

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2024 Том 67 № 3
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Разработка и внедрение технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5 ПАО «Северсталь»

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Модель энергосбережения для связанных процессов металлургии стали

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Пути улучшения свойств ВЭС Cantor CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Термодинамическое моделирование межфазного распределения хрома и бора в шлаках восстановительного периода АКР-процесса

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2024 Том 67 № 3
Vol. No.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

Scientific and Technical Journal

Published since January 1958. Issued 6 times a year

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

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

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия

Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Редакционная коллегия:

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

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

Главный редактор:

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

Заместитель главного редактора:

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

Издатель:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Адреса подразделений редакции:

в Москве

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

в Новокузнецке

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

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



Editorial Board:

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

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

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 Guo, 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.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Калько А.А., Виноградов Е.Н., Калько О.А., Калько А.А. Разработка и внедрение технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5 ПАО «Северсталь» 260

РЕСУРСОБЕРЕЖЕНИЕ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Ванг В., Ли Ш., Ху В., Чикова О.А., Чжан И. Модель энергосбережения для связанных процессов металлургии стали 270

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Громов В.Е., Коновалов С.В., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В. Пути улучшения свойств ВЭС Cantor CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl 283
- Костина В.С., Костина М.В., Зиновеев Д.В., Кудряшов А.Э. Расчеты фазового состава аустенитной высокоазотистой сварочной проволоки и исследование выполненного из нее сварного соединения 293
- Аносов М.С., Сорокина С.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С. Влияние термообработки на структуру аустенитной стали 07X25Ni13, полученной методом аддитивного выращивания WAAM 303
- Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П. Миграция границ зерен и изменение механических свойств сплава Fe–10Ni–20Cr при радиационном облучении 311
- Поликевич К.Б., Петелин А.Л., Плохих А.И., Фомина Л.П. Диффузия азота по границам слоев при азотировании многослойных материалов 318
- Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Бочкарева А.В. Особенности кинетики деформационных фронтов при скачкообразной деформации Людерса в α -железе при повышенной температуре 325

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

- Саулин Д.В., Кузьминых К.Г., Пойлов В.З. Определение влияния водорода на изменение микротвердости и характеристик микроструктуры образцов авиационных сплавов 332
- Федоров А.С., Карасев В.С., Алексеева Е.Л., Альхименко А.А., Шапошников Н.О. Проблемы подбора коррозионностойких сталей и сплавов в нефтегазовой отрасли под условия эксплуатации 340

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Kal'ko A.A., Vinogradov E.N., Kal'ko O.A., Kal'ko A.A. Development and implementation of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5 of PJSC Severstal 260

RESOURCE SAVING
IN FERROUS METALLURGY

- Wang W., Li S., Xu W., Chikova O.A., Zhang Y. Energy saving model for related processes in steelmaking 270

MATERIALS SCIENCE

- Gromov V.E., Kononov S.V., Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarov V.V. Ways to improve the properties of high-entropy alloys Cantor CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl 283
- Kostina V.S., Kostina M.V., Zinoveev D.V., Kudryashov A.E. Calculations of the phase composition of austenitic high-nitrogen welding wire and study of a welded joint made from it 293
- Anosov M.S., Sorokina S.A., Chernigin M.A., Mordevina Yu.S. Effect of heat treatment on structure of austenitic steel 07Cr25Ni13 obtained by WAAM 303
- Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zolnikov K.P. Grain boundary migration and mechanical properties altering in Fe–10Ni–20Cr alloy under irradiation 311
- Polikevich K.B., Petelin A.L., Plokhikh A.I., Fomina L.P. Nitrogen diffusion along the layer boundaries after nitriding of multilayer materials 318
- Orlova D.V., Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V., Bochkareva A.V. Kinetics of deformation fronts during serrated Lüders deformation in α -iron at high temperature 325

SUPERDUTY STEEL

- Saulin D.V., Kuzminykh K.G., Poilov V.Z. Determination of hydrogen influence on microhardness and microstructure characteristics of aviation alloys 332
- Fedorov A.S., Karasev V.S., Alekseeva E.L., Al'khimenko A.A., Shaposhnikov N.O. Problems of selection of corrosion-resistant steels and alloys in oil and gas industry for operating conditions 340

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение) / CONTENTS (Continuation)

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Бабенко А.А., Жучков В.И., Кель И.Н., Уполовникова А.Г., Шартдинов Р.Р. Термодинамическое моделирование межфазного распределения хрома и бора в шлаках восстановительного периода АКР-процесса 351

Болгару К.А., Регер А.А., Верещагин В.И., Акулинкин А.А. Физико-химические процессы азотирования ферросиликохрома в режиме фильтрационного горения 360

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ

Фастыковский А.Р., Вахроломеев В.А., Никитин А.Г. Определение продольной устойчивости полосы в системе прокатная клеть – неприводное делительное устройство 366

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Варгин А.В., Левицкий И.А. Математическое моделирование нагрева сляба в печи с шагающими балками с учетом их кривизны 369

PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Kel' I.N., Upolovnikova A.G., Shartdinov R.R. Thermodynamic modeling of interphase distribution of chromium and boron in slags of AOD reduction period 351

Bolgaru K.A., Reger A.A., Vereshchagin V.I., Akulinkin A.A. Physical and chemical processes during nitriding of chromium ferrosilicon by filtration combustion 360

INNOVATIONS IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS

Fastykovskii A.R., Vakhrolomeev V.A., Nikitin A.G. Determination of longitudinal stability of strip in rolling cage – non-drive dividing device system 366

