mold on formation of axial zone in a square ingot. *Stal'*. 1973;(5):408–409. (In Russ.).
4. Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И. Численное моделирование процесса заполнения металлом кристаллизатора УНРС*. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(6):493–498.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-6-493-499>
 - Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I. Numerical modeling of the process of filling the CCM mold with metal. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017;60(6):493–498. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-6-493-499>
 5. *Proceedings of the Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Materials. October 25–28, 1994, Nagoya, Japan*. ISIJ; 1994:580.
 6. Стулов В.В., Матысик В.А., Новиков Т.В., Щербачков С.В., Чистяков И.В., Плотников А.П. *Разработка нового способа разливки слябовых заготовок на МЛНЗ*. Владивосток: Дальнаука; 2008:156.
Stulov V.V., Matysik V.A., Novikov T.V., Shcherbakov S.V., Chistyakov I.V., Plotnikov A.P. *Development of a New Method for Casting Slab Blanks in CCM*. Vladivostok: Dal'nauka; 2008:156. (In Russ.).
 7. Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И. Математическое моделирование процесса течения металла в кристаллизаторе при его подаче из погружного стакана с эксцентричными отверстиями. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(8):606–612.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-8-606-612>
 - Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I. Mathematical modeling of metal flow in crystallizer at its supply from submersible nozzle with eccentric holes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(8):606–612. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-8-606-612>
 8. Куберский С.В., Семирягин С.О., Федоров О.В. *Расчеты технологических и конструктивных параметров МЛНЗ: Учебное пособие*. Алчевск: ДОНГТУ; 2006:146.
 9. Смирнов А.А., Нисковских В.М., Куликов В.И. Исследование процесса электромагнитного перемешивания металла в слябовых МЛНЗ методом моделирования. В кн.: *Совершенствование конструкций, исследование и расчет машин непрерывного литья заготовок. Сборник научных трудов*. Москва: ВНИИМЕТМАШ; 1987:85–90.
 10. Одинок В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А. Численное моделирование процесса заполнения металла кристаллизатора с отражателем УНРС. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(10):747–755.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-747-755>
 - Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A. Numerical modelling of metal filling in CCM mold completed with deflector. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(10):747–755. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-747-755>
 11. Нарцт Х.-П., Келлерер С., Штахельбергер К., Мёрвальд К., Федершпиль К., Валь Г. Новаторские решения и практические результаты технологии непрерывного литья слябов. *Черные металлы*. 2003;(11):34–38.
Nartst Kh.-P., Kellerer S., Shtakelberger K., Merval'd K., Fedeshpil' K., Val' G. Innovative solutions and practical results of continuous slab casting technology. *Chernye metally*. 2003;(11):34–38. (In Russ.).
 12. Виммер Ф., Тене Х., Пекштайнер Л. Высокоскоростное литье мелкосортных заготовок на МНЛЗ с кристаллизатором «Дайэмоулд». *Сталь*. 1999;(6):22–26.
Vimmer F., Tene X., Pekshtainer L. High-speed casting of small-grade billets on CCM with Diamond mold. *Stal'*. 1999;(6):22–26. (In Russ.).
 13. Айхингер А., Фрауэнхубер К., Хедль Х., Мервальд К. Новейшее оборудование для высокопроизводительной непрерывной разливки. *Сталь*. 2000;(3):25–28.
Aikhinger A., Frauenkhuber K., Khedl' X., Merval'd K. Modern equipment for high-performance continuous casting. *Stal'*. 2000;(3):25–28. (In Russ.).
 14. Олер К., Оденталь Х.-Ю., Пфайфер Г., Леманович И. Цифровое моделирование процессов течения и затвердевания металла в МНЛЗ для литья тонких слябов. *Черные металлы*. 2002;(8):22–30.
Oler K., Odental' Kh.-Yu., Pfaifer G., Lemanovich I. Digital modeling of metal flow and solidification in CCM for casting thin slabs. *Chernye metally*. 2002;(8):22–30. (In Russ.).
 15. Davidson P.A., Boysan F. The importance of secondary flow in the rotary electromagnetic stirring of steel during continuous casting. *Applied Scientific Research*. 1987;44(1–2):241–259. <http://doi.org/10.1007/BF00412016>
 16. Thomas B.G., Mika L.J., Najjar F.M. Simulation of fluid flow inside a continuous slab casting machine. *Metallurgical Transactions B*. 1990;21(2):387–400.
<http://doi.org/10.1007/BF02664206>
 17. Thomas B.G., Zhang L. Mathematical modeling of fluid flow in continuous casting. *ISIJ International*. 2001;41(10):1181–1193. <http://doi.org/10.2355/isijinternational.41.1181>
 18. Yuan Q., Shi T., Vanka S.P., Thomas B.G. Simulation of turbulent flow and particle transport in the continuous casting of steel. In: *Computational Modeling of Materials Minerals and Metals*. Warrendale, PA; 2002:491–500.
 19. Larreq M., Sagues C., Wanin M. Vodele mathematique de la solidification eu coulee continue tenant compte de la convection al'interface solide-liquide. *Revue de Metallurgie*. 1978;75(6):337–352.
 20. Ozava M., Okano S., Matsuno J. Influence des contitions du jet de coulee sur la formation de la peau solidifiee eu lingotiere de brames de colee con-tinue. *Tetsu-to-Hagane*. 1976;62(4):86.
 21. Kohn A., Morillon Y. Etnde mathematique de la solidification des lingots en acier mi-dur. *Revue de Metallurgie*. 1966;63(10):779–790.
 22. Ho K., Pehlke R. Modelling of steel solidification using the general finite difference method. In: *5th Int. Iron and Steel Congress. Proceedings of the 6th Process Technol. Conf. (Apr. 6–9, 1986)*. Warrendale; 1986;6:853–866.
 23. Mizikar E. Mathematical heat transfer model for solidification of continuous cast steel slabs. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1967;239(11):1747.
 24. Szekely J., Stanek V. On heat transfer and liquid mixing in the continuous casting of steel. *Metallurgical Transactions*. 1970;1(1):119. <https://doi.org/10.1007/BF02819250>
 25. Патент №2764446 РФ. *Устройство для подачи и перемешивания стали в кристаллизаторе установки непрерывной разливки* / Одинок В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А.

- риев Э.А., Александров А.Ю., Карпенко В.А.; заявл. 20.05.2021; опублик. 17.01.2022. Бюл. № 2.
26. Одинок В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И., Кузнецов С.А., Горнаков А.И. Совершенствование устройств по заполнению кристаллизатора УНРС жидким металлом. *Металлург.* 2021;(4):33–35. https://doi.org/10.52351/00260827_2021_04_33
Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Kuznetsov S.A., Gornakov A.I. Improvement of devices for filling CCM mold by liquid metal. *Metallurg.* 2021;(4):33–35. (In Russ.). https://doi.org/10.52351/00260827_2021_04_33
27. Одинок В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Александров С.Ю., Карпенко В.А. Совершенствование устройств для подачи и перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе установки непрерывного литья стали. *Заготовительные производства в машиностроении.* 2022;20(3):99–103. <https://doi.org/10.36652/1684-1107-2022-20-3-99-102>
- Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Karpenko V.A. Improvement of devices for feeding and mixing of liquid metal in continuous casting mould. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroyeni.* 2022;20(3):99–103. (In Russ.). <https://doi.org/10.36652/1684-1107-2022-20-3-99-102>
28. Одинок В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Карпенко В.А. Математическое моделирование процесса перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе установке непрерывной разливки стали. *Математическое моделирование и численные методы.* 2023;(3):18–41.
Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Karpenko V.A. Mathematical modeling of mixing liquid metal in CCM mold. *Matematicheskoe modelirovanie i chislennyye metody.* 2023;(3):18–41. (In Russ.).
29. Kim, W.S., Chair T.S. A simplified phenomenological theory of viscosity for liquid metals. *Bulletin of the Korean Chemical Society.* 2001;22(1):43–45.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Валерий Иванович Одинок, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Алексей Иванович Евстигнеев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Эдуард Анатольевич Дмитриев, д.т.н., доцент, ректор, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Владимир Анатольевич Карпенко, соискатель степени к.т.н., Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0009-0003-7137-0789
E-mail: volodya.karpenko.89@mail.ru

Valerii I. Odinokov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Aleksei I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Eduard A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Rector, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Vladimir A. Karpenko, Candidates for a Degree of Cand. Sci. (Eng.), Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0009-0003-7137-0789
E-mail: volodya.karpenko.89@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. И. Одинок – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.

А. И. Евстигнеев – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, анализ результатов исследования, подготовка текста.

Э. А. Дмитриев – проведение расчетов, их анализ, подготовка и корректировка текста.

В. А. Карпенко – проведение расчетов, их анализ, подготовка библиографического списка, обработка графического материала, оформление материалов.

V. I. Odinokov – scientific guidance, analysis of the research results, editing and correction of the final version of the article.

A. I. Evstigneev – formation of the article concept, setting the goal and objectives of the study, analysis of the research results, writing the text.

E. A. Dmitriev – conducting calculations, analysis, writing and correction of the text.

V. A. Karpenko – conducting calculations, analysis, preparation of references, processing of graphic material, design of materials.

Поступила в редакцию 27.06.2023
После доработки 12.07.2023
Принята к публикации 14.07.2023

Received 27.06.2023
Revised 12.07.2023
Accepted 14.07.2023



УДК 669.168

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-743-749



Оригинальная статья

Original article

ВЛИЯНИЕ ОСНОВНОСТИ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШЛАКОВ СИСТЕМЫ $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 - 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 8\% \text{MgO}$

А. А. Бабенко, Р. Р. Шартдинов[✉], А. Г. Уполовникова,

А. Н. Сметанников, Д. А. Лобанов, А. В. Долматов

Иститут металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Свердловская обл., Екатеринбург, ул. Амудсена, 101)

✉ rr.shartdinov@gmail.com

Аннотация. В работе исследовано влияние основности на вязкость, температуру начала кристаллизации, фазовый состав и структуру шлаков системы $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 - 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 8\% \text{MgO}$ в диапазоне основности от 1,0 до 2,5 методами вибрационной вискозиметрии, термодинамического моделирования и рамановской спектроскопии. Физические свойства шлаков зависят от баланса процессов полимеризации и формирования фазового состава. Кислые шлаки основностью 1,0 относятся к категории «длинных» шлаков и характеризуются повышенной (до 34,1 %) долей высокотемпературных фаз. Однако, несмотря на то, что доля высокотемпературных фаз в 1,6 раза выше по сравнению с долей низкотемпературных фаз, они характеризуются более простой силикатной структурой, обеспечивая при температуре начала кристаллизации 1530 °С вязкость не более 0,25 Па·с. Рост основности (до 2,5) шлаков изучаемой оксидной системы, наряду с повышением (примерно в 5,9 раза) доли высокотемпературных фаз, сопровождается формированием более сложной силикатной структуры. Образующиеся четырехкоординационные структурные элементы $[\text{CrO}_4]$ и $[\text{AlO}_4]$ встраиваются в кремний-кислородную решетку и усложняют ее, что повышает степень полимеризации. Таким образом, при основности 2,5, в связи с высокой долей высокотемпературных фаз в шлаке и развитием процесса полимеризации, температура начала кристаллизации шлака возрастает до 1700 °С, а его вязкость достигает 1,0 Па·с при температуре 1670 °С.

Ключевые слова: АКР-шлак, оксид бора, оксид хрома, структура, вязкость, фазовый состав, температура начала кристаллизации

Благодарности: Работа выполнена по государственному заданию Института металлургии Уральского отделения РАН с использованием оборудования ЦКП «Состав вещества» Института высокотемпературной электрохимии Уральского отделения РАН.

Для цитирования: Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Лобанов Д.А., Долматов А.В. Влияние основности на физические свойства шлаков системы $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 - 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 8\% \text{MgO}$. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(6):743-749. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-743-749>

INFLUENCE OF BASICITY ON PHYSICAL PROPERTIES OF SLAGS OF THE $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 - 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 8\% \text{MgO}$ SYSTEM

A. A. Babenko, R. R. Shartdinov[✉], A. G. Upolovnikova,

A. N. Smetannikov, D. A. Lobanov, A. V. Dolmatov

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

✉ rr.shartdinov@gmail.com

Abstract. Influence of basicity on viscosity, crystallization onset temperature, phase composition, and structure of slags of the $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 - 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 8\% \text{MgO}$ system in the basicity range ($B = \text{CaO}/\text{SiO}_2$) from 1.0 up to 2.5 was studied using vibrational viscometry, thermodynamic modeling, and Raman spectroscopy. It was established that the physical properties of slags depend on the balance of polymerization degree and phase composition. Acid slags with a basicity of 1.0 belong to the category of “long” slags and are characterized by an increased proportion of high-temperature phases up to 34.1 %. However, despite the fact that the proportion of high-temperature phases is 1.6 times higher compared

to the proportion of low-temperature ones, they are characterized by a simpler silicate structure, providing a viscosity of no more than 0.25 Pa·s at a crystallization onset temperature of 1530 °C. An increase in basicity of slags of the studied oxide system (up to 2.5), along with an increase in the proportion of high-temperature phases (by almost 5.9 times), is accompanied by formation of a more complex silicate structure. The resulting four-coordination structural elements [CrO₄] and [AlO₄] are embedded in the silicate structure and complicate it, which increases the polymerization degree. Thus, at basicity of 2.5, due to a high proportion of high-temperature phases in the slag and development of polymerization process, slag crystallization onset temperature increases to 1700 °C and its viscosity reaches 1.0 Pa·s at a temperature of 1670 °C.

Keywords: AOD-slag, boron oxide, chromium oxide, structure, viscosity, phase composition, crystallization onset temperature

Acknowledgements: The work was performed according to the state assignment of the Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences using the equipment of the Shared Access Center “Composition of Compounds” of Institute of High Temperature Electronics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

For citation: Babenko A.A., Shartdinov R.R., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N., Lobanov D.A., Dolmatov A.V. Influence of basicity on physical properties of slags of the CaO – SiO₂ – 18 % Cr₂O₃ – 6 % B₂O₃ – 3 % Al₂O₃ – 8 % MgO system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6): 743–749. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-743-749>

ВВЕДЕНИЕ

Наиболее распространенным способом производства низкоуглеродистой нержавеющей стали на текущий момент является технология аргонокислородного рафинирования (АКР). При этом процесс состоит из окислительного и восстановительного периодов. Вследствие высокого содержания оксида хрома в шлаках восстановительного периода проведение процессов восстановления хрома и десульфурации стали затрудняется из-за высокой вязкости и тугоплавкости формируемых шлаков. Именно поэтому в шлаки восстановительного периода плавки в качестве разжижителя добавляют плавленый шпат [1]. Однако плавленый шпат имеет ряд недостатков: он агрессивно воздействует на огнеупорную футеровку; вследствие образования экологически вредных летучих фторидов со временем изменяется состав шлаков и их физико-химические свойства [2], что вызывает необходимость поиска его замены. Одним из направлений решения проблемы может стать использование оксида бора, положительное воздействие которого на вязкость и температуру кристаллизации шлаков отмечено в работах [3 – 5]. При этом информация о влиянии оксида бора на физические свойства хромосодержащих шлаков практически отсутствует.

В настоящей работе при помощи вибрационной вискозиметрии, термодинамического моделирования фазового состава (HSC Chemistry 6.12 (Outokumpu)) и рамановской спектроскопии были изучены вязкость η , температура начала кристаллизации ($t_{кр}$), фазовый состав и структура шлаков системы CaO–SiO₂–18 % Cr₂O₃–6 % B₂O₃–3 % Al₂O₃–8 % MgO в диапазоне основности ($B = \text{CaO/SiO}_2$) от 1,0 до 2,5, близкой по составу начала восстановительного периода процесса АКР [6].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования физических свойств шлаков изучаемой шестикомпонентной оксидной системы CaO–SiO₂–18 % Cr₂O₃–6 % B₂O₃–3 % Al₂O₃–8 % MgO были использованы шлаки, химический состав которых представлен в табл. 1.

Шлаки выплавляли в печи сопротивления в молибденовых тиглях в атмосфере аргона из прокаленных в течение 2 – 3 ч при температуре 800 °C (B₂O₃ – при 100 °C) оксидов марки ч.д.а.

Вязкость полученных шлаков измеряли при помощи вибрационного вискозиметра [7] в молибденовых тиглях в токе аргона, замер температуры проводили при использовании вольфрам-рениевой термодпары. Температуру начала кристаллизации шлаков определяли согласно теории вязкого течения Френкеля. Для этого строили графики в координатах $\ln \eta - 1/T$, перелом на которых отождествляется с температурой начала кристаллизации шлаков (далее температура кристаллизации) [8].

Термодинамическое моделирование фазового состава опытных образцов шлака проведено с использованием программного комплекса HSC Chemistry 6.12 (Outokumpu) [9].

Структура опытных образцов шлака была исследована с использованием рамановского микроскопоспектрометра U 1000 с лазером с возбуждающей длиной волны 532 нм. Полученные результаты представляют собой спектры в диапазоне волновых чисел 200 – 1600 см⁻¹. Наблюдаемые линии спектра могут быть однозначно отнесены к колебаниям молекул исследуемого вещества. В зависимости от частоты колебаний, интенсивности и формы линий спектра можно судить о структуре исследуемого образца шлака [10].

Т а б л и ц а 1

Состав экспериментальных шлаков

Table 1. Composition of experimental slags

Шлак	Содержание, %						B	$t_{кр}, ^\circ\text{C}$
	CaO	SiO ₂	Cr ₂ O ₃	MgO	Al ₂ O ₃	B ₂ O ₃		
1	32,5	32,5	18,0	8,0	3,0	6,0	1,0	1530
2	39,0	26,0	18,0	8,0	3,0	6,0	1,5	1552
3	43,3	21,7	18,0	8,0	3,0	6,0	2,0	1614
4	46,4	18,6	18,0	8,0	3,0	6,0	2,5	1700

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены результаты исследования вязкости шлаков в зависимости от температуры и их основности. На рис. 2 эти результаты представлены в координатах $\ln\eta - 1/T$, согласно которым определяли температуру кристаллизации (табл. 1).

В табл. 2 представлены результаты моделирования фазового состава опытных образцов шлака. Исходя из температур плавления, все фазы были условно разделены на три группы: низкотемпературные (1130 – 1280 °С), среднетемпературные (1460 – 1600 °С) и высокотемпературные (1710 – 2852 °С).

Рамановские спектры опытных образцов шлака с основностью 1,0 и 2,5 (шлаки 1 и 4) при постоянном содержании оксида хрома (18 %) и оксида бора (6,0 %) представлены на рис. 3, а соответствие волновых чисел пикам структурных элементов – в табл. 3.

Пики в районе волновых чисел 470 – 660 и 250 – 400 см^{-1} соответствуют симметричным валентным и деформационным колебаниям Si–O–Si. Находящиеся в этой области пики волновых чисел 550 см^{-1} относятся к связям Al–O–Al и Cr–O–Cr. С ростом основности шлаков они становятся менее выраженными; также менее выраженными становятся связи Si–O–Si.

Изменения в области волновых чисел 800 – 1200 см^{-1} показывают, что с увеличением основности (до 2,5) формируемого шлака на рамановском спектре появляются пики $[\text{CrO}_4]$ и Q_{Al}^3 в районе волновых чисел 873 и 780 см^{-1} , что говорит о наличии данных структурных элементов в шлаках с повышенной основностью. Рассматриваемые структурные элементы считаются полимеризаторами шлака [14; 19].

На рис. 3 отсутствуют пики, соответствующие трехкоординационному бору $[\text{BO}_3]$. Из этого следует, что оксид бора представлен в структуре шлака четы-

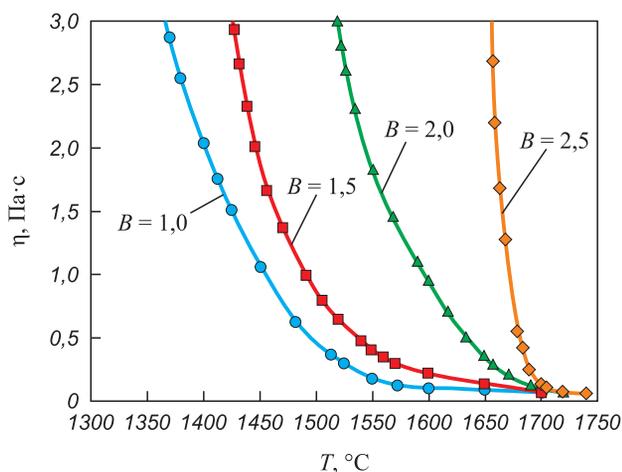


Рис. 1. Зависимость вязкости от температуры и основности шлаков изучаемой оксидной системы

Fig. 1. Dependence of viscosity on temperature and basicity of slags of the studied oxide system

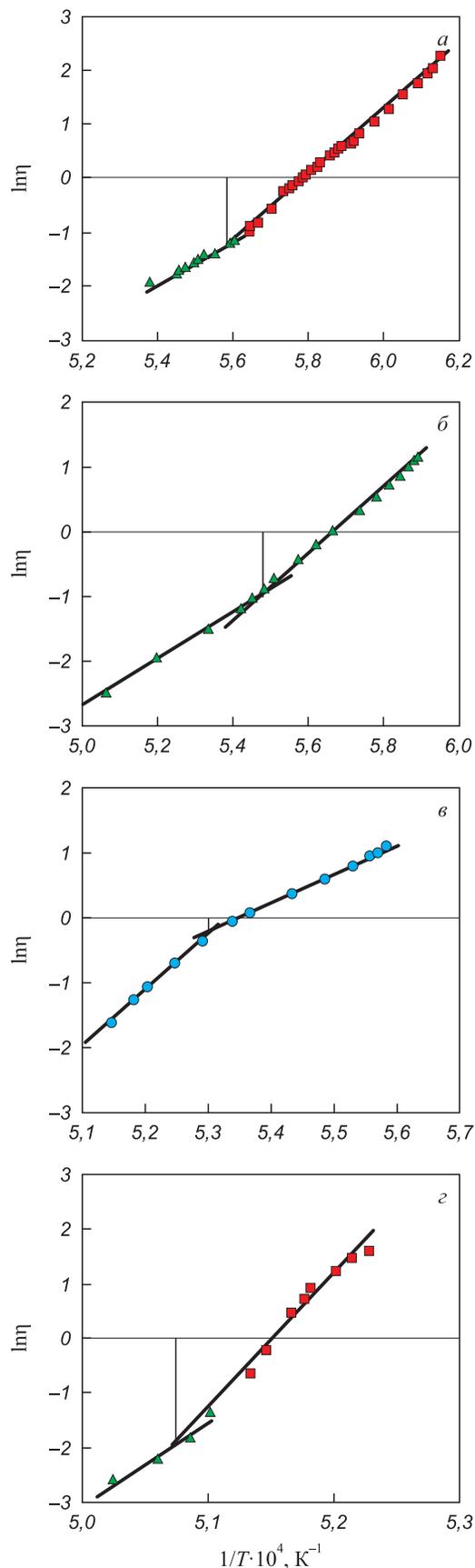


Рис. 2. Зависимость логарифма вязкости ($\ln\eta$) от обратной абсолютной температуры ($1/T$) шлаков 1 – 4 (a – z)

Fig. 2. Dependence of viscosity logarithm of ($\ln\eta$) on inverse absolute temperature ($1/T$) for slags 1 – 4 (a – z)

Т а б л и ц а 2

Фазовый состав экспериментальных шлаков при 1600 °С

Table 2. Phase composition of experimental slags at 1600 °C

Фазовый состав	Температура плавления, °С	Содержание, %, в шлаке			
		1	2	3	4
Низкотемпературных фаз					
CB	1130	4,3	2,8	1,4	0,4
2CB	1280	8,3	10,1	10,7	8,4
CM2S	1391	9,2	5,6	2,0	0,3
Итого		21,8	18,5	14,1	9,1
Среднетемпературных фаз					
2CM2S	1454	3,0	3,4	2,7	1,0
3CB	1460	0,7	1,7	3,9	8,9
3C2S	1460	5,6	7,5	8,1	6,0
CMS	1503	7,7	9,9	10,9	8,4
CS	1540	15,9	13,1	9,0	4,6
CA2S	1550	3,6	1,8	0,4	0,02
MS	1557	5,8	4,0	2,0	0,5
3CM2S	1575	1,2	2,5	4,3	4,9
CA	1600	0,4	0,9	1,9	3,2
Итого		43,9	44,8	43,2	37,52
Высокотемпературных фаз					
S	1710	4,9	2,2	0,7	0,1
A	2040	1,4	1,8	1,7	1,0
2CS	2130	6,3	9,6	14,6	21,9
C	2570	0,2	0,4	0,7	2,2
M	2852	1,4	2,0	3,1	4,8
Cr	2435	12,8	10,3	6,8	3,0
CCr	2100	7,1	10,6	15,4	20,5
Итого		34,1	36,9	43,0	53,5

Примечание (обозначения фаз):

CB – CaO·B₂O₃; 2CB – 2CaO·B₂O₃;
 3CB – 3CaO·B₂O₃; CS – CaO·SiO₂; 2CS – 2CaO·SiO₂;
 3C2S – 3CaO·2SiO₂; C – CaO; CM2S – CaO·MgO·2SiO₂;
 CMS – CaO·MgO·SiO₂; 2CM2S – 2CaO·MgO·2SiO₂;
 3CM2S – 3CaO·MgO·2SiO₂; S – SiO₂; MS – MgO·SiO₂;
 M – MgO; CA2S – CaO·Al₂O₃·2SiO₂; A – Al₂O₃;
 CA – CaO·Al₂O₃; Cr – Cr₂O₃; CCr – CaO·Cr₂O₃.

рехкоординационным бором [BO₄]. Тетраэдры [BO₄] стремятся создать связи с атомами кремния, усложняя структуру, однако при этом снижаются ее однородность и прочность [20 – 22]. Ослаблением прочности структуры и образованием легкоплавких соединений объясняется понижение вязкости шлака при использовании такого оксида в качестве разжижителя.

Считается, что степень полимеризации шлака главным образом определяется высокочастотной силикатной областью волновых чисел 800 – 1200 см⁻¹, соот-

ветствующей тетраэдрам [SiO₄], поэтому для получения более подробной информации о структуре шлака была проведена деконволюция полученных рамановских спектров по методу Гаусса [23] (рис. 4). Это позволило представить степень полимеризации шлаков в виде показателя среднего количества мостикового кислорода ВО, рассчитываемого по формуле:

$$ВО = 0 \cdot Q_{Si}^0 + 1 \cdot Q_{Si}^1 + 2 \cdot Q_{Si}^2 + 3 \cdot Q_{Si}^3 + 4 \cdot Q_{Si}^4, \quad (1)$$

где Q_{Si}ⁿ – [SiO₄] с n числом мостикового кислорода.

Результаты расчета среднего количества мостикового кислорода ВО приведены в табл. 4.

Кислые шлаки основностью 1,0 (рис. 1, шлак 1) относятся к категории «длинных» шлаков, которые характеризуются повышенной (до 34,1 %) долей высокотемпературных фаз (табл. 2). Однако, несмотря на то, что доля высокотемпературных фаз в 1,6 раза выше по сравнению с долей низкотемпературных, шлаки основностью 1,0 характеризуются более простой силикатной структурой. Показатель среднего количества мостикового кислорода ВО не превышает 0,55, что обусловлено, по-видимому, тем, что оксид хрома в кислых шлаках

Т а б л и ц а 3

Соответствие волновых чисел и структур

Table 3. Correspondence of wave numbers and structures

Элементы	Волновое число, см ⁻¹	Структуры	Ссылки
Q _{Si} ⁰	850 – 880	без мостикового кислорода в [SiO ₄]	[11; 12]
Q _{Si} ¹	900 – 920	с 1 мостиковым кислородом в [SiO ₄]	
Q _{Si} ²	950 – 980	с 2 мостиковыми кислородами в [SiO ₄]	
Q _{Si} ³	1040 – 1060	с 3 мостиковыми кислородами в [SiO ₄]	
Q _{Si} ⁴	1060, 1190	с 4 мостиковыми кислородами в [SiO ₄]	
Si–O–Si	500 – 650	деформационные колебания Si – O ⁰	[13]
Al–O–Al	550	валентные колебания Al – O ⁰	[14]
Cr–O–Cr	520 – 540	валентные колебания Cr – O ⁰	[15]
[CrO ₄]	873	валентные колебания Cr – O ⁰	[16]
[BO ₃]	1350 – 1530	валентные колебания B – O ⁻ в [BO ₃] ⁻	[17; 18]
[BO ₄]	900 – 920	валентные колебания B – O ⁰ в [BO ₄]	[18]
Q _{Al} ³	780	с 3 мостиковыми кислородами в [AlO ₄]	[14]

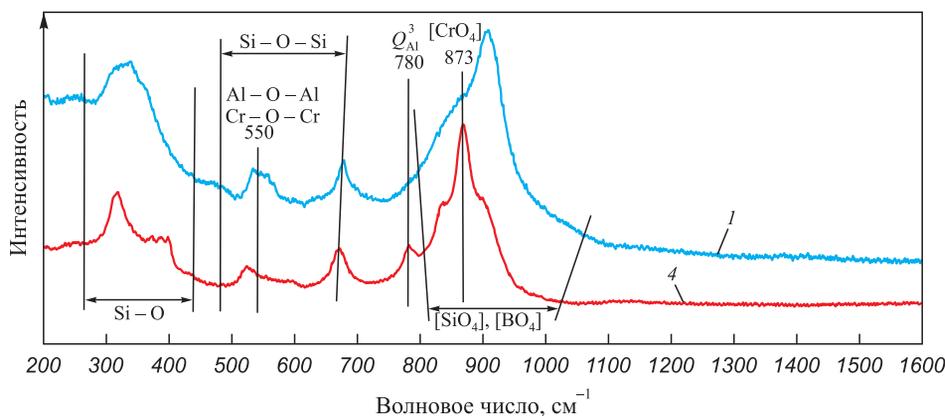


Рис. 3. Рамановские спектры шлаков 1 и 4

Fig. 3. Raman spectra of slags 1 and 4

проявляет основные свойства [24; 25]. Он оказывает деполимеризующее воздействие на кремне-кислородную решетку. В результате большая часть (0,64) силикатных структурных элементов представлена [SiO₄] без мостикового кислорода. Такая простая структура шлака (основностью 1,0), несмотря на повышенную в 1,6 раза долю высокотемпературных фаз, обеспечивает при тем-

пературе кристаллизации 1530 °С достаточно высокую его жидкоподвижность. При температуре кристаллизации и выше вязкость шлака не превышает 0,25 Па·с.

С повышением основности шлаков изучаемой оксидной системы сохраняется тенденция увеличения доли высокотемпературных и снижения доли низкотемпературных фаз (табл. 2). Например, шлак основностью 2,5 (шлак 4, рис. 1) относится уже к категории «коротких» шлаков (табл. 2), характеризуется повышенной (до 53,5 %) долей высокотемпературных фаз преимущественно за счет 2CaO·SiO₂ (21,9 %) и CaO·Cr₂O₃ (20,5 %) и сокращением (до 9,1 %) низкотемпературных фаз из-за снижения доли CaO·V₂O₃ и CaO·MgO·2SiO₂ до 0,4 и 0,3 % соответственно. При этом, несмотря на рост основности формируемого шлака и образование структурного элемента [BO₄], присутствие оксидов хрома и алюминия, которые ведут себя как кислые оксиды [14; 19; 20], сопровождается повышением степени полимеризации шлака. Четырехкоординатные хром [CrO₄] и алюминий [AlO₄] встраиваются в кремний-кислородную решетку, усложняя ее. В этом случае показатель среднего количества мостикового кислорода ВО увеличивается до 0,73. Главным образом это происходит за счет того, что большая часть (0,52) силикатных структурных элементов представлена [SiO₄] с одним мостиковым кислородом. Такая сложная силикатная структура шлака основностью 2,5 с повышенной (примерно в 5,9 раза) долей высокотемпературных фаз

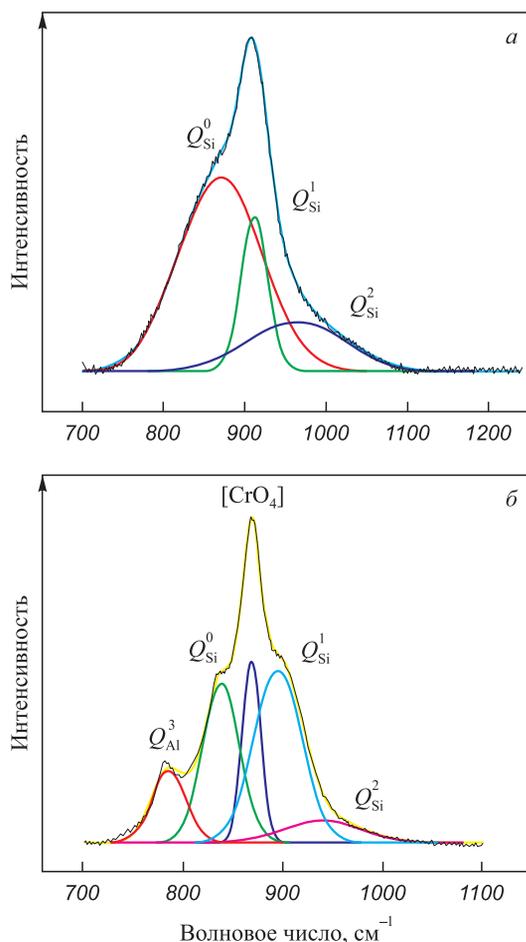


Рис. 4. Результаты деконволюции шлаков 1 (а) и 4 (б)

Fig. 4. Results of deconvolution of slags 1 (a) and 4 (b)

Т а б л и ц а 4

Количество силикатных структурных элементов
Table 4. Fractions of silicate structural elements

Шлак	B	Количество структурных элементов, доли				ВО
		Q ⁰ _{Si}	Q ¹ _{Si}	Q ² _{Si}	Q ³ _{Si}	
1	1,0	0,64	0,17	0,19	0	0,55
4	2,5	0,37	0,52	0,11	0	0,73

относительно низкотемпературных обеспечивают рост температуры кристаллизации до 1700 °С и вязкости до 1,0 Па·с и выше при температуре 1670 °С и ниже.

Выводы

Получены новые данные о влиянии основности шлаков изучаемой оксидной системы CaO–SiO₂–18 % Cr₂O₃–6 % В₂O₃–3 % Al₂O₃–8 % MgO на фазовый состав, структуру, вязкость и температуру начала кристаллизации.

Установлено, что физические свойства шлаков зависят от особенностей формирования баланса между процессами полимеризации и фазовым составом:

– при низкой основности 1,0 оксид хрома проявляет основные свойства, в результате чего шлак имеет достаточно простую структуру и значение показателя ВО составляет 0,55, что обеспечивает низкую вязкость 0,25 Па·с при температуре начала кристаллизации 1530 °С, несмотря на высокое содержание высокотемпературных фаз;

– напротив, с ростом основности до 2,5 степень полимеризации шлака возрастает (ВО = 0,73), так как Cr₂O₃ проявляет кислые свойства, что выражается с образованием в шлаке структурной единицы [CrO₄]. В то же время содержание высокотемпературных фаз возрастает в 1,57 раза. В совокупности с усложнением структуры это повышает вязкость шлака до 1,0 Па·с при температуре 1670 °С и его температуру начала кристаллизации до 1700 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Kalicka Z., Kawecka-Cebula E., Pytel K. Application of the Iida model for estimation of slag viscosity for Al₂O₃–Cr₂O₃–CaO–CaF₂. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2009;54(1):179–187.
- Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. *Производство стали. В 3-х томах. Т. 3. Внепечная металлургия стали*. Москва: Теплотехник; 2010:544.
- Wang H.M., Li G.R., Li B., Zhang X.J., Yan Y.Q. Effect of В₂O₃ on melting temperature of cao-based ladle refining slag. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2010;17(10):18–22. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60177-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60177-X)
- Wang H.M., Zhang T.W., Zhu H., Yan Y.Q., Zhao Y.N. Effect of В₂O₃ and CaF₂ on viscosity of ladle refining slag. *Advanced Materials Research*. 2011;295–297:2647. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.295-297.2647>
- Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Гуляков В.С. Физические свойства шлаков системы CaO – SiO₂ – В₂O₃, содержащей 15 % Al₂O₃ и 8 % MgO. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(10):769–773. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-769-773>
- Babenko A.A., Shartdinov R.R., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N., Gulyakov V.S. Physical properties of slags of CaO – SiO₂ – В₂O₃ system containing 15 % of Al₂O₃ and 8 % of MgO. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(10):769–773. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-769-773>
- Токовой О.К. *Аргонокислородное рафинирование нержавеющей стали*. Челябинск: ИЦ ЮУрГУ; 2015:250.
- Штенгельмейер С.В., Прусов В.А., Богачев В.А. Усовершенствование методики измерения вязкости вибрационным вискозиметром. *Заводская лаборатория*. 1985;51(9):56–57.
- Shtengel'meier S.V., Prusov V.A., Bogachev V.A. Improvement of the viscosity measurement technique with a vibrating viscometer. *Zavodskaya laboratoriya*. 1985;51(9):56–57. (In Russ.).
- Воскобойников В.Г., Дунаев Н.Е., Михалевич А.Г., Кухтин Т.И., Штенгельмейер С.В. *Свойства жидких доменных шлаков*. Москва: Металлургия; 1975:180.
- Roine A. *HSC 6.0 Chemistry Reactions and Equilibrium Software with Extensive Thermochemical Database and Flowshut*. Pori: Outokumpu Research Oy; 2006:448.
- Бёккер Ю. *Спектроскопия* / Пер. Л.Н. Казанцева. Москва: РИЦ Техносфера, 2009:528.
- Böcker J. *Spektroskopie: Instrumentelle Analytik mit Atom- und Molekülspektrometrie*. Würzburg: Vogel Communications Group GmbH & Co. KG; 1997:519. (In Germ.).
- McMillan P. Structural studies of silicate glasses and melts—applications and limitations of Raman spectroscopy. *American Mineralogist*. 1984;69(6):622–644.
- Matson D.W., Sharma S.K., Philpotts J.A. The structure of high-silica alkali-silicate glasses. A Raman spectroscopic investigation. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1983;58(2–3):323–352. [https://doi.org/10.1016/0022-3093\(83\)90032-7](https://doi.org/10.1016/0022-3093(83)90032-7)
- McMillan P.F., Poe B.T., Gillet P.H., Reynard B. A study of SiO₂ glass and supercooled liquid to 1950 K via high-temperature Raman spectroscopy. *Geochimica et Cosmochimica Acta*. 2001;58(17):3653–3662. [https://doi.org/10.1016/0016-7037\(94\)90156-2](https://doi.org/10.1016/0016-7037(94)90156-2)
- Kim T.S., Park J.H. Structure-viscosity relationship of low-silica calcium aluminosilicate melts. *ISIJ International*. 2014;54(9):2031–2038. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2031>
- Dines T.J., Inglis S. Raman spectroscopic study of supported chromium (VI) oxide catalysts. *Physical Chemistry Chemical Physics*. 2003;5(6):1320–1328. <https://doi.org/10.1039/b211857b>
- Weckhuysen B.M., Wachs I.F. Raman spectroscopy of supported chromium oxide catalysts. Determination of chromium—oxygen bond distances and bond orders. *Journal of the Chemical Society, Faraday Transactions*. 1996;92(11):1969–1973. <https://doi.org/10.1039/FT9969201969>
- Kim Y., Morita K. Relationship between molten oxide structure and thermal conductivity in the CaO–SiO₂–В₂O₃ system. *ISIJ International*. 2014;54(9):2077–2083. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2077>
- Cochain B., Neuville D.R., Henderson G.S., McCammon C.A., Pinet O., Richet P. Effects of the iron content and redox state on the structure of sodium borosilicate glasses: A Raman, Mössbauer and boron K-Edge XANES spectroscopy study. *Journal of the American Ceramic Society*. 2012;95(3):962–971. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2011.05020.x>
- Li Q., Gao J., Zhang Y., An Z., Guo Z. Viscosity measurement and structure analysis of Cr₂O₃-bearing CaO–SiO₂–

- MgO–Al₂O₃ slags. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017;48:346–356.
<https://doi.org/10.1007/s11663-016-0858-8>
20. Xu R.Z., Zhang J.L., Wang Z.Y., Jiao K.X. Influence of Cr₂O₃ and B₂O₃ on viscosity and structure of high alumina slag. *Steel Research International*. 2017;88(4):1600241.
<https://doi.org/10.1002/srin.201600241>
 21. Sun Y., Zhang Z. Structural roles of boron and silicon in the CaO–SiO₂–B₂O₃ glasses using FTIR, Raman, and NMR spectroscopy. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2015;46:1549–1554.
<https://doi.org/10.1007/s11663-015-0374-2>
 22. Cai Z., Song B., Li L., Liu Zh., Cui X. Effects of B₂O₃ on viscosity, structure, and crystallization of mold fluxes for casting rare earth alloyed steels. *Metals*. 2018;8(10):737.
<https://doi.org/doi:10.3390/met8100737>
 23. Mysen B.O., Virgo D., Scarfe C.M. Relations between the anionic structure and viscosity of silicate melts – a Raman spectroscopic study. *American Mineralogist*. 1980;65(7):690–710.
 24. Forsbacka L., Holappa L., Kondratiev A., Jak E. Experimental study and modelling of viscosity of chromium containing slags. *Steel Research International*. 2007;78(9):676–684.
<http://dx.doi.org/10.1002/srin.200706269>
 25. Wu T., Zhang Y., Yuan F., An Z. Effects of the Cr₂O₃ content on the viscosity of CaO–SiO₂–10 Pct Al₂O₃–Cr₂O₃ quaternary slag. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2018;49:1719–1731.
<https://doi.org/10.1007/s11663-018-1258-z>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Анатолий Алексеевич Бабенко, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт металлургии Уральского отделения РАН
 ORCID: 0000-0003-0734-6162
 E-mail: babenko251@gmail.com

Руслан Рафикович Шартдинов, младший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
 ORCID: 0000-0003-0852-1161
 E-mail: rr.shartdinov@gmail.com

Алена Геннадьевна Уполовникова, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
 ORCID: 0000-0002-6698-5565
 E-mail: upol.ru@mail.ru

Артем Николаевич Сметанников, младший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии Уральского отделения РАН
 ORCID: 0000-0001-9206-0905
 E-mail: artem.smetannikov.89@mail.ru

Даниил Андреевич Лобанов, к.т.н., научный сотрудник, Институт металлургии Уральского отделения РАН
 ORCID: 0009-0007-5659-1208
 E-mail: summerdanny@yandex.ru

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

Anatolii A. Babenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
 ORCID: 0000-0003-0734-6162
 E-mail: babenko251@gmail.com

Ruslan R. Shartdinov, Junior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
 ORCID: 0000-0003-0852-1161
 E-mail: rr.shartdinov@gmail.com

Alena G. Upolovnikova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
 ORCID: 0000-0002-6698-5565
 E-mail: upol.ru@mail.ru

Artem N. Smetannikov, Junior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
 ORCID: 0000-0001-9206-0905
 E-mail: artem.smetannikov.89@mail.ru

Daniil A. Lobanov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Institute of Metallurgy Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
 ORCID: 0009-0007-5659-1208
 E-mail: summerdanny@yandex.ru

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

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. А. Бабенко – руководство, анализ результатов, написание статьи, редактирование статьи.

Р. Р. Шартдинов – проведение эксперимента, обработка и анализ результатов, написание статьи, редактирование статьи.

А. Г. Уполовникова – моделирование, анализ результатов, редактирование статьи.

А. Н. Сметанников – проведение эксперимента, анализ результатов.

Д. А. Лобанов – проведение эксперимента, анализ результатов.

А. В. Долматов – обработка и анализ результатов.

A. A. Babenko – scientific guidance, data analysis, writing and editing the text.

R. R. Shartdinov – conducting the experiment, data processing and analysis, writing and editing the text.

A. G. Upolovnikova – modeling, data analysis, editing the text.

A. N. Smetannikov – conducting the experiment, data analysis.

D. A. Lobanov – conducting the experiment, data analysis.

A. V. Dolmatov – data processing and analysis.

Поступила в редакцию 14.04.2023

После доработки 06.07.2023

Принята к публикации 11.09.2023

Received 14.04.2023

Revised 06.07.2023

Accepted 11.09.2023

ПО МАТЕРИАЛАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ
КОНФЕРЕНЦИИ «НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ
ШКОЛА ДЛЯ МОЛОДЫХ МЕТАЛЛУРГОВ» – 2023

ON THE MATERIALS OF THE INTERNATIONAL
CONFERENCE “SCIENTIFIC AND PRACTICAL
SCHOOL FOR YOUNG METALLURGISTS” – 2023



УДК 621.746.01

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-750-759



Оригинальная статья

Original article

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОЛИВКИ РАСПЛАВА В ПРИБЫЛЬНУЮ ЧАСТЬ СЛИТКА НА ПРОЦЕСС ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ

С. Б. Гаманюк , Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан,
М. В. Кириличев, М. С. Никитин

Волгоградский государственный технический университет (Россия, 400005, Волгоград, пр. им. В.И. Ленина, 28)

 gamanuk@mail.ru

Аннотация. В работе представлены результаты лабораторного исследования эффекта доливки прибыльной части слитка расплавом на процесс затвердевания и структурообразование модельного слитка. Доливка производилась через определенный интервал времени после заливки тела слитка. Исследования проводили методом физического (холодного) моделирования, для которого была разработана и изготовлена лабораторная установка (изложница-кристаллизатор), позволяющая визуально изучать процессы, происходящие при затвердевании и структурообразовании на модели слитка массой 19,6 т. В качестве моделирующего раствора использовали натрий серноватистокислый (кристаллический гипосульфит). Соответствие процессов, происходящих на модели и в реальных условиях отливки промышленных слитков, оценивалось с помощью критериев подобия. Они получены на основе теории размерностей исходя из анализа физико-химических процессов, происходящих при разливке и кристаллизации слитка. Разливка расплава в изложницу-кристаллизатор выполнялась сверху. С целью оценки изменения поля температур при разливке и кристаллизации слитка в течение всего времени затвердевания проводили термометрирование поверхности изложницы. Анализ результатов проведенных исследований показал, что доливка расплава до 40 мин приводит к стимулированию раннего оседания кристаллов («дождь кристаллов»), что способствует увеличению направленности кристаллизации в вертикальном направлении. Установлено, что в обычном слитке до 40 мин затвердевание идет по последовательному механизму, а после начинается оседание кристаллов («дождь кристаллов») и затвердевание слитка проходит по объемно-последовательному механизму. Доливка прибыльной части слитка расплавом спустя 40 мин после заливки тела слитка способствовала продолжению последовательного механизма затвердевания слитка. Это привело к образованию монолитной бездефектной структуры в теле слитка и наименьшему развитию усадочной раковины в объеме прибыли. Полученные результаты обуславливают возможность разработки технологии дифференцированной разливки слитков при наполнении их прибылью расплавом через определенный интервал времени после заливки тела слитка. Это позволит воздействовать на процесс формирования структуры металла и сокращение дефектных зон.

Ключевые слова: физическое моделирование, разливка сверху, изложница-кристаллизатор, доливки прибыльной части слитка, процесс затвердевания, осевая зона, крупный кузнечный слиток

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00973, <https://rscf.ru/project/23-29-00973/>.

Для цитирования: Гаманюк С.Б., Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Кириличев М.В., Никитин М.С. Физическое моделирование влияния доливки расплава в прибыльную часть слитка на процесс затвердевания и структурообразование. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):750–759. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-750-759>

PHYSICAL MODELING OF THE EFFECT OF REFILLING THE MELT INTO AN INGOT KNOCK-OFF HEAD ON SOLIDIFICATION AND STRUCTURE FORMATION

S. B. Gamanjuk , D. V. Rutsii, N. A. Zyuban,
M. V. Kirilichev, M. S. Nikitin

Volgograd State Technical University (28 Lenina Ave., Volgograd 400005, Russian Federation)

✉ gamanuk@mail.ru

Abstract. The paper presents the results of a laboratory study of the effect of refilling the ingot knock-off head with melt in a certain time interval after pouring the ingot body on solidification and structure formation of the model ingot. The research was carried out by the method of physical (cold) modeling for which a laboratory installation (casting form-mold) was developed and manufactured. It allows visually studying the processes occurring during solidification and structure formation on a 19.6-ton model ingot. We used sodium sulfuric acid (crystalline hyposulfite) as a modeling solution. Correspondence of the processes occurring on the model and in real conditions of industrial ingots casting was evaluated using similarity criteria obtained on the basis of dimension theory with analysis of physico-chemical processes occurring during casting and crystallization of the ingot. Casting of the melt into the casting form-mold was downhill. In order to assess changes in the temperature field during casting and crystallization of the ingot in the entire solidification time, we performed thermometry of the mold model surface. Analysis of the conducted studies results showed that refilling the melt before 40 min leads to stimulation of early settling of crystals (“rain of crystals”), which contributes to an increase in the crystallization directivity in vertical direction. It was established that in a conventional ingot up to 40 min solidification proceeds by a sequential mechanism, and after that the crystals begin to settle (“rain of crystals”) and the solidification of the ingot passes through a volume-sequential mechanism. Refilling the ingot knock-off head with melt 40 min after pouring the ingot body contributed to the continuation of the sequential mechanism of ingot solidification, which led to the formation of a monolithic defect-free structure in the ingot body and the least development of shrinkage shell in the knock-off head. The results obtained make it possible to develop a technology for differentiated ingots casting when filling their knock-off heads with melt in a certain time interval after pouring the ingot body, which will affect the process of metal structure formation and reduce defective zones.

Keywords: physical simulation, downhill casting, casting form – mold, refilling the ingot knock-off head, solidification, axial zone, large forging ingot

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 23-29-00973, <https://rscf.ru/project/23-29-00973/>.

For citation: Gamanyuk S.B., Rutskiy D.V., Zyuban N.A., Kirilichev M.V., Nikitin M.S. Physical modeling of the effect of refilling the melt into an ingot knock-off head on solidification and structure formation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):751–759. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-751-759>

ВВЕДЕНИЕ

Из теории и практики получения слитков известно, что время затвердевания крупных слитков составляет несколько суток, в течение которых значительное развитие получают ликвационные и усадочные явления. Они приводят к появлению в литом металле химической и физической неоднородности, которые при их значительном развитии не всегда удаляются при ковке. Это может создавать отбраковку заготовок на стадии их изготовления или во время сдаточных испытаний изделий, что вызывает убытки предприятия.

В настоящее время разработано достаточно много способов, позволяющих повысить качество металла. Но все они основаны на применении различных технологических приемов на стадии выплавки и разливки. Положительный эффект, полученный на стадии выплавки, может быть полностью утрачен во время разливки и затвердевания крупных слитков, единичная масса которых составляет не менее 14 т.

В работах [1 – 3] показано, что трудности получения качественной структуры и равномерности механических свойств по высоте и радиусу поковок обусловлены различием условий затвердевания различных частей слитка, а также протеканием процессов усадки, значительной ликвацией примесей, входящих в состав стали, формой и размерами слитка.

Общеизвестным на сегодняшний день является превалирующее влияние на развитие осевой зоны геометрических параметров слитка: отношения высоты к среднему диаметру H/D [4 – 7], конусности [8 – 10], и, соответственно, типа слитка (укороченный, нормальный, удлиненный).

Процесс образования осевой пористости неразрывно связан с усадочными явлениями, которые, в свою

очередь, определяются температурными условиями и теплофизическими процессами при разливке и кристаллизации слитка. Поэтому особое влияние на формирование осевых дефектов слитка должны оказывать способ и скорость разливки металла [11 – 13].

Для повышения качества крупных слитков необходимо искать эффективные способы, оказывающие воздействие на процесс затвердевания. Для этого необходимо знать механизм и условия, при которых происходит образование локальных дефектных областей, способствующих развитию макродефектов, не устраняемых во время деформации. Выявление особенностей затвердевания крупных слитков является сложным процессом, для анализа которого необходимо учитывать множество факторов, которые влияют на протекание кристаллизационных явлений.

Одним из способов исследования процессов затвердевания крупных слитков является физическое (холодное) моделирование, которое проводится на моделях изложниц [14 – 16]. Данный метод позволяет наглядно определить кинетику процесса продвижения твердой и твердожидкой фаз при одновременном протекании процессов конвективного перемешивания моделирующего расплава и развития внутренних дефектов. Необходимо отметить, что физическое моделирование показывает качественную картину влияния технологических факторов разливки на особенности структурообразования и степень развития дефектных зон.

Исходя из условий, которые были определены в работах [2; 3; 17], показано, что доливку прибыли целесообразно проводить, когда отношение величины интервала кристаллизации к величине температурного градиента $\Delta T_{кр} / \delta T \geq 1$. Авторами работы [18] показано, что процесс доливки прибыли горячим расплавом может существенно влиять на условия формирования

структурных зон слитка, увеличивая значение параметра δT до значений, при которых механизм затвердевания возвращается к последовательному, с образованием более плотной дендритной структуры.

Целью исследования является изучение влияния доливки прибыльной части слитка расплавом на процесс затвердевания и структурообразование модельного слитка. При этом доливка производится через определенный интервал времени после заливки тела слитка.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В данной работе использовался метод физического (холодного) моделирования слитков, для проведения которого разработана и изготовлена лабораторная установка (изложница-кристаллизатор) [16], с помощью которой визуально изучены процессы, происходящие при затвердевании и структурообразовании модельных слитков. Геометрические параметры реального промышленного и модельного слитков представлены в табл. 1.

В качестве моделирующего раствора использовали натрий серноватистоокислый (кристаллический гипосульфит) – $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$. Температура начала затвердевания находится в пределах 48 – 52 °С. Соответствие процессов, происходящих на модели и в реальных условиях отливки промышленных слитков, оценивалось с помощью критериев подобия: Фруда (Fr), Рейнольдса (Re), Вебера (We), Био (Bi) и гомотронности Фурье (Fo). Они получены на основе теории размерностей исходя из анализа физико-химических процессов, происходящих при разливке и кристаллизации слитка. Кроме приведенных выше известных критериев, использовали также критерий затвердевания (фазового

Таблица 2

Значения критериев подобия в образце и модели

Table 2. Values of similarity criteria in the sample and model

Тип слитка	Критерий подобия				
	Bi	N	Fo	Fr	We
Модель слитка	$1,02 \cdot 10^{-8}$	0,52	$1,083 \cdot 10^{-4}$	$2,80 \cdot 10^{-6}$	$7,56 \cdot 10^{-4}$
Реальный слиток	$1,73 \cdot 10^{-7}$	4,01	$6,340 \cdot 10^{-4}$	$3,67 \cdot 10^{-5}$	$5,83 \cdot 10^{-3}$

перехода) N , который описывает отношение теплоты фазового перехода к теплоте охлаждения [4; 19].

Приведенный в работе [4] расчет критериев подобия (Bi, N, Fo, Fr, We) показал (табл. 2), что их значения для модели и реальных условий отличаются не более, чем на один порядок, что свидетельствует о соответствии исследуемых процессов [19].

Для изучения гидродинамических особенностей движения жидкости по окончании ее разливки в изложницу-кристаллизатор и поведения конвективных потоков (нисходящие и восходящие) в расплаве на протяжении процесса затвердевания использовался прямой теневой метод (шлирен-метод). Его применение позволило визуализировать, а также количественно оценить характер и скорость изменения конвективных потоков во время затвердевания модельных слитков.

Суть прямого теневого метода состоит в том (рис. 1), что с помощью светового источника и собирающей линзы 1 генерируется параллельный пучок света 2 , которым «просвечивают» исследуемый объект (изложница-кристаллизатор) 4 . При наличии неоднородности совокупность отклоняемых ею лучей формирует изображение, которое проецируется на экран 5 . В данном исследовании для достижения параллельности свето-

Таблица 1

Геометрические параметры промышленного и модельного слитков

Table 1. Geometrical parameters of industrial and model ingots

Параметры слитков	Реальный слиток (19,6 т)	Модель
Отношение высоты к среднему диаметру, H/D	2,15	2,3
Конусность тела слитка, $K_{т.сл}, \%$	4,1	4,4
Конусность прибыльной надставки, $K_{пр}, \%$	14,7	14,7
Объем тела слитка, $V_{т.сл}, \%$	77,4	79,7
Объем прибыльной части слитка, $V_{пр}, \%$	18,0	15,7
Объем донной части слитка, $V_{дон}, \%$	4,6	4,5

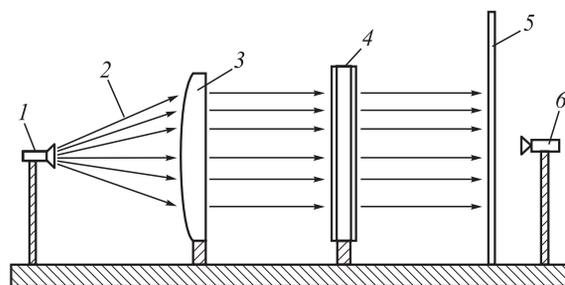


Рис. 1. Схема установки для исследования процесса затвердевания и структурообразования модельного слитка: 1 – источник света; 2 – пучок света; 3 – прямое зеркало; 4 – изложница-кристаллизатор; 5 – экран; 6 – цифровая видеокамера высокого разрешения

Fig. 1. Layout of installation for studying the solidification and structure formation of a model ingot: 1 – light source; 2 – light beam; 3 – direct mirror; 4 – casting form-mold; 5 – screen; 6 – high-resolution digital video camera

вого пучка направляли свет на прямое зеркало 3. Размер зеркала соизмерим с размером кристаллизатора. Отраженный зеркалом 3 свет 2 от источника 1, проходя через затвердевающую модель слитка (в изложнице-кристаллизаторе) 4, показывает изображение неоднородности на экране 5, которое фиксировалось с помощью цифровой видеокамеры высокого разрешения 6. На основе полученных видеозаписей рассчитывались скорости конвективных потоков сразу после разливки и в процессе затвердевания модельного слитка. Для расчета скоростей конвективных потоков на экран нанесена сетка с величиной стороны квадрата 25 мм.

Разливка расплава в изложницу-кристаллизатор осуществлялась сверху. Характеристики условий проведения экспериментов представлены в табл. 3.

Для достижения поставленной цели с использованием метода физического (холодного) моделирования процесса затвердевания слитков отлиты четыре модельных слитка. Один – по классической технологии (далее – обычный слиток), остальные – с доливкой прибыльной части расплавом спустя различное время: 7, 19 и 40 мин после заливки тела слитка (далее – опытные слитки и/или доливка прибыли спустя 7, 19 и 40 мин). Доливку прибыльной части опытных слитков осуществляли с температурой расплава на 5 °C «холоднее», чем расплав, которым заливали тело слитка. К моменту доливки прибыльной части расплавом площадь затвердевшей твердой фазы в теле опытных слитков (зона столбчатых кристаллов) составила 16,7, 23,5 и 43,4 % соответственно (табл. 1). При моделировании слитков геометрические параметры разливки оставались неизменными (см. табл. 1).

В процессе моделирования продвигающийся фронт затвердевания разделяли на две составляющие: горизонтальное затвердевание – твердая фаза, нарастающая последовательно от стенок к центру изложницы и вер-

тикальное затвердевание – продвижение твердой фазы в вертикальном направлении от низа к центру изложницы по оси.

После заливки расплава в изложницу-кристаллизатор через каждые 5 мин измеряли толщину затвердевшего слоя в вертикальном направлении от низа к центру изложницы по оси и на трех уровнях по высоте слитка (нижнее сечение, середина высоты и подприбыльный горизонт).

По окончании процесса затвердевания проводилось измерение структурных зон модельных слитков и их объемные доли, определялась протяженность и средняя ширина осевой зоны. Оценивали влияние интервала времени доливки прибыльной части слитка расплавом на скорость кристаллизации и динамику нарастания твердой фазы модельных слитков в вертикальном и горизонтальном направлениях затвердевания, а также на общее время затвердевания модельных слитков.

Для оценки изменения поля температур при разливке и кристаллизации слитка проводили термометрирование поверхности модели изложницы в течение всего времени затвердевания: после окончания разливки в течение 30 мин производили фотосъемку кристаллизующегося расплава с интервалом в 5 мин, затем интервал съемки увеличивали до 20 мин. Термометрирование проводилось тепловизором «Testo 875i». Полученные тепловизионные изображения обрабатывались с помощью программного обеспечения TestoIRSoft. Поскольку тепловизор позволяет произвести лишь термометрирование поверхности без непосредственного измерения температуры расплава, то в работе для определения качественной картины условились считать динамику изменения температуры расплава равной динамике изменения температуры поверхности модели изложницы.

Таблица 3

Характеристика условий проведения эксперимента

Table 3. Characteristics of the experimental conditions

Показатель	Технология разливки модельных слитков			
	обычный слиток	доливка прибыли спустя 7 мин	доливка прибыли спустя 19 мин	доливка прибыли спустя 40 мин
Температура заливки расплавом тела слитка, $T_{\text{зал. т.сл.}}$, °C	75	75	75	75
Температура заливки расплавом прибыли, $T_{\text{зал. пр.}}$, °C	75	70	70	70
Время заливки расплавом тела слитка, $\tau_{\text{т.сл.}}$, с	42	37	42	46
Время заливки расплавом прибыли, $\tau_{\text{пр.}}$, с	45	27	42	38
Время перед доливкой прибыли расплавом, $\tau_{\text{дол. пр.}}$, мин:с	–	7:00	19:00	40:00
Температура охлаждающей жидкости, $T_{\text{охл.жид.}}$, °C	11	11	11	11
Масса тела слитка/прибыльной части, $M_{\text{сл. пр.}}$, г	550/150	550/150	550/150	550/150
Время затвердевания, $\tau_{\text{затв.}}$, мин	205	220	238	258

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате обработки полученных данных построены графики, отражающие скорость нарастания твердой фазы в вертикальном и горизонтальном направлениях затвердевания для различных технологий заливки модельных слитков (рис. 2).

Анализ полученных результатов показал, что для обычного слитка (рис. 2, а) и слитка с доливкой при-

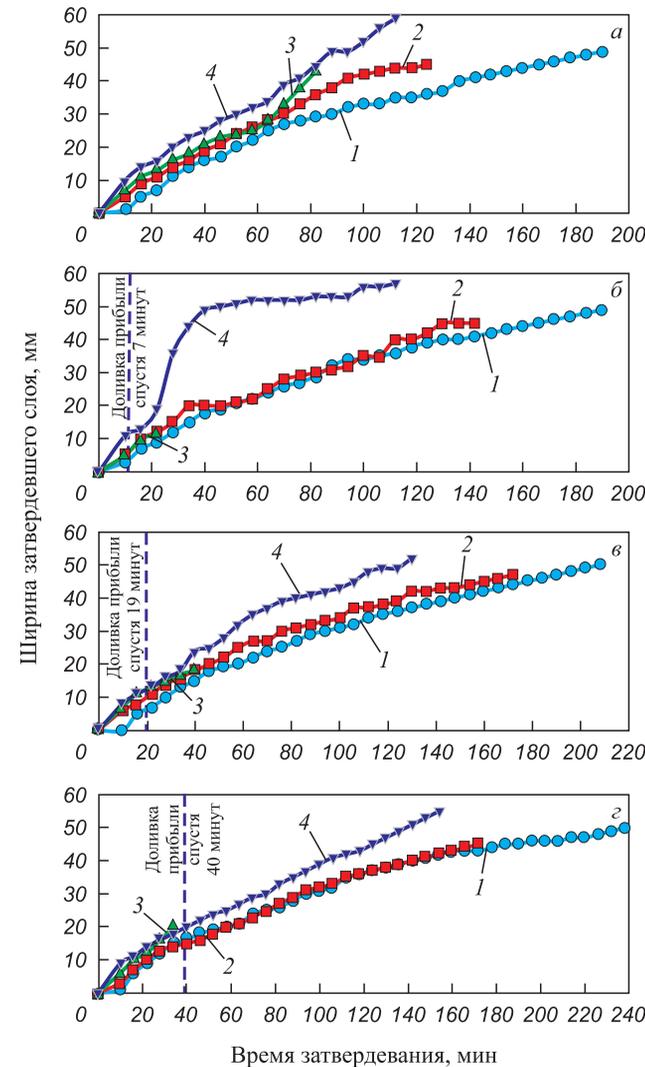


Рис. 2. Кривые нарастания твердой фазы по высоте и сечению модельных слитков, полученные методом физического моделирования:

- а – обычный слиток; б – доливка прибыли спустя 7 мин;
- в – доливка прибыли спустя 19 мин;
- г – доливка прибыли спустя 40 мин;
- 1 – подприбыльный горизонт; 2 – середина высоты;
- 3 – нижнее сечение; 4 – вертикальное затвердевание

Fig. 2. Curves of solid phase growth in height and cross section of model ingots obtained by physical modeling:

- а – ordinary ingot; б – refilling the knock-off head after 7 min;
- в – refilling the knock-off head after 19 min;
- г – refilling the knock-off head after 40 min;
- 1 – sub-knock-off head horizon; 2 – mid-height;
- 3 – lower section; 4 – vertical solidification

были спустя 7 мин (рис. 2, б) в период с 10 по 73 мин, что составляет от 5 до 38 % общего времени затвердевания, процесс структурообразования проходит по объемно-последовательному механизму за счет оседания с «зеркала» расплава в прибыли и вблизи фронта затвердевания обломков кристаллов. Они опускаются в нижнюю часть слитка, формируя конусообразную зону осаждения. Опускающиеся кристаллы способствуют увеличению скорости вертикального затвердевания и тем самым обеспечивают повышение направленности затвердевания слитка. Впоследствии это приведет к меньшему развитию осевой рыхлости и химической неоднородности слитка [1]. Дальнейшее затвердевание слитка происходит в горизонтальном направлении по последовательному механизму.

Следует отметить, что в опытном слитке «дождь кристаллов» начался сразу после доливки прибыли расплавом и продолжался более 50 мин, тогда как в обычном слитке оседание кристаллов началось только с 40 мин и длилось 30 мин. К тому же, в опытном слитке за первые 40 мин затвердевания (21 % общего времени затвердевания) ширина твердой фазы в вертикальном направлении в 2 раза больше, чем в обычном слитке. Таким образом, можно предположить, что доливка прибыли «холодным» расплавом (70 °С) в еще не успевший остыть (прошло 7 мин) в теле слитка «горячий» расплав (75 °С) привела к увеличению температурного градиента и возникновению центров кристаллизации. Это способствовало образованию обильного «дождя» кристаллов, увеличению скорости продвижения фронта затвердевания в вертикальном направлении. Также добавление порции расплава вызвало вынужденную конвекцию, в результате которой с фронта кристаллизации смываются кристаллы, которые опускаются в зону конуса осаждения.

В слитке с доливкой прибыли спустя 19 мин (рис. 2, в) в период с 32 по 79 мин (с 15 по 38 % общего времени затвердевания) затвердевание слитка происходит по объемно-последовательному механизму за счет оседания кристаллов.

Для слитка с доливкой прибыли спустя 40 мин (рис. 2, г) характерно, что он затвердевал по последовательному механизму от стенок к оси слитка без явления «дождь кристаллов», которое было характерно для слитков данной серии эксперимента.

Термометрирование поверхности модели изложницы при затвердевании обычного слитка показало (рис. 3, а; рис. 4, а), что в течение первой половины времени затвердевания слитка тепловой центр располагался в подприбыльном горизонте слитка. Затем сместился на середину высоты слитка, а к концу затвердевания переместился обратно в подприбыльный горизонт, что соответствует существующим представлениям о процессе затвердевания крупных слитков [1; 2].

Для слитка с доливкой прибыли спустя 7 мин (рис. 3, б; рис. 4, б) характерно, что на протяжении

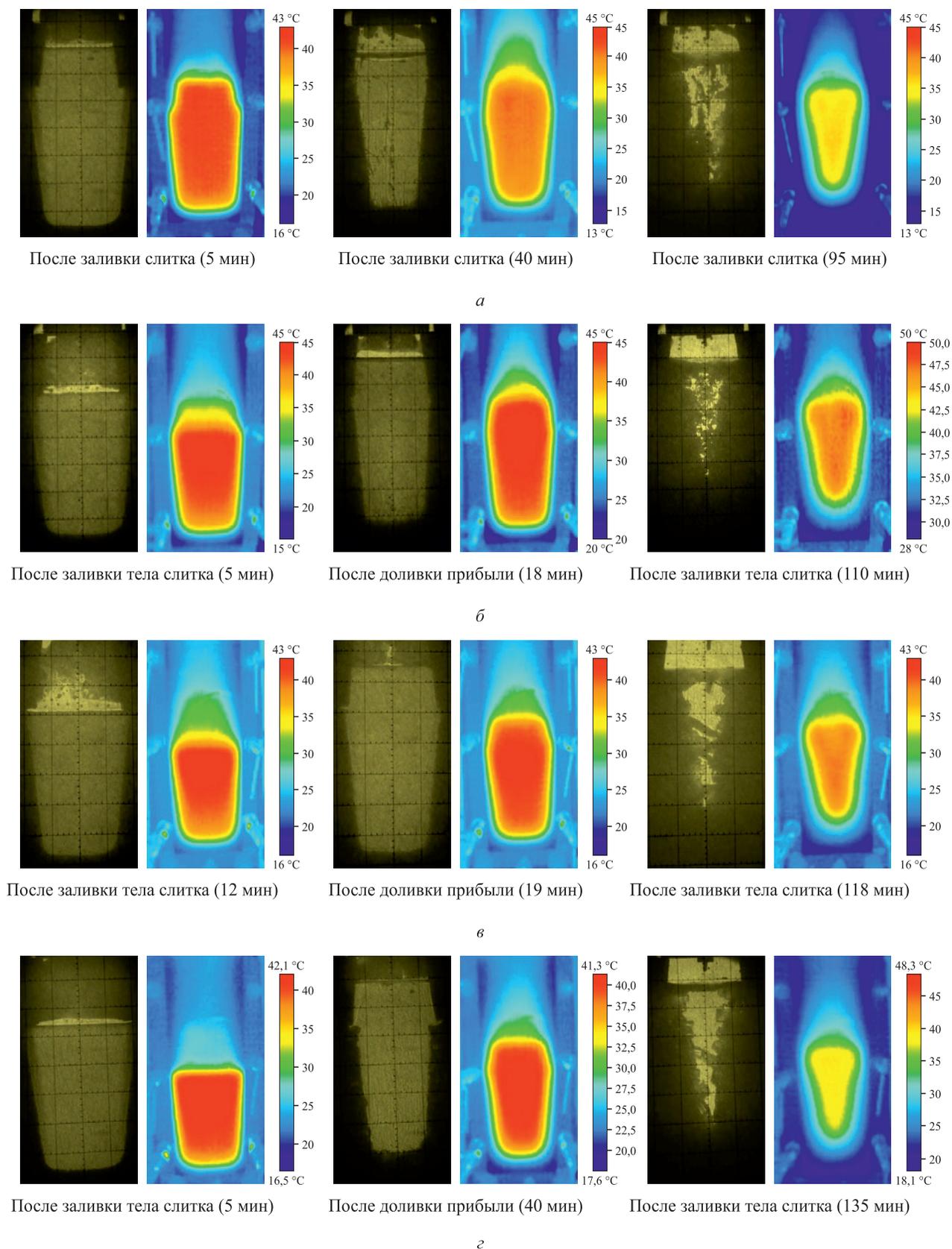


Рис. 3. Динамика перемещения теплового центра при затвердевании модельных слитков: *a* – обычный слиток; *б* – доливка прибыли спустя 7 мин; *в* – доливка прибыли спустя 19 мин; *з* – доливка прибыли спустя 40 мин

Fig. 3. Dynamics of the thermal center movement during solidification of model ingots: *a* – ordinary ingot; *б* – refilling the knock-off head after 7 min; *в* – refilling the knock-off head after 19 min; *з* – refilling the knock-off head after 40 min

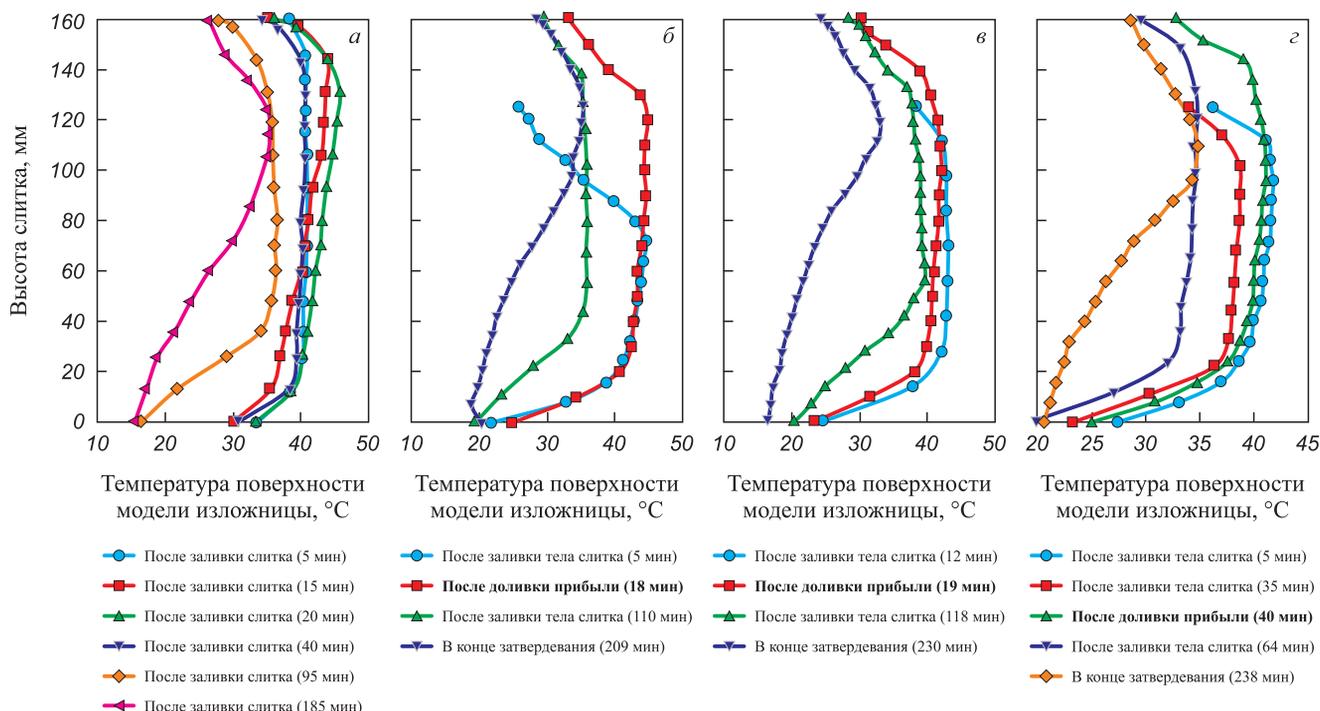


Рис. 4. Изменение температуры поверхности модели изложницы по высоте модельных слитков (на основании обработки тепловизионных изображений с помощью программного обеспечения Testo IRSof):
 а – обычный слиток; б – доливка прибыли спустя 7 мин; в – доливка прибыли спустя 19 мин;
 г – доливка прибыли спустя 40 мин

Fig. 4. Change in surface temperature of the casting form model in height of the model ingots (based on the processing of thermal vision images using Testo IRSof software):
 а – ordinary ingot; б – refilling the knock-off head after 7 min; в – refilling the knock-off head after 19 min;
 г – refilling the knock-off head after 40 min

всего времени затвердевания тепловой центр находился и перемещался лишь от середины до 2/3 высоты слитка, а в конце затвердевания переместился в подприбыльный горизонт. Для слитка с доливкой прибыли спустя 19 мин (рис. 3, в; рис. 4, в) характерно, что на протяжении всего времени затвердевания тепловой центр находился на середине высоты слитка, а в конце затвердевания переместился в подприбыльный горизонт. Для слитка с доливкой прибыли спустя 40 мин (рис. 3, г; рис. 4, г) характерно, что до доливки расплава тепловой

центр находился на 2/3 высоты слитка, а после переместился в подприбыльный горизонт вплоть до конца затвердевания.

Таким образом, доливка расплава повлияла на динамику тепловых процессов, происходящих при кристаллизации слитка.

Анализ развития структурных зон модельных слитков (табл. 4, рис. 5) показал, что для трех слитков (рис. 5, а – в) характерно развитие зоны конуса осаждения. Для двух слитков (рис. 5, а, б) характерно проник-

Таблица 4

Объемные доли структурных зон модельных слитков

Table 4. Volume fractions of structural zones in the model ingots

Площадь структурных зон модельных слитков, %	Технология разливки модельных слитков			
	обычный слиток	доливка прибыли спустя 7 мин	доливка прибыли спустя 19 мин	доливка прибыли спустя 40 мин
Столбчатые кристаллы (до доливки прибыли)	–	16,7	23,5	43,4
Столбчатые кристаллы	65,2	22,4	47,3	56,6
Различно ориентированные кристаллы	28,6	42,5	25,2	–
Конус осаждения	6,2	18,4	4,0	–
Усадочная раковина	32,8	41,4	36,3	24,0

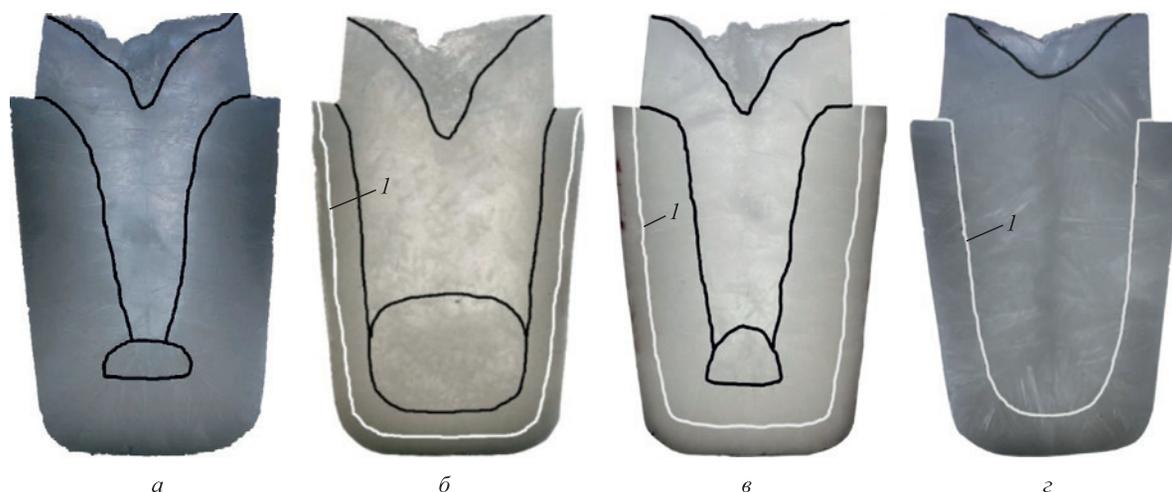


Рис. 5. Макроструктура модельных слитков:

l – граница затвердевшего слоя твердой фазы в теле слитка перед доливкой в прибыльную часть расплава;
a – обычный слиток; *б* – доливка прибыли спустя 7 мин; *в* – доливка прибыли спустя 19 мин;
г – доливка прибыли спустя 40 мин

Fig. 5. Macrostructure of the model ingots:

l – boundary of the solidified solid phase layer in the ingot body before refilling the knock-off head with the melt;
a – ordinary ingot; *б* – refilling the knock-off head after 7 min; *в* – refilling the knock-off head after 19 min;
г – refilling the knock-off head after 40 min

новение из прибыли в тело слитка усадочной раковины, что, безусловно, является дефектом слитков. Визуальный осмотр макроструктуры отлитых слитков показал, что у слитка, доливка прибыли которого осуществлялась спустя 40 мин (рис. 5, *г*), наблюдается плотная бездефектная структура.

Таким образом, доливка прибыли расплавом спустя 40 мин после заливки тела слитка повлияла на механизм кристаллизации слитка (он затвердевал по последовательному механизму от стенок к оси слитка, без явления «дождь кристаллов») и способствовала продолжению роста столбчатых кристаллов до оси слитка, что привело к наименьшему развитию усадочной раковины и бездефектной структуры.

Выводы

Установлено, что в обычном слитке до 40 мин затвердевание идет по последовательному механизму, а после начинается оседание кристаллов («дождь кристаллов») и затвердевание слитка проходит по объемно-последовательному механизму. Доливка прибыльной части слитка расплавом спустя 40 мин после заливки тела слитка способствовала продолжению последовательного механизма затвердевания слитка, что привело к образованию монолитной бездефектной структуры в теле слитка и наименьшему развитию усадочной раковины в объеме прибыли.

Доливка расплава до 40 мин приводит к стимулированию раннего оседания кристаллов («дождь кристаллов»), что способствует увеличению направленности кристаллизации в вертикальном направлении.

Термометрирование поверхности изложницы-кристаллизатора при затвердевании модельных слитков показало влияние доливки прибыльной части слитка расплава на динамику тепловых процессов, происходящих при кристаллизации слитка.

Полученные результаты обуславливают возможность разработки технологии дифференцированной разливки слитков при наполнении их прибыли расплавом через определенный интервал времени после заливки тела слитка. Это позволит воздействовать на процесс формирования структуры металла и сокращение дефектных зон.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Скобло С.Я., Казачков Е.А. *Слитки для крупных поковок*. Москва: Металлургия; 1973:247.
2. Смирнов А.Н., Макуров С.Л., Сафонов В.М., Цупрун А.Ю. *Крупный слиток*. Донецк: Вебер; 2009:279.
3. Жульев С.И., Зюбан Н.А., Руцкий Д.В. *Стальные слитки: проблемы качества и новые технологии*. Волгоград: ВолгГТУ; 2016:176.
4. Гаманюк С.Б. *Исследование крупного кузнечного стального слитка измененной геометрии с целью повышения качества металла поковок: Дисертация ... кандидата технических наук*. Волгоград, 2012.
5. Jiaqi W., Paixian F., Hongwei L., Dianzhong L., Yiyi L. Shrinkage porosity criteria and optimized design of a 100-ton 30Cr2Ni4MoV forging ingot. *Materials & Design*. 2012;35:446–456. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.056>
6. Zhang C.-J., Bao Y.-P., Wang M. Influence of casting parameters on shrinkage porosity of a 19 ton steel ingot. *Metalurgia Italiana*. 2016;108(1):37–44.

7. Yu Z., Zhang H., Wang X., Wu X. Study on heat transfer characteristics during solidification of 18-ton steel ingot with large ratio of height to diameter. *Metallurgia Italiana*. 2020;112(5):37–47.
8. Tashiro K., Watanabe S., Kitagawa I., Tamura I. Influence of mould design on the solidification and soundness of heavy forging ingots. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1983;23(4):312–321.
<https://doi.org/10.2355/isjinternational1966.23.312>
9. Ромашкин А.Н., Мальгинов А.Н., Толстых Д.С., Иванов И.А., Дуб В.С. Влияние геометрии слитка на объем осевой рыхлости в нем. *Компьютерные исследования и моделирование*. 2015;7(1):107–112.
<https://doi.org/10.20537/2076-7633-2015-7-1-107-112>
Romashkin A.N., Malginov A.N., Tolstyh D.S., Ivanov I.A., Doub V.S. The ingot geometry effect on the axial shrinkage. *Computer Research and Modeling*. 2015;7(1):107–112. (In Russ.). <https://doi.org/10.20537/2076-7633-2015-7-1-107-112>
10. Zhang C., Bao Y., Wang M., Guo B. Influence of casting parameters on the shrinkage porosity of a 40-ton steel ingot by numerical simulation. In: *Proceedings of the 6th Int. Congress on the Science and Technology of Steelmaking, 2015*. 2015:543–546.
11. Zhang C., Loucif A., Jahazi M., Morin J.-B. FE modelling and prediction of macrosegregation patterns in large size steel ingots: Influence of filling rate. *Metals*. 2022;12(1):29.
<https://doi.org/10.3390/met12010029>
12. Zhang C., Loucif A., Jahazi M., Tremblay R., Lapiere L.-P. On the effect of filling rate on positive macrosegregation patterns in large size cast steel ingots. *Applied Sciences (Switzerland)*. 2018;8(10):1878.
<https://doi.org/10.3390/app8101878>
13. Marx K., Rödi S., Schramhauser S., Seemann M. Optimization of the filling and solidification of large ingots. *Metallurgia Italiana*. 2014;106(11–12):11–19.
14. Ludwig A., Stefan-Kharicha M., Kharicha A., Wu M. Massive formation of equiaxed crystals by avalanches of mushy zone segments. *Metallurgical and Materials Transaction A*. 2017;48:2927–2930.
<https://doi.org/10.1007/s11661-017-4008-y>
15. Stefan-Kharicha M., Kharicha A., Mogeritsch J., Wu M., Ludwig A. Review of ammonium chloride-water solution properties. *Journal of Chemical & Engineering Data*. 2018;63(9):3170–3183.
<https://doi.org/10.1021/acs.jced.7b01062>
16. Пат. 169365 РФ, В22Д7/08. Устройство для исследования процесса кристаллизации слитков в изложнице / Гаманюк С.Б., Зюбан Н.А., Руцкий Д.В., Палаткин С.В. Заявлено 24.05.2016; опубликовано 15.03.2017; Бюллетень № 8.
17. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. *Современные технологии разлива и кристаллизации сплавов*. Москва: Машиностроение; 1998:359.
18. Горунов А.И., Науменко В.В., Руцкий Д.В. Влияние долилки прибыльной части на процесс затвердевания и структурообразования слитка стали 38ХНЗМФА. *Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»*. Выпуск 2: Межвузовский сборник научных статей. 2008;10:157–159.
Gorunov A.I., Naumenko V.V., Rutskiy D.V. Effect of refilling the knock-off head on solidification and structure formation of 38KhN3MFA steel ingot. *News of the Volgograd State Technical University. Series “Problems of materials science, welding and strength in mechanical engineering”*. Issue 2: Interuniver. Coll. of Sci. Papers. 2008;10:157–159. (In Russ.).
19. Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нурадинов А.С. *Процессы формирования отливок и их моделирование*. Москва: Машиностроение; 2001:208.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Сергей Борисович Гаманюк, к.т.н., доцент кафедры «Технология материалов», Волгоградский государственный технический университет

E-mail: gamanuk@mail.ru

Дмитрий Владимирович Руцкий, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Технология материалов», Волгоградский государственный технический университет

E-mail: drutskii@vstu.ru

Николай Александрович Зюбан, д.т.н., профессор кафедры «Технология материалов», Волгоградский государственный технический университет

E-mail: tecmat@vstu.ru

Михаил Владимирович Кириличев, заведующий лабораторией кафедры «Технология материалов», Волгоградский государственный технический университет

E-mail: tecmat@vstu.ru

Макс Станиславович Никитин, аспирант кафедры «Технология материалов», Волгоградский государственный технический университет

E-mail: tecmat@vstu.ru

Sergei B. Gamanuk, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Materials Technology”, Volgograd State Technical University

E-mail: gamanuk@mail.ru

Dmitrii V. Rutskiy, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair “Materials Technology”, Volgograd State Technical University

E-mail: drutskii@vstu.ru

Nikolai A. Zyuban, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Materials Technology”, Volgograd State Technical University

E-mail: tecmat@vstu.ru

Mikhail V. Kirilichev, Head of the Laboratory of the Chair “Materials Technology”, Volgograd State Technical University

E-mail: tecmat@vstu.ru

Maks S. Nikitin, Postgraduate of the Chair “Materials Technology”, Volgograd State Technical University

E-mail: tecmat@vstu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. Б. Гаманюк – анализ литературных источников, обработка результатов исследований, написание основного текста статьи, подготовка библиографического списка.

Д. В. Руцкий – определение цели и задачи исследования, формирование концепции статьи, редактирование финальной версии статьи.

Н. А. Зюбан – научное руководство, анализ результатов исследований.

М. В. Кириличев – проведение исследований, обработка результатов исследований.

М. С. Никитин – проведение исследований, обработка результатов исследований.

S. B. Gamanyuk – analysis of literary sources, processing of the research results, writing the text, preparation of references.

D. V. Rutskiy – setting the research goals and objectives, formation of the article concept, editing of the final text.

N. A. Zyuban – scientific guidance, analysis of the research results.

M. V. Kirilichev – conducting research, processing of the research results.

M. S. Nikitin – conducting research, processing of the research results.

Поступила в редакцию 10.10.2023

После доработки 31.10.2023

Принята к публикации 11.11.2023

Received 10.10.2023

Revised 31.10.2023

Accepted 11.11.2023

ПО МАТЕРИАЛАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ
КОНФЕРЕНЦИИ «НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ
ШКОЛА ДЛЯ МОЛОДЫХ МЕТАЛЛУРГОВ» – 2023ON THE MATERIALS OF THE INTERNATIONAL
CONFERENCE “SCIENTIFIC AND PRACTICAL
SCHOOL FOR YOUNG METALLURGISTS” – 2023

УДК 669.162.142:622.78

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-760-767

Оригинальная статья
Original article

ПОЛУЧЕНИЕ РАФИНИРОВОЧНЫХ ГЛИНОЗЕМСОДЕРЖАЩИХ ФЛЮСОВ МЕТОДОМ СПЕКАНИЯ ИЗ ТЕХНОГЕННОГО СЫРЬЯ

В. В. Аксенова , А. В. Павлов, Г. М. Марков

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

 axenovaviki@gmail.com

Аннотация. Современные сталеплавильные предприятия России для разжижения извести на агрегате ковш-печь применяют преимущественно глиноземсодержащие материалы, которые пришли взамен плавиковому шпату. Доступные сейчас на рынке глиноземсодержащие материалы не могут быть использованы напрямую в сталеплавильном производстве без предварительной подготовки (рафинирования, термообработки или брикетирования), либо просто непригодны для ковшевой обработки стали. В данной работе описаны лабораторные исследования по получению рафинировочных глиноземсодержащих флюсов методом спекания в агрегатах по типу машин для обжига окатышей или производства агломерата (в температурном интервале 1200 – 1500 °С) из чистых отходов металлургического производства (мелкодисперсная пыль производства глинозема и обожженной извести), отвечающих требованиям сталеплавильных предприятий по химическому составу и механическим свойствам. Проведено сравнение технологических схем спекания с введением в качестве источника СаО гидратированной извести и смеси гидратированной извести и карбоната кальция в соотношении 1:1. Предельно допустимое содержание СаО в спеченных брикетах при использовании в шихте смеси гидратированной извести и карбоната кальция, не приводящее к гидратационному разрушению на воздухе, находится в диапазоне 2,3 – 3,6 % в зависимости от температуры выдержки. Предельно допустимое содержание Al_2O_3 в спеченных брикетах при использовании в шихте гидратированной извести, не приводящее к гидратационному разрушению на воздухе, находится в диапазоне 9,5 – 31,7 % в зависимости от температуры выдержки. В существующих топливных агрегатах возможно получить флюсы методом спекания только при использовании в качестве источника СаО гидратированной извести, так как добавление карбоната кальция в шихту (9 – 22 %) требует увеличения температуры выдержки (выше 1500 °С) или ее продолжительности (более 25 мин).

Ключевые слова: агрегат ковш-печь, глиноземная пыль, рафинировочные флюсы, глиноземсодержащие материалы, алюминаты кальция, спекание, гидратационное разрушение

Для цитирования: Аксенова В.В., Павлов А.В., Марков Г.М. Получение рафинировочных глиноземсодержащих флюсов методом спекания из техногенного сырья. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):760–767. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-760-767>

PRODUCTION OF REFINING ALUMINA-CONTAINING FLUXES BY SINTERING FROM TECHNOGENIC RAW MATERIALS

V. V. Aksenova , A. V. Pavlov, G. M. Markov

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

 axenovaviki@gmail.com

Abstract. Modern Russian steelmaking plants use predominantly alumina-containing materials for liquefying lime in a ladle-furnace unit, which replaced fluorspar. Alumina-containing materials currently available on the market cannot be used directly in steelmaking without preliminary preparation (refining, heat treatment or briquetting), or are simply unsuitable for ladle processing of steel. This work describes laboratory studies on the production of refining alumina-containing fluxes by sintering in units such as machines for pellets firing or producing agglomerate (in the temperature range of 1200 – 1500 °С) from clean metallurgical waste (fine dust from the production of alumina and burnt lime), meeting the requirements of steelmaking plants by chemical composition and mechanical properties. A comparison was made of sintering technological schemes with the introduction of hydrated lime and a mixture of hydrated lime and calcium carbonate in a 1:1 ratio as a source of CaO. We determined that the maximum permissible CaO content in sintered briquettes when using a mixture of hydrated lime and calcium carbonate in the charge, which does not lead to hydration destruction in air, is in the range of 2.3 – 3.6 %, depending on the holding temperature. The maximum permissible content of Al_2O_3 in sintered briquettes when using hydrated lime in the charge, which does not lead to hydration destruction in air, is in the range of 9.5 – 31.7 %, depending on the holding temperature. In existing fuel units it is possible to obtain fluxes by sintering only when using hydrated lime as a source of CaO, because adding calcium carbonate to the charge (9 – 22 %) requires an increase in holding temperature (above 1500 °С) or holding time (more than 25 min).

Keywords: ladle-furnace, alumina dust, refining fluxes, alumina-containing materials, calcium aluminates, sintering, hydration destruction

For citation: Aksenova V.V., Pavlov A.V., Markov G.M. Production of refining alumina containing fluxes by sintering from technogenic raw materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):760–767. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-760-767>

ВВЕДЕНИЕ

Флюсы и шлакообразующие материалы, используемые в металлургическом производстве, оказывают важное влияние на технологию производства, а также на химический состав и качество выплавляемой стали. От вида применяемых добавочных материалов напрямую зависит количество вредных примесей (сера, фосфор и газы: кислород, водород, азот), что является основополагающим моментом в получении качественной стали.

Основным шлакообразующим материалом для обработки стали на агрегате ковш-печь (АКП) является известь, имеющая температуру плавления больше 2500 °С. Для снижения температуры плавления шлака на выпуске вместе с известью вводят флюс для ее разжижения. До недавнего времени сталеплавильные предприятия для разжижения шлака на АКП широко применяли плавиковый шпат, но в настоящее время его количество минимизировали или полностью сократили по ряду негативных причин: кратковременность действия, снижение стойкости футеровки в зоне шлакового пояса, влияние на окружающую среду [1 – 3].

Хорошей альтернативой фторсодержащим материалам выступают глиноземсодержащие флюсы, которые по многим характеристикам превосходят плавиковый шпат. Глиноземсодержащие материалы могут применяться как самостоятельно, так и в комбинации с плавиковым шпатом даже на марках сталей, относящихся к «безалюминиевым» [4]. Большую популярность в качестве глиноземсодержащих флюсов приобрели алюмотермические шлаки производства феррованадия и алюмотермического хрома. Основным существующим недостатком таких материалов является их дефицит на рынке из-за низкого объема производства ферросплавов алюмотермическим восстановлением. Другие доступные глиноземсодержащие материалы не могут быть использованы напрямую в сталеплавильном производстве без предварительной подготовки (рафинирования, термообработки или брикетирования), либо просто непригодны для ковшевой обработки стали [5 – 7].

Сталеплавильные предприятия при закупке флюсов предъявляют требования как по химическому составу, так и по механическим свойствам. Флюсы должны поставляться в виде куска или брикета габаритными размерами 10 – 50 мм, содержанием мелкой фракции (0 – 5 мм) до 10 % общей массы и влажностью до 1 % в летний период и до 6,5 % в зимний период. Также потребитель может прописывать требования к прочностным свойствам брикетов/кусков. Сводные требова-

ния к химическому составу глиноземсодержащих флюсов представлены в табл. 1.

Необходимое количество глиноземсодержащего флюса для обработки на АКП определяется балансовым уравнением использования алюминия при ковшевой обработке:

$$Al_{\text{втор}} = Al_{\text{ост.ст}} + Al_{\text{раск}} + Al_{\text{возд}} + Al_{\text{шл}} + Al_{\text{исп}},$$

где $Al_{\text{ост.ст}}$ – алюминий остаточный; $Al_{\text{раск}}$ – алюминий на раскисление; $Al_{\text{возд}}$ – алюминий, окислившийся кислородом воздуха; $Al_{\text{шл}}$ – алюминий, окислившийся печным шлаком; $Al_{\text{исп}}$ – испарившийся алюминий.

Часть Al_2O_3 , необходимого для разжижения извести, образуется при взаимодействии алюминия с растворенным кислородом в стали, а часть при сгорании на поверхности шлака и его раскислении. Оставшуюся часть для наведения жидкоподвижного шлака вводят в виде флюса. Несмотря на то, что алюминий является технологически эффективным, он экономически невыгоден из-за высокой стоимости в качестве источника Al_2O_3 . По оценке, расход алюминия, согласно балансовому уравнению, составляет: $Al_{\text{ост.ст}}$ – 15 %; $Al_{\text{раск}}$ – 18 %; $Al_{\text{возд}}$ – 38 %; $Al_{\text{шл}}$ – 28 %; $Al_{\text{исп}}$ – 1 %.

Таким образом, в текущей ситуации из-за промышленных экологических ограничений и жестких требований к качеству сталей разработка технологии производства глиноземсодержащего флюса экологически безопасным и экономически выгодным способом является актуальной задачей.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Важным аспектом при производстве флюсов методом спекания является тщательный подбор шихтовых материалов. Во-первых, шихтовые материалы не должны вносить с собой вредных примесей, которые не удаляются в процессе термообработки и в последующем могут перейти в обрабатываемую сталь. Во-вторых, материалы должны относительно просто брикетироваться, так как технология спекания подразумевает термообработку кускового материала. В-третьих, материал должен быть доступен на рынке.

Все большую популярность в последнее время набирает переработка отходов металлургического производства с получением товарных продуктов. Одним из таких отходов является пыль фильтров обжиговых печей. В данной работе рассматривается переработка пыли печей кальцинации глинозема и обжига известняка.

Кальцинация глинозема представляет собой дегидратацию гидроксида алюминия при высоких темпера-

Сводные требования к химическому составу глиноземсодержащих флюсов, предъявляемые металлургическими предприятиями России

Table 1. Consolidated requirements for the chemical composition of alumina-containing fluxes imposed by metallurgical enterprises in Russia

Элемент	Содержание в сталеплавильном флюсе, %		Особенности использования на АКП
	min	max	
не менее, %			
Al ₂ O ₃	50	80	Снижает температуру плавления CaO
не более, %			
CaO	20	30	Образуют с Al ₂ O ₃ легкоплавкую эвтектику
MgO	8	20	
Fe ₂ O ₃	2	6	Ухудшают процесс десульфурации
MnO	1,5	2,0	Ограничение по использованию шламов корундового производства и глиноземсодержащих руд без рафинирования
SiO ₂	3	15	
P _{общ} + S _{общ}	0,02	0,30	Переходят в металлы и требуют дополнительного рафинирования
Cr ₂ O ₃	2	10	Образуют карбиды, ухудшающие последующую обработку
TiO ₂	1	5	Ограничение по использованию алюмотермических шлаков производства ферротитана и хрома металлического
V ₂ O ₅ + Nb ₂ O ₅	1	1	Восстанавливаются и переходят в металл
			Ограничение по использованию алюмотермических шлаков производства феррованадия и феррониобия
Na ₂ O + K ₂ O	1	8	Ограничение по использованию шлака от производства вторичного алюминия

турах (до 1200 °С) во вращающихся трубчатых печах или печах кипящего слоя и является завершающей операцией в технологической цепочке производства Al₂O₃. При протекании процессов в агрегатах, используемых для прокаливания различных материалов, неизбежно образуется наноразмерная пыль. Исследования, описанные в работе [8], показали, что размер наночастиц пыли находится в диапазоне 50 – 300 нм. В результате кальцинации около 14 % мелкодисперсной глиноземной пыли уносится из печи топочным газом, который направляется в мультициклоны и электрофильтры [9]. Данная пыль, содержащая наночастицы, не пригодна для использования в классической технологии электролитического разложения Al₂O₃, так как является гигроскопичной, что в последующем приводит к завышенному содержанию водорода в металлическом алюминии. Тем не менее, этот материал является пригодным для использования в черной металлургии в качестве источника Al₂O₃ в сталиплавильных флюсах.

При выборе источника CaO для производства флюсов методом спекания следует руководствоваться цепочкой химических превращений: CaCO₃ → CaO → Ca(OH)₂ → CaCO₃.

Источником CaO могут выступать мелкодисперсные карбонатные породы, обожженная или гашеная известь. У каждого из них есть свои достоинства и недо-

статки. Известняк (CaCO₃) не требует предварительной подготовки перед брикетированием, но разложение в процессе спекания на CaO и CO₂ сопровождается поглощением тепла (178 кДж/моль). Использование обожженной извести (CaO) не приводит к значительной потере массы при спекании из-за отсутствия кристаллогидратной влаги, но гашение в процессе брикетирования сопровождается выделением тепла (65 кДж/моль), что является не технологичным. Гашеная известь (Ca(OH)₂) имеет ряд преимуществ относительно других вышеперечисленных материалов:

- не требует предварительной подготовки (может гидратировать на воздухе в процессе хранения);
- удобство при брикетировании (не сопровождается выделением тепла при взаимодействии с водой);
- поглощение тепла при разложении на CaO и H₂O (65 кДж/моль) в процессе спекания почти в 3 раза меньше, чем при разложении CaCO₃.

В промышленных условиях обожженную известь получают путем прокаливания карбонатных пород в шахтных или вращающихся печах при температуре 1000 – 1250 °С [10]. По аналогии с кальцинацией глинозема, в процессе обжига карбонатных пород образуется микроразмерная пыль (6 – 60 мкм), которая осаживается либо в рукавных фильтрах, либо в электрофильтрах [11]. Данная пыль схожа по составу

с обжигаемым материалом, но из-за фракции склонна к более быстрой гидратации на воздухе при хранении. Данная мелкодисперсная пыль также может использоваться в качестве сырья для производства спеченных глиноземо-известковых флюсов.

Важной частью работы с дисперсными материалами является их подготовка к термообработке. В данной работе применялось холодное брикетирование. Основываясь на удачных опытах брикетирования пористых глиноземсодержащих материалов [12], в качестве связующего использовали материал на основе полиакриламида, который имеет малый расход (0,6 % массы брикетируемого сырья) и полностью удаляется при температурах спекания.

Технология производства устойчивых к гидратации и последующему разрушению глинозем-известковых флюсов методом спекания из чистых компонентов включает в себя следующие операции:

- изготовление брикетов из чистых компонентов;
- нагрев материала до температуры выдержки;
- выдержка при постоянной температуре;
- охлаждение на воздухе.

В лабораторных условиях спекание проводили в печи сопротивления с графитовым нагревателем. За основу производства флюсов взяты технологии обжига рудных окатышей и производства агломерата. Температурный интервал проведения лабораторных экспериментов выбирали согласно существующим технологическим особенностям топливных агрегатов. Максимальная температура обжига железорудных

окатышей, согласно литературным данным, составляет 1400 °С [13 – 17], а обжига хромитовых окатышей – 1400 – 1500 °С [18 – 22]. Исходя из этого, выбран температурный интервал выдержки – 1200 – 1500 °С. Средняя скорость нагрева в лабораторных экспериментах составляла 20 °С, а время выдержки при постоянной температуре варьировалось от 15 до 25 мин. Термообработанные спеченные брикеты охлаждали на воздухе, измеряли их массу и геометрические параметры. После определения всех выходных параметров брикеты оставляли для хранения на воздухе (при температуре 21 °С и относительной влажности воздуха 50 %) для фиксации изменения массы. Взвешивание и фиксирование изменения массы брикетов проводили раз в семь дней до момента, когда масса брикета перестала изменяться.

Проведены две серии экспериментов с разными источниками CaO: смесь гидратированной извести и карбоната кальция в соотношении 1:1 (серия 1) и гидратированная известь (серия 2). Долю Al₂O₃ в брикете до спекания для обоих случаев варьировали от 50 до 80 % (с шагом 5 %). Химический состав исходных материалов приведен в табл. 2.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После остывания брикетов на воздухе проводили внешнюю оценку состояния после спекания. По внешнему виду термообработанные брикеты можно разделить на четыре условные группы (рис. 1).

Таблица 2

Химический состав исходных материалов

Table 2. Chemical composition of raw materials

Материал Элемент	Пыль Al ₂ O ₃			Пыль CaO				
	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	Na ₂ O + K ₂ O	CaO	MgO	SiO ₂	P	S
Содержание, %	99,53	0,01	0,45	98,76	0,50	0,70	0,01	0,03



Рис. 1. Внешний вид термообработанных брикетов: а – спеченные; б – оплавленные; в – расплавившиеся; г – разрушившиеся/треснувшие

Fig. 1. Appearance of heat-treated briquettes: а – sintered; б – semi-melted; в – melted; г – collapsed/cracked

$$\Delta m_{\text{гидр}} = 6,5334 - 0,0041t_{\text{выд}} + 0,7228(\% \text{Ca(OH)}_2(c))$$

$$\Delta m_{\text{гидр}} = 1,3671 + 0,0135(\% \text{Al}_2\text{O}_3(c)) - 0,001t_{\text{выд}}$$

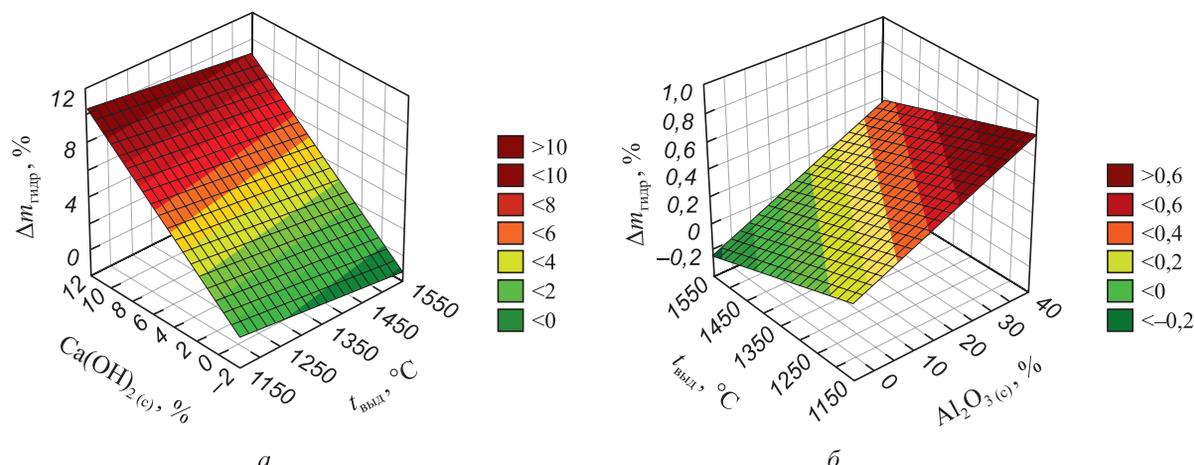


Рис. 2. Влияние температуры выдержки, содержания Ca(OH)_2 и Al_2O_3 в спеченных материалах на изменение массы: а – при использовании смеси CaCO_3 и Ca(OH)_2 ; б – при использовании Ca(OH)_2

Fig. 2. Influence of holding temperature, Ca(OH)_2 and Al_2O_3 content in sintered materials on change in mass: а – when using a mixture of CaCO_3 and Ca(OH)_2 ; б – when using Ca(OH)_2

Для обработки результатов и выявления факторов, влияющих на гидратационное разрушение спеченных брикетов, использовали программный комплекс STATISTICA. В качестве зависимой переменной выступала величина прироста массы в процессе хранения на воздухе (%), а в качестве независимых – температура выдержки при спекании ($^{\circ}\text{C}$), время выдержки при спекании (мин), состав исходных брикетов (%), изменение плотности и объема брикетов в процессе спекания (%), фазовый состав спеченных брикетов после выдержки на воздухе (%). На рис. 2 представлены основные факторы, влияющие на гидратационное разрушение брикетов для двух серий экспериментов.

Помимо количественной использовали качественную оценку визуального состояния брикетов в процессе хранения на воздухе. Для экспериментов из серии 1 первые признаки гидратационного разрушения, сопровождающиеся приростом массы, наблюдались уже на 7-й день хранения на воздухе, а прирост массы закончился на 56-й день наблюдений. Для экспериментов из серии 2 первые признаки гидратационного разрушения наблюдались лишь на 28-й день хранения на воздухе, а прирост массы закончился на 100-й день наблюдений. Результаты рентгеноструктурного анализа спеченных брикетов, не разрушившихся при хранении на воздухе, представлены в табл. 3.

Таблица 3

Рентгеноструктурный анализ спеченных брикетов, не разрушившихся при хранении на воздухе

Table 3. X-ray structural analysis of sintered briquettes not collapsed during storage in air

Номер серии	Доля Al_2O_3 в брикете до спекания, %	Температура выдержки, $^{\circ}\text{C}$	Время выдержки, мин	Al_2O_3 , %	$\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, %	$12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$, %	$\text{CaO}\cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$, %	$3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, %	$\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$, %
1	50	1500	15	0	9,10	90,90	0	0	0
1	75	1500	15	22,90	25,10	0	38,20	0	13,80
2	50	1200	15	0	0	78,30	0	21,70	0
2	50	1200	25	0	0	65,90	0	34,10	0
2	70	1400	20	14,00	53,40	15,30	16,10	1,20	0
2	55	1400	20	4,40	3,40	92,30	0	0	0
2	50	1400	20	0	2,50	97,50	0	0	0
2	50	1500	25	0	0	86,30	0	13,70	0
2	80	1500	25	26,90	25,90	0	40,60	6,50	0

Предельное содержание CaO и Al₂O₃ в спеченных брикетахTable 4. Limit content of CaO and Al₂O₃ in sintered briquettes

Номер серии	Предельное содержание элементов в брикете, %	Температура выдержки, °C						
		1200	1250	1300	1350	1400	1450	1500
1	CaO (Ca(OH) ₂)	2,3 (3,0)	2,5 (3,3)	2,6 (3,5)	2,9 (3,8)	3,1 (4,1)	3,6 (4,7)	3,6 (4,7)
2	Al ₂ O ₃	9,5	13,2	16,9	20,6	24,3	28,0	31,7

Результаты комплексной оценки по уравнениям регрессии предельно допустимого содержания свободных CaO и Al₂O₃ в спеченных брикетах для двух лабораторных серий представлены в табл. 4.

Определено, что в серии 1, где процесс образования алюминатов кальция сопровождается разложением карбоната кальция и гидроксида кальция, необходимо повышение температуры (>1500 °C) и/или продолжительности выдержки (>25 мин) для завершения всех структурных превращений. Серия 2 показывает, что устойчивые к гидратации материалы можно производить при относительно низкой температуре (начиная с 1200 °C) в заданном временном интервале (15 – 25 мин).

Выводы

Предельно допустимое содержание CaO в спеченных брикетах, не приводящее к разрушению спеченного материала при хранении на воздухе (в случае использования в качестве источника CaO смеси гидратированной извести и карбоната кальция), находится в диапазоне 2,3 – 3,6 % в зависимости от температуры выдержки при спекании, что соответствует приросту массы 3,8 %.

Предельно допустимое содержание Al₂O₃ в спеченных брикетах, не приводящее к разрушению спеченного материала при хранении на воздухе (в случае использования в качестве источника CaO гидратированной извести), находится в диапазоне 9,5 – 31,7 % в зависимости от температуры выдержки при спекании, что соответствует приросту массы 0,3 %.

В существующих топливных агрегатах возможно производить флюсы только при применении в качестве источника CaO гидратированной извести (серия 2), так как при использовании в качестве источника CaO смеси гидратированной извести в сочетании с карбонатом кальция (серия 1) необходима температура выдержки выше 1500 °C, что является невозможным для существующих топливных агрегатов, либо увеличения продолжительности выдержки до более, чем 25 мин.

Лучшим источником CaO для производства флюсов методом спекания является гидратированная пыль обжиговых печей известняка, так как в процессе спе-

кания поглощение тепла в 3 раза меньше относительно известняка.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Sheshukov O.Yu., Mikheenkov M.A., Nekrasov I.V., Metelkin A.A., Egiazar'yan D.K. Optimization of the slag composition in ladle treatment of steel for increasing the resistance of refractories and promoting slag reuse. *Metallurgist*. 2018;62: 723–728. <https://doi.org/10.1007/s11015-018-0714-y>
- Ларионов Л.М., Кондратьев В.В., Кузьмин М.П. Пути использования углеродсодержащих отходов алюминиевого производства. *Вестник Иркутского государственного технического университета*. 2017;21(4(123)):139–146. <https://doi.org/10.21285/1814-3520-2017-4-139-146>
Larionov L.M., Kondratyev V.V., Kuzmin M.P. Ways of using carbon-containing waste from aluminum production. *iPolytech Journal*. 2017;21(4(123)):139–146. (In Russ.). <https://doi.org/10.21285/1814-3520-2017-4-139-146>
- Sarkar S., Anand V., Ranjan R., Borra C.R., Sahoo P.P. Elimination of fluorspar use and reduction in lime consumption at ladle furnace by reutilizing alumina-rich ladle furnace slag. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2022;8(1):398–408. <https://doi.org/10.1007/s40831-022-00492-1>
- Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Михеенков М.А., Егиазарьян Д.К., Лобанов Д.А., Неугодников О.В., Иванов Б.А. Опыт использования глиноземистого алюминийсодержащего флюса при ковшевой обработке «безалюминиевых» сталей. *Новые огнеупоры*. 2017;(3): 75–77. <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2017-3-75-77>
Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Miheenkov M.A., Egiazar'yan D.K., Lobanov D.A., Neugodnikov O.V., Ivanov B.A. Experience in the use of aluminous aluminum-containing flux during ladle processing of “aluminum-free” steels. *Novye огнеупоры (New Refractories)*. 2017;(3):75–77. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/1683-4518-2017-3-75-77>
- Viklund-White C., Johansson H., Ponkala R. Utilization of spent refractories as slag formers in steelmaking. In: *Proceedings of the 6th Int. Conf. on Molten Slags, Fluxes and Salts*. Stockholm, Sweden; 2000:12–17.
- Ramaswamy P., Gomes S.A., Ravichander N.P. Utilization of aluminum dross: Refractories from industrial waste. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019;577(1):012101. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/577/1/012101>
- Paramguru R.K., Rath P.C., Misra V.N. Trends in red mud utilization – A review. *Mineral Processing & Extractive*

- Metallurgy Review*. 2004;26(1):1–29.
<https://doi.org/10.1080/08827500490477603>
8. Давыдов С.Я., Апакашев Р.А., Кoryukov В.Н. Улавливание наноразмерной фракции частиц глиноземного производства. *Новые огнеупоры*. 2016;(2):12–15.
Davydov S.Ya., Apakashev R.A., Koryukov V.N. The collection of nanoscale particles in alumina production. *Novye огнеупоры (New Refractories)*. 2016;(2):12–15. (In Russ.).
 9. Давыдов С.Я., Апакашев Р.А., Кoryukov В.Н. Утилизация пыли печей кальцинации глинозема, содержащей наночастицы. *Новые огнеупоры*. 2014;(8):10–13.
Davydov S.Ya., Apakashev R.A., Koryukov V.N. The recycling of the alumina calciner kiln dust containing nanoparticles. *Novye огнеупоры (New Refractories)*. 2014;(8):10–13. (In Russ.).
 10. Нестеров А.В., Датукашвили Д.О. Производство кальциевой извести в России. *Строительные материалы*. 2017;(3):52–59.
Nesterov A.N., Datukashvili D.O. Production of high-calcium lime in Russia. *Stroitel'nye materialy*. 2017;(3):52–59. (In Russ.).
 11. Мантула В.Д., Шапаренко А.В., Павлюченко А.М., Фадеев А.В., Лыжник Г.В. Применение рукавных фильтров в газоочистках агрегатов известково-обжигового и доломитного производств. *Экология и промышленность*. 2017;(1(50)):29–35.
Mantula V.D., Shaparenko A.V., Pavlyuchenko A.M., Fadeev A.V., Lyzhnik G.V. Application of bag filters in gas cleaning of limekiln and dolomite processes. *Ehkologiya i promyshlennost'*. 2017;(1(50)):29–35. (In Russ.).
 12. Аксенова В.В., Алимбаев С.А., Павлов А.В., Мустафин Р.М. Брикетирование пористых глиноземсодержащих материалов на органических связующих. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2021;64(5):323–329.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-5-323-329>
Aksenova V.V., Alimbaev S.A., Pavlov A.V., Mustafin R.M. Briquetting of porous alumina-containing materials with organic binders. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(5):323–329. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/03680797-2021-5-323-329>
 13. Zhang Y.B., Chen X.J., Su Z.J., Liu S., Chen F., Wu N.Y., Jiang T. Improving properties of fluxed iron ore pellets with high-silica by regulating liquid phase. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2021;29:1381–1392.
<https://doi.org/10.1007/s42243-021-00665-4>
 14. Fan X.H., Gan M., Jiang T., Yuan L.S., Chen X.L. Influence of flux additives on iron ore oxidized pellets. *Journal of Central South University of Technology*. 2010;17(4):732–737.
<https://doi.org/10.1007/s11771-010-0548-7>
 15. Li G., Jiang T., Zhang Y., Tang Z. Recrystallization of Fe₂O₃ during the induration of iron ore oxidation pellets. *Recrystallization*. 2012;13:329–350. <https://doi.org/10.5772/32738>
 16. Umadevi T., Lobo N.F., Desai S., Mahapatra P.C., Sah R., Prabhu M. Optimization of firing temperature for hematite pellets. *ISIJ International*. 2013;53(9):1673–1682.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1673>
 17. Forsmo S.P.E., Forsmo S.E., Samskog P.O., Björkman B.M.T. Mechanisms in oxidation and sintering of magnetite iron ore green pellets. *Powder Technology*. 2008;183(2):247–259.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2007.07.032>
 18. Тимофеева А.С., Кожухов А.А., Никитченко Т.В. Исследование механизмов упрочнения железорудных окатышей в процессе обжига. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2020;76(11):1107–1112.
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-11-1107-1112>
Timofeeva A.S., Kozhukhov A.A., Nikitchenko T.V. Study of iron ore pellets hardening mechanisms in the process of burning. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2020;76(11):1107–1112. (In Russ.).
<https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-11-1107-1112>
 19. Акбердин А.А., Ким А.С., Зинякова О.Н. Совершенствование технологии производства хромитовых окатышей. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2014;57(9):24–28.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-9-24-28>
Akberdin A.A., Kim A.S., Zinyakova O.N. Improvement of production technology of chromite pellets. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014;57(9):24–28. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-9-24-28>
 20. Ким А.С., Акбердин А., Исагулов А., Султангазиев Р. Взаимосвязь процессов фазообразования и качества хромитовых окатышей при упрочняющем обжиге. *Труды Университета*. 2019;(4):24–27.
Kim A.S., Akberdin A., Isagulov A., Sultangaziev R. Relationship between phase formation processes and the quality of chromite pellets during hardening firing. *Proceedings of the University*. 2019;(4):24–27. (In Russ.).
 21. Акбердин А.А., Ким А.С., Акбердин Р.А. Agglomeration of refractory chromite ore. *Proceedings of INFACON XIII – 13th Int. Ferroalloys Congress: Efficient Technologies in Ferroalloy Industry*. 2020:1–4.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Виктория Владимировна Аксенова, аспирант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0009-0001-2611-2057

E-mail: axenovaviki@gmail.com

Александр Васильевич Павлов, д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-3773-9469

E-mail: pav-gnts@misis.ru

Viktoriya V. Aksenova, Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0009-0001-2611-2057

E-mail: axenovaviki@gmail.com

Aleksandr V. Pavlov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0003-3773-9469

E-mail: pav-gnts@misis.ru

Георгий Михайлович Марков, младший научный сотрудник,
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
ORCID: 0000-0001-7285-7888
E-mail: markov.sci@gmail.com

Georgii M. Markov, Junior Researcher, National University of Science and Technology "MISIS"
ORCID: 0000-0001-7285-7888
E-mail: markov.sci@gmail.com

Вклад авторов**Contribution of the Authors**

В. В. Аксенова – планирование и проведение экспериментов, определение химического состава исходных материалов методом волнодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектроскопии, обработка полученных экспериментальных данных, подготовка текста статьи.

А. В. Павлов – определение цели исследования, планирование и организация экспериментов, обсуждение результатов и выводов.

Г. М. Марков – определение фазового состава спеченных образцов методом рентгенодифрактометрии.

V. V. Aksenova – planning and conducting experiments, determination of chemical composition of the starting materials by wave-dispersive X-ray fluorescence spectrometry, processing the experimental data obtained, writing the text.

A. V. Pavlov – setting the research goal, planning and organization of experiments, discussion of results and conclusions.

G. M. Markov – determination of phase composition of sintered samples by X-ray diffraction.

Поступила в редакцию 10.10.2023

После доработки 31.10.2023

Принята к публикации 11.11.2023

Received 10.10.2023

Revised 31.10.2023

Accepted 11.11.2023



УДК 621.73

DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-768-774



Оригинальная статья

Original article

МОДЕЛИРОВАНИЕ КАРТИНЫ ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ПОКОВКИ ИЗ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ

К. Н. Соломонов¹, Л. И. Тищук¹, С. М. Горбатюк²,
С. А. Снитко³, О. Н. Чиченева²

¹ Филиал Ростовского государственного университета путей сообщения в г. Воронеж (Россия, 394026, Воронеж, ул. Урицкого, 75а)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

³ Донецкий национальный технический университет (Россия, Донецкая народная республика, 283001, Донецк, ул. Артема, 58)

✉ konsol@list.ru

Аннотация. Детали из заготовок с тонким полотном и ребрами жесткости изготавливаются на металлургических предприятиях в специальных цехах, оборудованных мощными гидравлическими прессами. Нередко их производство сопровождается дефектами, ухудшающими макроструктуру изделия. В связи с этим актуальны новые методики, позволяющие моделировать процессы формообразования поковок с ребрами жесткости. Процессы обработки металлов давлением сложны в создании математической модели, описывающей напряженно-деформированное состояние пластического формообразования металла. Одним из способов решения задачи моделирования картины течения металла и пространственной эпюры контактных давлений является «теория течения тонкого слоя», основанная на допущениях, упрощающих исходную систему дифференциальных уравнений. В этом случае задача сводится к чисто геометрической и может быть решена в рамках «песчаной аналогии» с помощью предложенной методики. Приведены результаты компьютерного и физического моделирования формообразования штампованной поковки с контурным ребрением. Эксперимент проведен в промышленных условиях по осадке плоских заготовок из сплава АК6 на гидравлическом прессе силой деформирования 150 МН. Показано, что предложенный программный комплекс может иметь различное функциональное назначение: экспресс-анализ картины течения металла и расчет формоизменения заготовки на стадиях ее деформирования. Это позволяет, перебирая значения геометрических параметров гравюры штампа, получать разные картины течения металла и профили ребер жесткости и выбирать из них те, которые гарантируют наиболее равномерное заполнение металлом полостей штампа под ребра жесткости, что обеспечивает бездефектное получение изделия.

Ключевые слова: штамповка, течение металла, математическое моделирование, физическое моделирование, программное обеспечение, формообразование

Для цитирования: Соломонов К.Н., Тищук Л.И., Горбатюк С.М., Снитко С.А., Чиченева О.Н. Моделирование картины течения металла при формообразовании поковки из плоской заготовки. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(6):768–774.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-768-774>

MODELING THE PATTERN OF METAL FLOW DURING FORMING OF FORGINGS FROM A FLAT BILLET

K. N. Solomonov¹, L. I. Tishchuk¹, S. M. Gorbatiuk²,
S. A. Snitko³, O. N. Chicheneva²

¹ Voronezh Branch of the Rostov State Transport University (75a Uritskogo Str., Voronezh 394026, Russian Federation)

² National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

³ Donetsk National Technical University (58 Artema Str., Donetsk, Donetsk People’s Republic 283001, Russian Federation)

✉ konsol@list.ru

Abstract. Parts made of the billets with a thin web and stiffeners are manufactured at metallurgical enterprises in special workshops equipped with powerful hydraulic presses. Often their production is accompanied by the defects that worsen the product macrostructure. In this regard, new techniques are relevant that allow modeling the processes of forming of forgings with stiffeners. The processes of metal treatment by pressure are difficult to create

a mathematical model describing the stress-strain state of plastic forming of metal. One of the ways to solve the problem of modeling the pattern of metal flow and the spatial diagram of contact pressures is the “theory of thin layer flow”, based on assumptions that simplify the initial system of differential equations. Then the problem is reduced to a purely geometric one and can be solved within the framework of the “sandy analogy” using the proposed methodology. The paper presents the results of computer and physical modeling of the forming of stamped forgings with contour stiffeners. The experiment was carried out in industrial conditions on the precipitation of flat billets made of AK6 alloy on a hydraulic press with a deformation force of 150 MN. It is shown that the proposed software package can have a different functional purpose: express analysis of the pattern of metal flow and calculation of the shape of the billet at the stages of its deformation. This allows, by sorting through values of the geometric parameters of the stamp engraving, to obtain different patterns of metal flow and profiles of stiffeners and choose from them those that guarantee the most uniform filling of the stamp cavities with metal under the stiffeners, which ensures defect-free production of the product.

Keywords: stamping, metal flow, mathematical modeling, physical modeling, software, forming

For citation: Solomonov K.N., Tishchuk L.I, Gorbatyuk S.M., Snitko S.A., Chicheneva O.N. Modeling the pattern of metal flow during forming of forgings from a flat billet. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):768–774. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-768-774>

ВВЕДЕНИЕ

Повышение эффективности производства отечественной промышленности [1 – 4], в частности тяжелого машиностроения [5 – 8], является актуальной задачей. Детали из заготовок с тонким полотном и ребрами жесткости изготавливаются на металлургических предприятиях в специальных цехах, оборудованных мощными гидравлическими прессами. Нередко их производство сопровождается дефектами, ухудшающими макроструктуру изделия. В связи с этим весьма актуальны новые методики, позволяющие моделировать процессы формообразования поковок с ребрами жесткости. Разработанная авторами методика может также эффективно применяться при проектировании заготовок железнодорожных колес. При производстве штампованно-катаных железнодорожных колес важной технологической операцией является получение на всех агрегатах пресс-прокатной линии [9] заготовок с минимальной асимметрией [10 – 13]. Последняя зависит от ряда факторов и, в первую очередь, от стабильности массы и размеров исходных заготовок [14 – 18].

Процессы обработки металлов давлением весьма сложны в создании математической модели, описывающей напряженно-деформированное состояние пластического формообразования металла. Одним из способов решения задачи моделирования картины течения металла и пространственной эпюры контактных давлений является «теория течения тонкого слоя» [19], основанная на допущениях, упрощающих исходную систему дифференциальных уравнений. Тогда задача сводится к чисто геометрической и может быть решена в рамках «песчаной аналогии» с помощью разработанной авторами методики [20].

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ РАЗРАБОТАННОЙ МЕТОДИКИ

Разработанная методика базируется на следующих положениях [21; 22].

Принцип кратчайшей нормали обуславливает направление линий тока ортогонально контуру поковки, который представляет собой линию резкого изменения толщины слоя (в том числе ребра жесткости или возвы-

шения по полотну поковки). Тогда на начальной стадии деформирования, когда граничные давления одинаковы вдоль контура, потоки металла движутся ортогонально контуру и количество затекшего металла в каждой точке на границе определяется длиной линий тока.

В процессе деформирования граничные условия изменяются и вдоль контура контактные давления становятся неодинаковыми. В связи с этим линии тока будут направлены под острым углом к контуру поковки. Однако, учитывая то, что пространственная эпюра контактных давлений представляет собой линейчатую поверхность, линии ската (следовательно, и линии тока) направлены ортогонально линиям уровня этой поверхности. Проецируя объемную картину на плоскость полотна поковки, можно ввести условный контур, вдоль которого контактные давления равны между собой. Тогда линии тока ортогональны этому условному контуру.

В общем случае условный контур представляет собой довольно сложную кривую. В соответствии с принципом наименьшего периметра плоская заготовка стремится принять форму круга в плане. Следовательно, можно считать, что линии тока направлены по радиусам некоторой дуги окружности. Тогда условный контур является окружностью, и схема течения металла по полотну поковки будет радиальной.

Отметим, что радиальная схема течения металла носит более универсальный характер, чем нормальная. Она применима и на начальной стадии деформирования для поковки, контур которой состоит из участков кривых линий. Аппроксимируя контур поковки дугами окружности, можно применять радиальную схему и в начальный момент деформирования, когда линии тока перпендикулярны контуру.

Учитывая вышесказанное, пространственная эпюра контактных давлений представляет собой сочетание конических поверхностей на любом этапе деформирования заготовки, кроме начального. Граничные контактные давления при этом лежат в вертикальных плоскостях, пересекающих эти поверхности.

Величина граничного контактного давления в любой момент деформирования для произвольной точки на контуре зависит от нескольких параметров: толщины

полотна поковки, размеров полости штампа, ширины заусенечной канавки, количества затекшего в полости металла. Учет всех этих параметров вынуждает применять достаточно сложные формулы для вычисления граничного контактного давления.

Поскольку пространственная эпюра контактных давлений представляет собой поверхность одинакового ската, то линия раздела течения металла является геометрическим местом точек, равноудаленных от контура поковки. Контур поковки можно аппроксимировать прямыми и дугами окружности. Следовательно, задача построения линии раздела течения металла сводится к отысканию геометрического места точек, равноудаленных от окружностей и прямых.

Поскольку любой многосвязный контур с достаточной степенью точности можно аппроксимировать отрезками прямых и дугами окружностей, допустимо считать, что поверхность пространственной эпюры контактных давлений состоит из плоских и конических участков. Линии их пересечения образуют ребра (так называемые гребни).

Фронтальная и профильная проекции этих ребер позволяют определять объем эпюры контактных давлений, а, следовательно, и силы, необходимые для деформирования металла. Горизонтальная проекция (вид в плане) представляет собой линию раздела течения металла, которая характеризует распределение потоков металла на контактной поверхности.

НОВЫЙ АЛГОРИТМ ПОСТРОЕНИЯ ЭКВИДИСТАНТЫ

Большинство деталей, применяемых в машиностроении, ввиду требований к технологичности конструкции, состоят из поверхностей вращения и многогранников. Поэтому в практике кузнечно-штамповочного производства немало деталей, получаемых из плоских заготовок, имеют элементы плоскостного характера [23 – 25]. В рамках данной работы ограничимся наиболее простым случаем: рассмотрим задачу построения эквидистанты для контура, представляющего собой кусочно-линейную замкнутую линию, т. е. многоугольник (рис. 1, а).

Эквидистантой двух пересекающихся прямых является биссектриса угла, образованного пересечением этих прямых. Построение начнем с наименьшего угла

многоугольника. Поэтому первой эквидистантной линией контура будет биссектриса угла при вершине *D*. Далее проводим биссектрисы двух соседних углов до пересечения с биссектрисой самого малого угла (это точки *G* и *H*). Заканчиваются первые эквидистантные линии в ближайшей точке *G* пересечения с биссектрисами соседних углов.

Далее убираем из рассмотрения сторону контура *DE*, биссектрисы прилежащих углов к которой образовали эквидистантные линии. Продолжаем до пересечения стороны контура *FE* и *CD*, соседние с отброшенной линией.

Размерность контура уменьшилась на единицу: вместо шестиугольника теперь будет рассматриваться пятиугольник. Очевидно, что теперь наименьшим углом в многоугольнике контура будет вновь полученный угол. Процедура повторяется, только новая эквидистантная линия строится не от угла контура, а из точки окончания последней эквидистантной линии – точки *G*. Далее вновь ищем наименьший угол контура среди оставшихся (это угол при вершине *F*) и повторяем вышеописанный алгоритм действий, пока многоугольник не будет сведен фактически к треугольнику. Как известно из геометрии, в треугольнике биссектрисы всегда пересекаются в одной точке, поэтому для завершения построения эквидистантных линий достаточно соединить точки, в которых происходила остановка последовательных действий. Построение завершено (результат показан на рис. 1, б).

Аналогичным образом можно построить эквидистанту любого многоугольника. В настоящее время алгоритм реализован в среде визуального программирования DELPHI. Подобный алгоритм разработан для кусочно-нелинейного многосвязного контура [26 – 28].

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Возможности разработанной методики и программного комплекса рассмотрим на примере моделирования формообразования штампованной поковки с контурным оребрением (рис. 2).

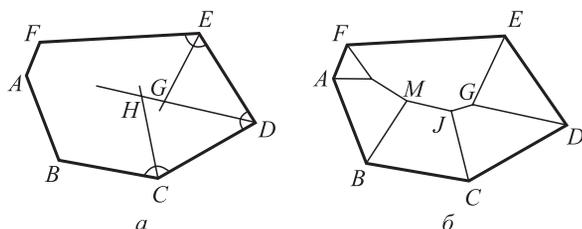


Рис. 1. Схема построения эквидистанты

Fig. 1. Equidistant construction scheme

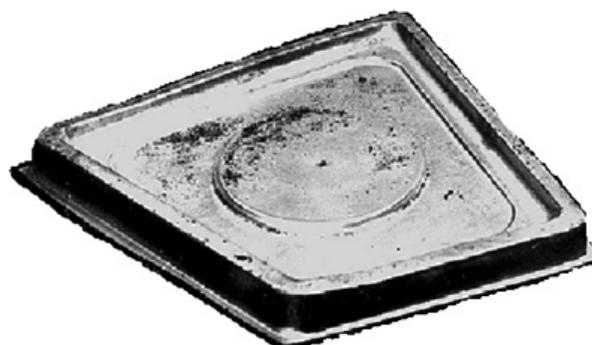


Рис. 2. Штампованная поковка с технологическим вырезом

Fig. 2. Stamped forging with technological cutout

С целью экспресс-анализа целесообразности применения бобышки (или выреза) в данной поковке с помощью разработанного программного комплекса [29 – 31] смоделировали картину течения металла, изменяя положение центра окружности и величину радиуса. Анализ полученных результатов показывает, что отток металла в сторону бобышки (или выреза) уменьшает неравномерность затекания металла в полость штампа. Следовательно, ее применение целесообразно.

Для моделирования формообразования поковки использовали программу, базирующуюся на разработанной методике.

При моделировании необходимо учитывать следующие требования. Можно изменять лишь те геометрические элементы, которые не влияют на конструкцию получаемого изделия, например, ширину и высоту порога заусенечной канавки, радиус бобышки, начальную толщину исходной заготовки или шаг осадки. Радиус бобышки относится к этим переменным, потому что в чистовой детали на ее месте должно быть отверстие диаметром 240 мм, и при механической обработке бобышку следует удалить. В процессе расчета размер бобышки играет роль управляющего фактора, с помощью которого можно получать различные варианты течения металла по зеркалу гравюры штампа, а, следовательно, и разные профили ребра жесткости.

Схематически картина течения металла по полотну поковки показана на рис. 3, а.

Аналогично можно получать картину течения металла для любых по сложности контуров (рис. 3, б).

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Для проверки результатов расчета формообразования штампованной поковки с контурным оребрением

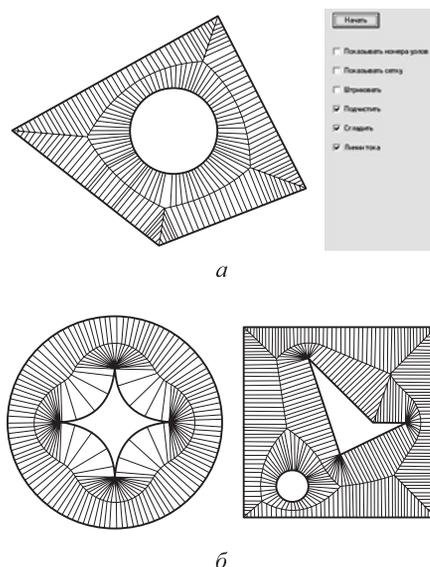


Рис. 3. Модель картины течения металла

Fig. 3. Model of the metal flow pattern

проведен эксперимент в промышленных условиях по поэтапной осадке плоских кованных заготовок (рис. 4) из сплава АК6 на гидравлическом прессе усилием деформирования 150 МН.

Полного оформления поковки добиться не удалось из-за недостаточной мощности гидравлического пресса. На последней из исследуемых стадий осадки бобышка уже полностью оформилась, в то время как одна из угловых зон не достигла проектируемой высоты (рис. 4, з).

Центральные зоны ребер жесткости существенно опережают в формообразовании угловые зоны. Это приводит к протеканию металла над полостями штампа под ребра жесткости в центральных зонах и плохой макроструктуре изделия, которая выражается в неудовлетворительной завязке волокон металла, содержащей резкие изгибы (рис. 5, а), что может привести к подрезу ребра жесткости со стороны облойной канавки.

Подтверждением этому послужило применение программы для моделирования различных вариантов технологии получения указанной серийной поковки. Как было отмечено выше, поковку не удалось отштамповать за один переход по предложенной на заводе-изготовителе технологии.

Анализ результатов расчетов позволил дать рекомендации по проектированию штампа и техноло-

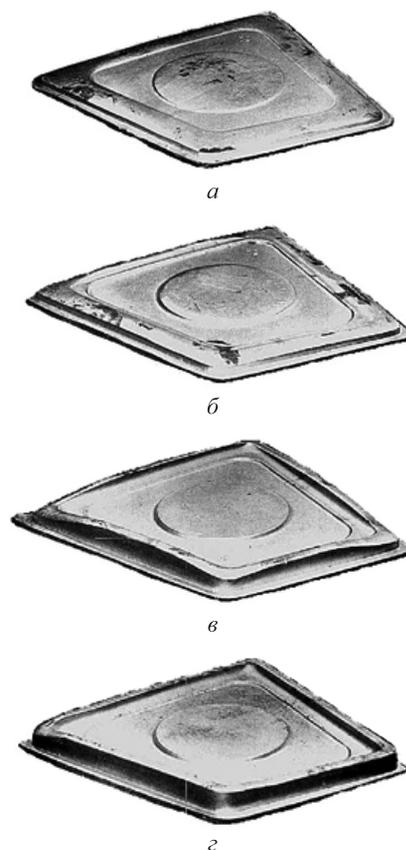


Рис. 4. Формообразование штампованной поковки

Fig. 4. Forming of stamped forgings

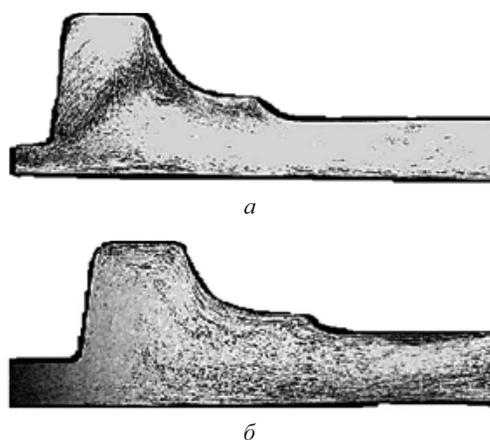


Рис. 5. Макроструктура поковки

Fig. 5. Macrostructure of the forging

гии получения рассматриваемой серийной поковки. Поскольку введение бобышки большого радиуса не устраняет неравномерность формирования отдельных ребер жесткости, что может привести к дефектам, то предлагается штамповку осуществлять в два перехода в одном окончательном штампе, вырезая в центре поковки после первого перехода отверстие.

Штамповка в промышленных условиях с учетом рекомендаций подтвердила их правомерность: для получения качественного изделия оказалось достаточным гидравлического пресса мощностью до 100 МН. При этом макроструктура штампованной поковки была значительно улучшена, что выразилось в плавной завязке волокон металла в основании ребер жесткости (рис. 5, б), исключающей образование дефекта типа «прострел».

Выводы

Программный комплекс может иметь различное функциональное назначение: экспресс-анализ картины течения металла и расчет формоизменения заготовки на стадиях ее деформирования. Это позволяет, перебирая значения геометрических параметров гравюры штампа, получать разные картины течения металла и профили ребер жесткости и выбирать из них те, которые гарантируют наиболее равномерное заполнение металлом полостей штампа под ребра жесткости, что обеспечивает бездефектное изготовление изделия. Представленные разработки могут быть успешно использованы для продолжения работ по моделированию пластического течения металла в процессах обработки металлов давлением [32 – 35].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Сосенушкин Е.Н., Кадымов В.А., Яновская Е.А. Математическое моделирование течения металла по плоскостям со свободным затеканием в ребра. *Станкостроение*

и инновационное машиностроение. Проблемы и точки роста: Материалы Всероссийской научно-технической конференции Уфимского государственного авиационного технического университета. Уфа: РИК УГАТУ; 2019:337–342.

2. Ushakov I.V., Safronov I.S. Directed changing properties of amorphous and nanostructured metal alloys with help of nanosecond laser impulses. *CIS Iron and Steel Review*. 2021;22:77–81. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2021.02.14>
3. Kondratenko V.E., Devyatiarova V.V., Albul S.V., Kartyshhev D.S. Improving methodology for calculating scaffolding formwork of monolithic slabs in building constructions. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020;971(5):052037. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/971/5/052037>
4. Bardovsky A.D., Gerasimova A.A., Basyrov I.I. Constructive solutions for upgrading of the drive of processing equipment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020;709(2):022015. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/709/2/022015>
5. Shinkaryov A.S., Ozherelkov D.Yu., Pelevin I.A., Eremin S.A., Anikin V.N., Burmistrov M.A., Chernyshikhin S.V., Gromov A.A., Nalivaiko A.Yu. Laser fusion of aluminum powder coated with diamond particles via selective laser melting: Powder preparation and synthesis description. *Coatings*. 2021;11(10):1219. <https://doi.org/10.3390/coatings11101219>
6. Кулагин Ю.А., Баранов Е.О., Шинкарев А.С., Аватиных Г.А. и др. Новые аспекты развития ледовых и лазерных технологий для спорта высших достижений. *Холодильная техника*. 2016;(12):36–43. Kulagin Yu.A., Baranov E.O., Shinkarev A.S., Avatinyan G.A., etc. New aspects of the development of ice and laser technologies for sports of higher achievements. *Kholodil'naya tekhnika*. 2016;(12):36–43. (In Russ.)
7. Ganzulenko O.Y., Petkova A.P. Simulation and approbation of the marking laser process on metal materials. *Journal of Physics: Conference Series*. 2021;1753(1):012016. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1753/1/012016>
8. Brunman V.E., Vataev A.S., Volkov A.N., Petkova A.P., Plotnikov D.G. Optimizing pump-drive operation to improve the energy-efficiency of oil extraction. *Russian Engineering Research*. 2017;37(6):479–484. <https://doi.org/10.3103/S1068798X17060089>
9. Kadymov V.A., Sosenushkin E.N., Yanovskaya E.A. Contact problems of plastic flow in a thin layer: Theory, analysis of solutions, and applications. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2022;51(3):206–215. <https://doi.org/10.3103/S1052618822030062>
10. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Шестак В.Д., Тимофеев В.В., Богатов А.А. Опыт освоения производства колес на новой прессопрокатной линии. *Сталь*. 2010;(12):44–46. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Shestak V.D., Timofeev V.V., Bogatov A.A. Introduction of wheel production on a new pressing and rolling line. *Steel in Translation*. 2010;40(12):1098–1100. <https://doi.org/10.3103/S0967091210120181>
11. Погребняк Р.П. Экспериментальное исследование формы прокатной заготовки железнодорожного колеса. *Производство проката*. 2012;(2):29–33.

- Pogrebnyak R.P. Experimental study of shape of a railway wheel rolled billet. *Proizvodstvo prokata*. 2012;(2):29–33. (In Russ.).
12. Снитко С.А., Яковченко А.В. Влияние режима осевого обжатия на разнотолщинность обода колесной заготовки на начальной стадии ее прокатки. *Металлург*. 2017;(5):46–51. Snitko S.A., Yakovchenko A.V. Influence of the axial reduction conditions on the variation in the thickness of a wheel rim at the initial stage of rolling. *Metallurgist*. 2017;61(5-6): 387–393. <https://doi.org/10.1007/s11015-017-0505-x>
 13. Kleiner M., Geiger M., Klaus A. Manufacturing of light-weight components by metal forming. *CIRP Annals*. 2003;52(2):521–542. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60202-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60202-9)
 14. Park C.S., Ku T.W., Kang B.S., Hwang S.M. Process design and blank modification in the multistage rectangular deep drawing of an extreme aspect ratio. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004;153–154:778–784. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.306>
 15. Пичуев А.В., Петров В.Л. Обоснование схемы замещения шахтной подземной электрической сети для анализа режимов утечки тока через изоляцию. *Горные науки и технологии*. 2023;8(1):78–86. <https://doi.org/10.17073/2500-0632-2023-01-72>
Pichuev A.V., Petrov V.L. Equivalent circuit for mine power distribution systems for the analysis of insulation leakage current. *Mining Science and Technology (Russia)*. 2023;8(1):78–86. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/2500-0632-2023-01-72>
 16. Сухорукова М.А., Иванников А.Л. Оценка рисков аварий на транспортных средствах на рудниках. *Горный информационно-аналитический бюллетень*. 2020;(6-1):224–232. <https://doi.org/10.25018/0236-1493-2020-61-0-224-232>
Sukhorukova M.A., Ivannikov A.L. Vehicle accident risk assessment in mines. *Mining Informational and Analytical Bulletin*. 2020;(6-1):224–232. (In Russ.). <https://doi.org/10.25018/0236-1493-2020-61-0-224-232>
 17. Tatarnikov N.N., Yusupov V.S., Beleyubsky B.F. Manufacturing of work-rolls with higher geometry and roughness requirements for rolling the thinnest strip. *AIP Conference Proceedings*. 2023;2697:030012. <https://doi.org/10.1063/5.0135274>
 18. Kim S.H., Chung S.W., Padmanaban S. Investigation of lubrication effect on the backward extrusion of thin-walled rectangular aluminum case with large aspect ratio. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006;180(1-3):185–192. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.06.003>
 19. Ильюшин А.А. *Пластичность*. Москва: Гостехиздат; 1948:376.
 20. Соломонов К.Н., Костарев И.В., Абашкин В.П. *Моделирование процессов объемной штамповки и ковки плоских заготовок*. Москва: Издательский дом МИСиС; 2008:128.
 21. Лисунец Н.Л., Соломонов К.Н., Цепин М.А. *Объемная штамповка алюминиевых заготовок*. Москва: Машиностроение; 2009:172.
 22. Chichenev N.A., Chicheneva O.N., Karfidov A.O., Pashkov A.N. Selection of laser processing parameters for hot stamping tools based on mathematical planning of the experiment. *CIS Iron and Steel Review*. 2021;22:37–40. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2021.02.07>
 23. Kiani-Rashid A.R., Rounaghi S.A. The new methods of graphite nodules detection in ductile cast iron. *Materials and Manufacturing Processes*. 2011;26(2):242–248. <https://doi.org/10.1080/10426914.2010.520788>
 24. Di Cocco V., Iacoviello F., Cavallini M. Damaging micro-mechanisms characterization of a ferritic ductile cast iron. *Engineering Fracture Mechanics*. 2010;77(11):2016–2023. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.03.037>
 25. Milenin A., Petrov P., Petrov M., Krutina E. Numerical model of fracture in magnesium alloys during forming processes. *Steel Research International*. 2012;SPL:847–850.
 26. Chaus A.S., Soyka J., Pokrovsky A.I. The effect of hot plastic deformation on changes in the microstructure of cast iron with spherical graphite. *The Physics of Metals and Metallography*. 2013;114(1):4–104. <https://doi.org/10.1134/S0031918X13010031>
 27. Соломонов К.Н., Федоринин Н.И., Тищук Л.И. Методика построения линии раздела течения металла в процессах осадки плоских заготовок. *Вестник научно-технического развития*. 2016;(2):36–55.
Solomonov K.N., Fedorinin N.I., Tishchuk L.I. Method of constructing a metal flow dividing line during flat billet precipitation. *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya*. 2016;(2):36–55. (In Russ.).
 28. Zhang Y.Q., Jiang S.Y., Zhao Y.N., Shan D.B. Isothermal precision forging of complex-shape rotating disk of aluminum alloy based on processing map and digitized technology. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;580:294–304. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.05.059>
 29. Zheng J.H., Lin J.G., Lee J., Pan R., Li C., Davies C.M. A novel constitutive model for multi-step stress relaxation ageing of a pre-strained 7xxx series alloy. *International Journal of Plasticity*. 2018;106:31–47. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.02.008>
 30. Максимов Е.А., Шаталов Р.Л., Крутина Е.В. Методика расчета деформационных и энергосиловых параметров при совмещенной ротационной вытяжке и поперечной прокатке дисков колес. *Черные металлы*. 2019;(1):34–38. Maksimov E.A., Shatalov R.L., Krutina E.V. Calculation technique for deformation and energy-power parameters in combined rotary drawing and cross rolling of wheel disks. *Chernye metall*. 2019;(1):34–38. (In Russ.).
 31. Chichenev N.A., Gorbatyuk S.M., Naumova M.G., Morozova I.G. Using the similarity theory for description of laser hardening processes. *CIS Iron and Steel Review*. 2020; 19:44–47. <https://doi.org/10.17580/cisirs.2020.01.09>
 32. Yong P., Shuncheng W., Kaihong Z., Wenjun Q., Hexing C., Haitao Z., Influence of the pressing time during the liquid stamping of the deformable aluminum alloy 6061 on its mechanical. *Special Casting & Nonferrous Alloys*. 2013;33(12):1152–1157.
 33. Gorbatyuk S., Pashkov A., Chichenev N. Improved copper-molybdenum composite material production technology. *Materials Today: Proceedings*. 2019;11(1):31–35. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.12.102>
 34. Solomonov K. Development of software for simulation of forming forgings. *Procedia Engineering*. 2014;81:437–443. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.10.019>
 35. Singh A., Agrawal A. Investigation of surface residual stress distribution in deformation machining process for aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015;225:195–202. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.05.025>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Константин Николаевич Соломонов, д.т.н., профессор кафедры социально-гуманитарных, естественно-научных и общепрофессиональных дисциплин, филиал Ростовского государственного университета путей сообщения в г. Воронеж
E-mail: konssol@list.ru

Людмила Ивановна Тищук, доцент кафедры социально-гуманитарных, естественно-научных и общепрофессиональных дисциплин, филиал Ростовского государственного университета путей сообщения в г. Воронеж
E-mail: liudmila.tishchuk@mail.ru

Сергей Михайлович Горбатюк, д.т.н., профессор кафедры «Инжиниринг технологического оборудования», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
ORCID: 0000-0002-4368-5965
E-mail: sgor02@mail.ru

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

Ольга Николаевна Чиченева, к.т.н., доцент, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
E-mail: chich38@mail.ru

Konstantin N. Solomonov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Social, Humanitarian, Natural Sciences and General Professional Disciplines, Voronezh Branch of the Rostov State Transport University
E-mail: konssol@list.ru

Lyudmila I. Tishchuk, Assist. Prof. of the Chair of Social, Humanitarian, Natural Sciences and General Professional Disciplines, Voronezh Branch of the Rostov State Transport University
E-mail: liudmila.tishchuk@mail.ru

Sergei M. Gorbatyuk, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Engineering of Technological Equipment", National University of Science and Technology "MISIS"
ORCID: 0000-0002-4368-5965
E-mail: sgor02@mail.ru

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

Ol'ga N. Chicheneva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., National University of Science and Technology "MISIS"
E-mail: chich38@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

К. Н. Соломонов – разработка математической модели, определение граничных условий.
Л. И. Тищук – графическое оформление полученных результатов.
С. М. Горбатюк – анализ и обобщение полученных результатов моделирования.
С. А. Снитко – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, подготовка текста.
О. Н. Чиченева – техническое обоснование задач исследования, обоснование параметров процесса.

K. N. Solomonov – development of a mathematical model, determination of boundary conditions.
L. I. Tishchuk – graphic design of the obtained results.
S. M. Gorbatyuk – analysis and generalization of the obtained modeling results.
S. A. Snitko – formation of the article concept, setting the goal and objectives of the study, writing the text.
O. N. Chicheneva – technical justification of research tasks, justification of process parameters.

Поступила в редакцию 23.08.2023
 После доработки 10.10.2023
 Принята к публикации 04.11.2023

Received 23.08.2023
 Revised 10.10.2023
 Accepted 04.11.2023

УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ПОМЕЩЕННЫХ В ЖУРНАЛЕ «ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ» ЗА 2023 ГОД, ТОМ 66

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Албул С.В., Кобелев О.А., Левицкий И.А. Влияние зоны кольцевой выборки в теплоизолирующей вставке на эффективность ее работы в дутьевом канале воздушной фурмы доменной печи	4
Бабайлов Н.А., Логинов Ю.Н., Полянский Л.И. Трещинообразование в брикетах из оксида магния	1
Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Чесноков Ю.А. Оценка эффективности электроплавки металлизированного сидеритового концентрата	6
Григорьев С.Н., Мигранов М.Ш., Волосова М.А., Гусев А.С. Спеченные порошковые высокоэнтропийные катоды-мишени для износостойких покрытий	4
Зайдес С.А., Хо Минь Куан. Степень упрочнения и глубина наклепа при маятниковом поверхностном пластическом деформировании углеродистой стали	3
Зинягин А.Г., Мунтин А.В., Крючкова М.О. Исследование сопротивления деформации трубных сталей в лабораторных условиях и по данным промышленных прокаток с использованием инструментов машинного обучения	1
Каплан М.А., Горбенко А.Д., Иванников А.Ю., Коношкин С.В., Михайлова А.В., Кирсанкин А.А., Байкин А.С., Сергиенко К.В., Насакина Е.О., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А. Исследование характеристик сферического порошка, полученного методом плазменного распыления проволоки из коррозионностойкой стали 03X17H10M2	1
Князев С.В., Куценко А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Куценко А.А. Перспективы и направления цифровой трансформации в литейном производстве	2
Косанова И.М., Канаев А.Т., Толкынбаев Т.А., Джаксымбетова М.А., Сарсембаева Т.Е. Исследование изменения структуры, показателей твердости и трещиностойкости плазменно-упрочненной стали 65Г	5
Мусурзаева Б.Б. Микроструктура и элементный анализ порошковых композиционных материалов на основе железа	2
Павлов В.В., Темлянцев М.В., Бухмиров В.В. Увеличение усталостной прочности сталей высокопрочных марок	5
Павловец В.М. Особенности развития техники и технологии окомкования железорудной шихты в производстве окатышей	5
Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С., Думова Л.В., Сафонов С.О. Исследования процессов формирования микроструктуры мелющих шаров из рельсовой стали в зависимости от параметров закалочной среды	6
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	4
Фастыковский А.Р., Глухов М.И., Вахроломеев В.А. Резервы снижения энергопотребления при прокатке сортовых профилей на современных прокатных станах	3

Харченко А.С., Сибатуллина М.И., Харченко Е.О., Макарова И.В., Сибатуллин С.К., Бегинюк В.А. Снижение удельного расхода кокса в доменной печи воздействием на зону замедленного теплообмена	4
Шакиров М.К., Протопопов Е.В., Зимин А.В., Турчанинов Е.Б. Прогнозирование содержания углерода в металле заключительного периода продувки в кислородном конвертере с использованием нейросети	6
Шалаевский Д.Л. Исследование теплового режима рабочих валков стана горячей прокатки с целью повышения точности расчета температур поверхностей их бочек	3

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Захарова М.А., Водолеев А.С., Андреева О.С., Домнин К.И. Экомониторинг санитарно-защитной зоны металлургического предприятия: снежный и почвенный покровы	5
---	---

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В., Комиссаров А.А., Турилина В.Ю., Николаев Ю.А. Структура и свойства сталей для конструкции устройства локализации расплава атомных реакторов	3
---	---

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Акимов К.О., Иванов К.В., Фигурко М.Г., Овчаренко В.Е. Формирование зеренной структуры и микротвердости интерметаллического соединения Ni ₃ Al в результате СВС-экструзии	1
Аносов М.С., Шатагин Д.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С., Аносова Е.С. Структурообразование сплава Нп-30ХГСА при аддитивном электродуговом выращивании	3
Баранникова С.А., Ли Ю.В. Картины локализации деформации на стадии предразрушения в биметалле углеродистая сталь – нержавеющая сталь	3
Баранникова С.А., Надежкин М.В., Исакова П.В. Исследование механических и акустических свойств деформируемых сплавов	2
Башенко Л.П., Почетуха В.В., Михайличенко Т.А. Влияние отпуска на структуру наплавленных покрытий из быстрорежущей стали	6
Беломытцев М.Ю. Закономерности формирования аустенитного зерна в 12 %-ных хромистых жаропрочных ферритно-мартенситных сталях	2
Бровер Г.И., Щербакова Е.Е. Структурная организация и свойства поверхностных слоев твердых сплавов системы WC – Co после импульсной лазерной обработки	2
Бурков А.А., Кулик М.А. Электроискровое осаждение металлокерамического Fe–Al/HfC покрытия на сталь 35	3

- Буякова С.П., Каюров К.Н., Баранникова С.А. О влиянии нагрева на неоднородность деформации биметалла углеродистая сталь – нержавеющая сталь 5
- Власов И.В., Гордиенко А.И., Кузнецова А.Е., Семенчук В.М. Исследование структуры и анизотропии механических свойств стального изделия, полученного методом послойной электродуговой проволочной 3D-печати 6
- Гельчинский Б.Р., Ильиных Н.И., Игнатьева Е.В. Об ограниченной возможности использования Al_2O_3 и Al–Zn для защиты от коррозии в камере соляного тумана сплавов GdTbDyHoSc и GdTbDyHoY 5
- Гойхенберг Ю.Н., Полухин Д.С., Жеребцов Д.А., Бодоров Е.Г. Влияние карбидов кремния на структуру и свойства композитного никель-фосфорного покрытия 1
- Горбенко А.Д., Каплан М.А., Конушкин С.В., Насаккина Е.О., Банкин А.С., Сергиенко К.В., Иванников А.Ю., Морозова Я.А., Ошкуков С.А., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А. Влияние серебра и термической обработки на свойства проволоки из аустенитной стали 03X17H10M2 5
- Гордиенко А.И., Власов И.В., Почивалов Ю.И. Влияние ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки на формирование структуры и низкотемпературную вязкость разрушения низкоуглеродистой стали 3
- Гошкодеря М.Е., Бобкова Т.И., Богданов С.П., Красников А.В., Старицын М.В., Каширина А.А. Нанпыление износостойких покрытий из плакированных порошков TiB_2/Ti и HfB_2/Ti 1
- Громов В.Е., Аксёнова К.В., Иванов Ю.Ф., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е. Трансформация тонкой структуры пластинчатого перлита при деформации рельсовой стали 1
- Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Процессы Людерса и Портевена-Ле Шателье в аустенитно-мартенситной TRIP-стали 6
- Дмитриев А.Н., Смирнова В.Г., Вязникова Е.А., Витькина Г.Ю., Смирнов А.С. Влияние структуры неофлюсованных обожженных титаномagnetитовых окатышей на их прочность при статическом сжатии 6
- Ефимов М.О., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Панченко И.А. Анализ зоны контакта системы «покрытие/подложка», подвергнутой облучению импульсным электронным пучком 6
- Зоря И.В., Полетаева Г.М., Ракитин Р.Ю. Теоретическая прочность аустенита при наличии в кристалле поры или вакансий: молекулярно-динамическое исследование .. 6
- Зыкова А.П., Панфилов А.О., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Тарасов С.Ю. Электронно-лучевое аддитивное производство композиционного сплава из нержавеющей стали и алюминиевой бронзы: микроструктура и механические характеристики 2
- Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Тересов А.Д. Многослойные аморфно-кристаллические высокоэнтропийные металлические пленки 2
- Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Ефимов М.О. Структура и свойства поверхностного слоя ВЭС после электронно-ионно-плазменной обработки 4
- Капланский Ю.Ю., Агеев М.И., Бычкова М.Я., Фадеев А.А., Левашов Е.А. Влияние размера пятна лазера на структуру и свойства жаропрочного сплава CompoNiAl-M5-3, полученного селективным лазерным сплавлением 2
- Костина М.В., Ригина Л.Г., Костина В.С., Кудряшов А.Э., Федорцов Р.С. Обзор исследований коррозионностойких сталей на основе Fe – ~13 % Cr: термическая обработка, коррозионная- и износостойкость 1
- Кругляков А.А., Рогачев С.О., Моляров А.В. Высокотемпературная прочность штамповой стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации после закалки и отпуска 4
- Кругляков А.А., Рогачев С.О., Соколов П.Ю., Приуполин Д.В. Условия сохранения горячего наклепа в штамповой стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации 5
- Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П. Взаимодействие трещины с границей зерен в бикристаллах железа 6
- Мильдер О.Б., Тарасов Д.А., Тягунов А.Г., Цепелев В.С., Вьюхин В.В., Левонян А.Л., Аношина О.В. Структурные изменения расплава жаропрочного никелевого сплава как фазовый переход второго рода 5
- Невский С.А., Башенко Л.П., Перегудов О.А. Формирование градиента структурно-фазовых состояний быстрорежущей стали при наплавке. Часть 1. Решение задачи Стефана с двумя подвижными границами 5
- Панченко М.Ю., Реунова К.А., Нифонтов А.С., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г. Влияние морфологии и объемной доли δ -феррита на водородное охрупчивание нержавеющей стали 08X19N9T, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства 4
- Порфирьев М.А., Громов В.Е., Крюков Р.Е. Эволюция структурно-фазового состояния и свойств рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации 3
- Почивалов Ю.И. Структура и свойства малолегированной стали 10Г2ФБЮ после прокатки в рельефных валках в условиях электропластичности 6
- Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Гусев А.А. Влияние остаточного аустенита на механические свойства стали с 15 % Cr 5
- Пышминцев И.Ю., Гизатуллин А.Б., Десятерикова Н.А., Лаев К.А., Цветков А.С., Альхименко А.А., Шапошников Н.О., Куракин М.К. Предварительная оценка возможности использования труб большого диаметра из стали X52 для транспортировки чистого газообразного водорода под давлением 1
- Симачёв А.С., Осколкова Т.Н., Шевченко Р.А. Исследование влияния режимов комбинированной электро-механической обработки стали марки 40X на ее структуру и твердость 4
- Спирidonova К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Линник В.В., Борисенко Т.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Структурно-фазовые превращения 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 6
- Теплякова Л.А., Кашин А.Д., Куницына Т.С. Развитие сдвиговой деформации в пакетном мартенсите среднелегированных сталей при растяжении 2

- Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Потекаев А.И., Черкасова Т.В., Бородин В.И. Параметры субструктуры в деформированных сплавах Cu – Mn с ГЦК решеткой 1
- Ярьско С.И., Гусева Г.В., Щербаков В.И., Казакевич П.В. Структура и износные характеристики чугуна после лазерной модификации поверхности 6

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

- Ким А.А., Подглазова М.И., Шадохин К.С. Погрешности бесконтактного измерения температуры 2
- Левшин Г.Е. Исследование электромагнитных печей с С-образным магнитопроводом 4
- 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 1 4
- Мыльников В.В., Дмитриев Э.А. Метод изучения частотной стабильности материалов при испытаниях на многоцикловую усталость стали 3
- Одинокое В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Карпенко В.А. Моделирование нового процесса перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе установки непрерывной разливки стали при вращающейся рубашке с вертикальными ребрами 6
- Уманский А.А., Морозов И.С., Протопопов Е.В., Симачев А.С., Думова Л.В. Анализ природы происхождения характерных дефектов мелющих шаров из отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовой стали 2

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н., Лобанов Д.А., Долматов А.В. Влияние основности на физические свойства шлаков системы CaO – SiO₂ – 18 % Cr₂O₃ – 6 % B₂O₃ – 3 % Al₂O₃ – 8 % MgO 6
- Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагнеровский параметр взаимодействия азота с кобальтом в жидкой стали 5
- Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Вагнеровские параметры взаимодействия азота с хромом и молибденом в жидких сплавах на основе никеля 3
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Гуляева Р.И., Сергеева С.В., Тюшняков С.Н. Влияние V₂O₅ на вязкость высокомагнезиальных доменных шлаков 1
- Вусихис А.С., Леонтьев Л.И., Михеенков М.А. Влияние борного ангидрида на вязкость шлаков электроплавки металлизированного сидеритового концентрата 5
- Крутский Ю.Л., Гудыма Т.С., Крутская Т.М., Семенов А.О., Уткин А.В. Карбиды некоторых переходных металлов: свойства, области применения и методы получения. Часть 2. Карбиды хрома и циркония 4
- Макровец Л.А., Самойлова О.В., Михайлов Г.Г. Раскислительная способность алюминия в железо-марганцевых углеродсодержащих расплавах 2

- Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Зайцева А.А. Гидрометаллургическое рафинирование металлургического кремния 2
- Сулеймен Б., Салихов С.П., Шарипов Ф.Ш., Роцин В.Е. Селективное твердофазное восстановление железа в фосфоритных оолитовых рудах 4
- Фомина Д.Д., Пойлов В.З., Галлямов А.Н. Влияние водорода на восстановление оксида никеля на поверхности сопловой лопатки газотурбинной установки 5
- Шартдинов Р.Р., Бабенко А.А., Уполовникова А.Г., Сметанников А.Н. Физические свойства и структура борсодержащих шлаков восстановительного периода АКР-процесса 4
- Якушевич Н.Ф., Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Строкина И.В. Термодинамическая оценка условий совместного восстановления цинка и железа углеродом из оксидов концентратов и отходов металлургических производств 4

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Абдукодиров И.Б., Варгин А.В., Левицкий И.А. Математическая модель нагрева сляба в печи с шагающими балками 1
- Апасова А.Д., Левицкий И.А., Шадохин К.С. К исследованию импульсного нагрева металла 5
- Леонтьев А.С., Рыбенко И.А. Опыт использования и повышения юзабилити системы математического моделирования производства на металлургическом предприятии 1
- Ляховец М.В., Макаров Г.В., Саламатин А.С. Формирование данных для цифровых тренажеров операторов металлургических процессов 2
- Соломонов К.Н., Тищук Л.И., Горбатьюк С.М., Снитко С.А., Чиченева О.Н. Моделирование картины течения металла при формообразовании поковки из плоской заготовки 6
- Павлов А.В., Спириин Н.А., Гуриин И.А., Лавров В.В., Бегинюк В.А., Истомин А.С. Информационно-моделирующая система прогнозирования состава и свойств конечного шлака в доменной печи в режиме реального времени 2
- Троицкий Д.В., Гамин Ю.В., Галкин С.П., Будников А.С. Параметрическая модель трехвалкового узла мини-стана радиально-сдвиговой прокатки 3

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

- Глушакова О.В., Черникова О.П. Институционализация ESG-принципов на международном уровне и в Российской Федерации, их влияние на деятельность предприятий черной металлургии. Часть 1 2
- Глушакова О.В., Черникова О.П. Институционализация ESG-принципов на международном уровне и в Российской Федерации, их влияние на деятельность предприятий черной металлургии. Часть 2 4

**ПО МАТЕРИАЛАМ
МЕЖДУНАРОДНОЙ
НАУЧНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
«ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ»
им. академика А.М. Самарина,
Выкса, 10 – 14 октября 2022 г.**

Бакин И.В., Шаповалов А.Н., Каляскин А.В., Кузнецов М.С. Влияние бария и стронция на степень усвоения кальция при внепечной обработке стали комплексными модификаторами с щелочноземельными металлами	1
Ворожева Е.Л., Сметанин К.С., Кислица В.В., Кудашов Д.В. Металлографическое исследование особенностей строения тонкого сляба и произведенного из него проката	1
Подусовская Н.В., Комолова О.А., Григорович К.В., Павлов А.В., Аксенова В.В., Румянцев Б.А., Железный М.В. Изучение селективного извлечения свинца и цинка из пыли ДСП при нагреве в печах сопротивления в токе аргона	3
Хорошилов А.Д., Сомов С.А., Католиков В.Д., Мурысев В.А., Бочериков Р.Е., Ярмухаметов М.Р. Опыт применения кальцийсодержащей инъекционной проволоки с наполнителем из электролитического кальция на этапе внепечной обработки стали	3

**ПО МАТЕРИАЛАМ
МЕЖДУНАРОДНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
«НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ ШКОЛА
ДЛЯ МОЛОДЫХ МЕТАЛЛУРГОВ»**

Аксенова В.В., Павлов А.В., Марков Г.М. Получение рафинировочных глиноземсодержащих флюсов методом спекания из техногенного сырья	6
Алексеев И.А., Чуманов И.В., Сергеев Д.В. Разработка технологии получения слитков при ЭШП на постоянном токе с вращением расходоуемого электрода	5
Гаманюк С.Б., Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Кириличев М.В., Никитин М.С. Физическое моделирование влияния долилки расплава в прибыльную часть слитка на процесс затвердевания и структурообразование	6
Заякин О.В., Кель И.Н., Ренев Д.С., Сычев А.В., Михайлова Л.Ю., Долматов А.В. Физико-химические характеристики новых комплексных ниобийсодержащих сплавов	5

В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

Бахфи Ф., Манаф А., Астути В., Нурджаман Ф., Сухарто С., Херлина У., Ади В.А., Манаван М. Состав хвостов при избирательном восстановлении латерита	1
К 85-летию Николая Алексеевича Чиченева	4

INDEX OF ARTICLES

"IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY" FOR 2023, VOL. 66

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Albul S.V., Kobelev O.A., Levitskii I.A.** Effect of ring groove in a heat-insulating insert on efficiency of its work in blast channel of blast furnace tuyere 4
- Babailov N.A., Loginov Yu.N., Polyanskii L.I.** Cracking in magnesium oxide briquettes 1
- Fastykovskii A.R., Glukhov M.I., Vakhrolomeev V.A.** Reserves for reducing energy consumption when rolling section bars on modern rolling mills 3
- Grigor'ev S.N., Migranov M.Sh., Volosova M.A., Gusev A.S.** Sintered powder high-entropy target cathodes for wear-resistant coatings 4
- Kaplan M.A., Gorbenco A.D., Ivannikov A.Yu., Konushkin S.V., Mikhailova A.V., Kirsankin A.A., Baikin A.S., Sergienko K.V., Nasakina E.O., Kolmakov A.G., Sevost'yanov M.A.** Investigation of spherical powder obtained by plasma spraying of wire from corrosion-resistant steel 03Kh17N10M2 1
- Kharchenko A.S., Sibagatullina M.I., Kharchenko E.O., Makarova I.V., Sibagatullin S.K., Beginyuk V.A.** Reduction of specific coke consumption in blast furnace by impact on thermal reverse zone 4
- Knyazev S.V., Kutsenko A.I., Usol'tsev A.A., Kozyrev N.A., Kutsenko A.A.** Prospects and directions of digital transformation in foundry 2
- Kossanova I.M., Kanayev A.T., Tolkynbayev T.A., Jaxymbetova M.A., Sarsembaeva T.E.** Changes in structure, hardness and crack resistance of plasma-strengthened steel 65G 5
- Musurzaeva B.B.** Microstructure and elemental analysis of iron-based powder composite materials 2
- Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Bukhmirov V.V.** Increasing the fatigue strength of high-strength steel grades 5
- Pavlovets V.M.** Development of equipment and technology for pelletizing iron ore charge in production of pellets 5
- Shakirov M.K., Protopopov E.V., Zimin A.V., Turchaninov E.B.** Prediction of carbon content in the metal of final blow period in BOF using neural network 6
- Shalaevskii D.L.** Investigation of thermal mode of hot-rolling mill working rolls in order to improve the accuracy of calculating the thermal profile of their barrels' surface 3
- Umanskii A.A., Baidin V.V., Simachev A.S., Dumova L.V., Safonov S.O.** Formation of microstructure in rail steel grinding balls depending on quenching medium parameters 6
- 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 4
- Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Chesnokov Yu.A.** Evaluating the efficiency of metallized siderite concentrate electric melting .. 6
- Zaides S.A., Ho Minh Quan.** Degree and depth of hardening under pendulum surface plastic deformation of carbon steel ... 3
- Zinyagin A.G., Muntin A.V., Kryuchkova M.O.** Study of pipe steel resistance to deformation in laboratory conditions and on the data from industrial rolling with the use of machine learning tools 1

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

- Zakharova M.A., Vodoleev A.S., Andreeva O.S., Domin K.I.** Ecomonitoring of sanitary protection zone of metallurgical enterprise: Snow and soil cover 5

SUPERDUTY STEEL

- Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Shplis N.V., Komisarov A.A., Turilina V.Yu., Nikolaev Yu.A.** Structure and properties of steels for manufacture of core catcher vessel of nuclear reactor 3

MATERIAL SCIENCE

- Akimov K.O., Ivanov K.V., Figurko M.G., Ovcharenko V.E.** Formation of grain structure and microhardness of Ni₃Al intermetallic compound as a result of SHS extrusion 1
- Anosov M.S., Shatagin D.A., Chernigin M.A., Morodovina Yu.S., Anosova E.S.** Structure formation of Np-30KhGSA alloy in wire and arc additive manufacturing ... 3
- Barannikova S.A., Li Yu.V.** Patterns of localized deformation at pre-fracture stage in carbon steel – stainless steel bimetal ... 3
- Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Iskhakova P.V.** Mechanical and acoustic properties of deformable alloys 2
- Bashchenko L.P., Pochetukha V.V., Mikhailichenko T.A.** Influence of tempering on structure of deposited high-speed steel coatings 6
- Belomytsev M.Yu.** Features of formation of austenite grains in 12 % Cr heat-resistant ferritic-martensitic steels 2
- Brover G.I., Shcherbakova E.E.** Structural organization and properties of surface layers of WC–Co hard alloys after pulsed laser processing 2
- Burkov A.A., Kulik M.A.** Electrospark deposition of metallo-ceramic Fe–Al/HfC coating on steel 1035 3
- Buyakova S.P., Kayurov K.N., Barannikova S.A.** Effect of heat treatment on deformation inhomogeneity of carbon steel/stainless steel bimetal 5
- Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V.** Lüders and Portevin-Le Chatelier processes in austenitic-martensitic TRIP steel 6
- Dmitriev A.N., Smirnova V.G., Vyaznikova E.A., Vit'kina G.Yu., Smirnov A.S.** Effect of structure of unfluxed burnt titanomagnetite pellets on strength under static compression 6
- Efimov M.O., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Shliarova Yu.A., Panchenko I.A.** Analysis of contact zone of coating-substrate system exposed to irradiation with a pulse electron beam 6
- Gel'chinskii B.R., Il'inykh N.I., Ignat'eva E.V.** On limited possibility of using Al₂O₃ and Al–Zn for corrosion protection of GdTbDyHoSc and GdTbDyHoY alloys in a salt mist chamber 5
- Goikhenberg Yu.N., Polukhin D.S., Zherebtsov D.A., Bodrov E.G.** Influence of silicon carbides on the structure and properties of composite nickel-phosphorus coating 1

Gorbenko A.D., Kaplan M.A., Konushkin S.V., Nasakina E.O., Baikin A.S., Sergienko K.V., Ivannikov A.Yu., Morozova Ya.A., Oshkukov S.A., Kolmakov A.G., Sevost'yanov M.A. Effect of silver and heat treatment on properties of 03Kh17N10M2 austenitic steel wire	5
Gordienko A.I., Vlasov I.V., Pochivalov Yu.I. Effect of accelerated cooling after cross-helical rolling on formation of structure and low-temperature fracture toughness of low-carbon steel	3
Goshkoderya M.E., Bobkova T.I., Bogdanov S.P., Krasikov A.V., Staritsyn M.V., Kashirina A.A. Spraying wear-resistant coatings from clad powders TiB_2/Ti and HfB_2/Ti	1
Gromov V.E., Aksenova K.V., Ivanov Yu.F., Kuznetsov R.V., Kormyshev V.E. Transformation of fine structure of lamellar pearlite under deformation of rail steel	1
Ivanov Yu.F., Prokopenko N.A., Petrikova E.A., Shugurov V.V., Teresov A.D. Multilayer amorphous-crystalline high-entropy metal films	2
Ivanov Yu.F., Shugurov V.V., Teresov A.D., Petrikova E.A., Efimov M.O. Structure and properties of HEA surface layer after electron-ion-plasma processing	4
Kaplanskii Yu.Yu., Ageev M.I., Bychkova M.Ya., Fadeev A.A., Levashov E.A. Influence of laser spot size on structure and properties of high-temperature CompoNIAL-M5-3 alloy produced by selective laser melting	2
Kostina M.V., Rigina L.G., Kostina V.S., Kudryashov A.E., Fedortsov R.S. Corrosion-resistant steels based on Fe – ~13 % Cr: Heat treatment, corrosion- and wear resistance. Review	1
Kruglyakov A.A., Rogachev S.O., Molyarov A.V. High-temperature strength of die steel with regulated austenitic transformation during exploitation after quenching and tempering	4
Kruglyakov A.A., Rogachev S.O., Sokolov P.Yu., Priupolin D.V. Preservation conditions of hot work hardening in die steel with regulated austenitic transformation during exploitation	5
Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zol'nikov K.P. Interaction of cracks with grain boundaries in iron bicrystals	6
Mil'der O.B., Tarasov D.A., Tyagunov A.G., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V., Levonyan A.L., Anoshina O.V. Structural changes in the melt of a heat-resistant nickel alloy as phase transition of the second order	5
Nevskii S.A., Bashchenko L.P., Peregudov O.A. Formation of the gradient of structural-phase states of high-speed steel during surfacing. Part 1. Solving the Stefan problem with two movable boundaries	5
Panchenko M.Yu., Reunova K.A., Nifontov A.S., Koluhaev E.A., Astafurova E.G. Effect of morphology and volume fraction of δ -ferrite on hydrogen embrittlement of stainless steel produced by electron beam additive manufacturing	4
Pochivalov Yu.I. Structure and properties of low-alloy steel 10G2FBYu after rolling in embossed rolls under conditions of electroplasticity	6
Porfir'ev M.A., Gromov V.E., Kryukov R.E. Evolution of structural-phase state and properties of hypereutectoid steel rails at long-term operation	3
Pyshmintsev I.Yu., Bitukov S.M., Gusev A.A. Effect of retained austenite on mechanical properties of steel with 15 % Cr	5
Pyshmintsev I.Yu., Gizatullin A.B., Devyaterikova N.A., Laev K.A., Tsvetkov A.S., Al'khimenko A.A., Shaposh-	

nikov N.O., Kurakin M.K. Preliminary assessment of the possibility to use large-diameter pipes of X52 steel for transportation of pure gaseous hydrogen under pressure	1
Simachev A.S., Oskolkova T.N., Shevchenko R.A. Influence of combined electromechanical processing modes of 40Kh steel on its structure and hardness	4
Spiridonova K.V., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Linnik V.V., Borisenko T.A., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. Structural-phase transformations of 12 % chromium ferritic-martensitic steel EP-823	6
Teplyakova L.A., Kashin A.D., Kunitsyna T.S. Development of shear deformation in lath martensite of medium alloy steels under tension	2
Trishkina L.I., Klopotov A.A., Potekaev A.I., Cherkasova T.V., Borodin V.I. Substructure parameters in deformed Cu – Mn alloys with a FCC lattice	1
Vlasov I.V., Gordienko A.I., Kuznetsova A.E., Semenchuk V.M. Structure and mechanical properties anisotropy of a steel product manufactured by layer-by-layer electric arc wire 3D printing	6
Yares'ko S.I., Guseva G.V., Shcherbakov V.I., Kazakevich P.V. Structure and wear characteristics of cast iron after laser surface modification	6
Zorya I.V., Poletaev G.M., Rakitin R.Yu. Theoretical strength of austenite in the presence of a pore or vacancies in the crystal: molecular dynamics study	6
Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V., Tarasov S.Yu. Electron beam additive manufacturing of composite alloy from stainless steel and aluminum bronze: Microstructure and mechanical properties	2

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

Kim A.A., Podglazova M.I., Shatokhin K.S. Errors of non-contact temperature measurement	2
Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Nepryakhin S.O. Stressed state of the billet – mandrel system during production of hollow steel billet in a unit of continuous casting and deformation. Part 1	4
Levshin G.E. Investigation of electromagnetic furnaces with a C-shaped magnetic core	4
Myl'nikov V.V., Dmitriev E.A. A method for studying the frequency stability of materials during tests for multi-cycle fatigue of steel	3
Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Karpenko V.A. Simulation of a new process of mixing liquid metal in CCM mold with rotating cooling jacket with vertical ribs	6
Umanskii A.A., Morozov I.S., Protopopov E.V., Simachev A.S., Dumova L.V. Occurrence of characteristic defects of grinding balls from rejects of continuously cast billets of rail steel	2

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

Babenko A.A., Shartdinov R.R., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N., Lobanov D.A., Dolmatov A.V. Influence of basicity on physical properties of slags of the	
---	--

CaO–SiO₂–18 % Cr₂O₃–6 % B₂O₃–3 % Al₂O₃–8 % MgO system 6

Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner interaction coefficient between nitrogen and cobalt in liquid steel 5

Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Wagner interaction coefficients of nitrogen with chromium and molybdenum in liquid nickel-based alloys 3

Fomina D.D., Poilov V.Z., Gallyamov A.N. Effect of hydrogen on nickel oxide reduction on the surface of nozzle blade of a gas turbine unit 5

Krutskiy Yu.L., Gudyma T.S., Krutskaya T.M., Semenov A.O., Utkin A.V. Carbides of transition metals: Properties, application and production. Review. Part 2. Chromium and zirconium carbides 4

Makrovets L.A., Samoilova O.V., Mikhailov G.G. Deoxidation capacity of aluminum in ferromanganese carbon-containing melts 2

Nemchinova N.V., Tyutrin A.A., Zaitseva A.A. Hydrometallurgical refining of metallurgical silicon 2

Shartdinov R.R., Babenko A.A., Upolovnikova A.G., Smetannikov A.N. Physical properties and structure of boron-containing slags during reduction period of AOD process 4

Suleimen B., Salikhov S.P., Sharipov F.Sh., Roshchin V.E. Selective solid-phase reduction of iron in phosphorous oolite ores 4

Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Gulyaeva R.I., Sergeeva S.V., Tyushnyakov S.N. Effect of B₂O₃ on viscosity of high-magnesia blast furnace slag 1

Vusikhis A.S., Leont'ev L.I., Mikheenkov M.A. Effect of boric anhydride on viscosity of slags used in electric melting of metallized siderite concentrate 5

Yakushevich N.F., Protopopov E.V., Temlyantsev M.V., Strokinina I.V. Thermodynamic assessment of conditions for co-reduction of zinc and iron by carbon from oxides of concentrates and waste from metallurgical enterprises 4

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Abdukodirov I.B., Vargin A.V., Levitskii I.A. Mathematical model of slab heating in a furnace with walking beams 1

Apasova A.D., Levitskii I.A., Shatokhin K.S. On the study of pulsed metal heating 5

Leont'ev A.S., Rybenko I.A. Experience in using and improving the usability of mathematical modeling system of production at a metallurgical enterprise 1

Lyakhovets M.V., Makarov G.V., Salamatin A.S. Data generation for digital simulators of metallurgical process operators 2

Pavlov A.V., Spirin N.A., Gurin I.A., Lavrov V.V., Beginyuk V.A., Istomin A.S. Information-modeling system for prediction of the composition and properties of final slag in a blast furnace in real time 2

Solomonov K.N., Tishchuk L.I., Gorbatyuk S.M., Snitko S.A., Chicheneva O.N. Modeling the pattern of metal flow during forming of forgings from a flat billet 6

Troitskii D.V., Gamin Yu.V., Galkin S.P., Budnikov A.S. Parametric model of a three-roll unit of radial-shear rolling mini-mill 3

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

Glushakova O.V., Chernikova O.P. Institutionalization of ESG-principles at the international level and in the Russian Federation, their impact on ferrous metallurgy enterprises. Part 1 2

Glushakova O.V., Chernikova O.P. Institutionalization of ESG-principles at the international level and in the Russian Federation, their impact on ferrous metallurgy enterprises. Part 2 4

MATERIALS OF THE INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE "PHYSICO-CHEMICAL FOUNDATIONS OF METALLURGICAL PROCESSES" named after Academician A.M. Samarin, Vyksa, October 10 – 14, 2022

Bakin I.V., Shapovalov A.N., Kalyaskin A.V., Kuznetsov M.S. Impact of barium and strontium on calcium recovery level in ladle treatment of steel by complex modifiers with alkaline-earth metals 1

Khoroshilov A.D., Somov S.A., Katolikov V.D., Murysev V.A., Bocherikov R.E., Yarmukhametov M.R. Using calcium-containing injection wire filled with electrolytic calcium in steel ladle treatment 3

Podusovskaya N.V., Komolova O.A., Grigorovich K.V., Pavlov A.V., Aksenova V.V., Rumyantsev B.A., Zheleznyi M.V. Lead and zinc selective extraction from EAF dust while heating in resistance furnace with flowing argon ... 3

Vorozheva E.L., Smetanin K.S., Kislitsa V.V., Kudashov D.V. Metallographic study on the structural features of thin slab and rolled products made from it 1

BASED ON THE MATERIALS OF THE INTERNATIONAL CONFERENCE "SCIENTIFIC AND PRACTICAL SCHOOL FOR YOUNG METALLURGISTS"

Aksenova V.V., Pavlov A.V., Markov G.M. Production of refining alumina containing fluxes by sintering from technogenic raw materials 6

Alekseev I.A., Chumanov I.V., Sergeev D.V. Development of technology for ingots production using electroslag remelting at direct current with consumable electrode rotation 5

Gamanyuk S.B., Rutskii D.V., Zyuban N.A., Kirilichev M.V., Nikitin M.S. Physical modeling of the effect of refilling the melt into an ingot knock-off head on solidification and structure formation 6

Zayakin O.V., Kel' I.N., Renev D.S., Sychev A.V., Mikhailova L.Yu., Dolmatov A.V. Physicochemical characteristics of new complex niobium-containing alloys 5

IN THE ORDER OF DISCUSSION

Bahfie F., Manaf A., Astuti W., Nurjaman F., Suharto S., Herlina U., Adi W.A., Manawan M. Composition of tailings after selective reduction of laterite 1

To the 85th Anniversary of Nikolai Alekseevich Chechenev 4

Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, главный редактор

Е.В. Протопопов, заместитель главного редактора

Е.А. Ивани, заместитель главного редактора

Л.П. Бащенко, заместитель ответственного секретаря

Е.Ю. Потапова, заместитель главного редактора по развитию

О.А. Долицкая, научный редактор

Е.М. Запольская, ведущий редактор

А.О. Гашникова, ведущий редактор

В.В. Расенец, верстка, иллюстрации

Г.Ю. Острогорская, менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.12.2023. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 15,25. Заказ 18897. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: (499) 236-76-17

Prediction of carbon content in the metal of final blow period in BOF using neural network
Formation of microstructure in rail steel grinding balls depending on quenching medium parameters
Evaluating the efficiency of metallized siderite concentrate electric melting
Structure and properties of low-alloy steel 10G2FByu after rolling in embossed rolls under conditions of electroplasticity
Analysis of contact zone of coating-substrate system exposed to irradiation with a pulse electron beam
Lüders and Portevin–Le Chatelier processes in austenitic–martensitic TRIP steel
Theoretical strength of austenite in the presence of a pore or vacancies in the crystal: molecular dynamics study
Structure and wear characteristics of cast iron after laser surface modification
Effect of structure of unfluxed burnt titanomagnetite pellets on strength under static compression
Influence of tempering on structure of deposited high-speed steel coatings
Structure and mechanical properties anisotropy of a steel product manufactured by layer-by-layer electric arc wire 3D printing
Interaction of cracks with grain boundaries in iron bicrystals
Structural-phase transformations of 12 % chromium ferritic–martensitic steel EP-823
Simulation of a new process of mixing liquid metal in CCM mold with rotating cooling jacket with vertical ribs
Influence of basicity on physical properties of slags of the $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - 18\% \text{Cr}_2\text{O}_3 - 6\% \text{B}_2\text{O}_3 - 3\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 8\% \text{MgO}$ system
Physical modeling of the effect of refilling the melt into an ingot knock-off head on solidification and structure formation
Production of refining alumina containing fluxes by sintering from technogenic raw materials
Modeling the pattern of metal flow during forming of forgings from a flat billet
Index of articles “Izvestiya. Ferrous Metallurgy” for 2023, vol. 66

**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.