INFORMATION TECHNOLOGIES
AND AUTOMATIC CONTROL
IN FERROUS METALLURGY

Vargin A.V., Levitskii I.A. Mathematical modeling of slab heating in a furnace with walking beams due to their curvature 369



УДК 669.1

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-260-269



Оригинальная статья

Original article

РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕРОПРИЯТИЙ ПО ПРОДЛЕНИЮ КАМПАНИИ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ № 5 ПАО «СЕВЕРСТАЛЬ»

А. А. Калько¹, Е. Н. Виноградов¹, О. А. Калько², А. А. Калько^{1,2}

¹ ПАО «Северсталь» Череповецкий металлургический комбинат (Россия, 162608, Вологодская область, Череповец, ул. Мира, 30)

² Череповецкий государственный университет (Россия, 162600, Вологодская область, Череповец, пр. Луначарского, 5)

✉ aakalko@severstal.com

Аннотация. В работе представлен обобщенный опыт по разработке и внедрению на ПАО «Северсталь» технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5. Авторы провели анализ, выявили и описали проблемные зоны, обобщили принципы обеспечения сохранности футеровки шахты, запечиков и металлоприемника доменной печи. Также представлены результаты исследования рабочего пространства доменной печи № 5 в 2006 г. Выявленные технологические факторы обеспечивают увеличение длительности кампании агрегата. Приведены технологические мероприятия по промывкам горна доменной печи, снижению химической эрозии углеродистых блоков горна и лещади, формированию защитного гарнисажа в шахте доменной печи, особым приемам загрузки твердых заменителей кокса и организации эффективной структуры столба шихты в доменной печи. Для оперативного управления технологией доменной плавки необходимо использовать цифровые модели, объединенные в экспертную систему доменной печи. Авторы провели сравнение результатов текущей кампании доменной печи с предыдущими и доказали, что системное применение всех элементов разработанной технологии позволяет достигать высоких экономических показателей при превышении нормативной продолжительности кампании в 1,75 раза. Опыт развития технологии позволил увеличить длительность кампании печи до 17,46 лет, достигнуть снижения удельного расхода кокса на 15,9 %, увеличить удельный расход природного газа на выплавку чугуна на 46,4 % и сократить удельный расход углерода на выплавку чугуна на 6,3 %.

Ключевые слова: доменная печь, продолжительность кампании, ПАО «Северсталь», горн, шахта, тотерман, промывка горна, гарнисажеобразование, удельный расход природного газа, расход твердого топлива на тонну чугуна, цифровая модель, железорудные материалы, кокс, показатель CSR

Для цитирования: Калько А.А., Виноградов Е.Н., Калько О.А., Калько А.А. Разработка и внедрение технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5 ПАО «Северсталь». *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(3):260–269.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-260-269>

DEVELOPMENT AND IMPLEMENTATION OF TECHNOLOGICAL MEASURES TO EXTEND THE CAMPAIGN OF BLAST FURNACE NO. 5 OF PJSC SEVERSTAL

А. А. Kal'ko¹, Е. N. Vinogradov¹, О. А. Kal'ko², А. А. Kal'ko^{1,2}

¹ PJSC Severstal, Cherepovets Steel Mill (30 Mira Str., Cherepovets, Vologda Region 162608, Russian Federation)

² Cherepovets State University (5 Lunacharskogo Ave., Cherepovets, Vologda Region 162600, Russian Federation)

✉ aakalko@severstal.com

Abstract. The work presents generalized experience in the development and implementation at PJSC Severstal of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5. The authors carried out an analysis, identified and described the problem areas, generalized the principles for ensuring the safety of the shaft lining, boshes and metal receiver of the blast furnace. The results of a study of the working space of blast furnace No. 5 in 2006 are also presented. The identified technological factors ensure an increase in duration of the unit campaign. Technological measures are given for: washing the blast furnace hearth, reducing chemical erosion of the carbon blocks of the hearth and flange, forming a protective skull in the blast furnace shaft, special methods for loading solid coke substitutes, and organizing an effective structure of the charge column in the blast furnace. It is necessary to use digital models integrated into the blast furnace expert system for operational control of blast furnace

technology. The results of the current blast furnace campaign were compared with previous ones. It was proven that the systematic use of all elements of the developed technology makes it possible to achieve high economic indicators while exceeding the standard duration of the campaign by 1.75 times. Experience in technology development made it possible to increase the furnace campaign duration to 17.46 years, achieve a reduction in specific coke consumption by 15.9 %, and increase the specific consumption of natural gas for cast iron smelting by 46.4 %; reduce the specific carbon consumption for cast iron smelting by 6.3 %.

Keywords: blast furnace, campaign duration, PJSC Severstal, blast-furnace hearth, shaft, toterman, hearth washing, skull formation, specific consumption of natural gas, solid fuel consumption per ton of cast iron, digital model, iron ore materials, coke, CSR

For citation: Kal'ko A.A., Vinogradov E.N., Kal'ko O.A., Kal'ko A.A. Development and implementation of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5 of PJSC Severstal. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):260–269.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-260-269>

ВВЕДЕНИЕ

Тенденции развития современного мирового доменного производства нацелены, как и ранее, на снижение себестоимости производства чугуна за счет сокращения расхода кокса, увеличения производительности доменных печей (ДП) и длительности их кампании. Увеличение длительности кампании, периода между капитальными ремонтами первого разряда сверх нормативного уровня, позволяет снизить себестоимость производства единицы продукции и повысить конкурентоспособность производителя на мировом рынке.

В данной работе представлен обобщенный опыт по разработке и внедрению на ПАО «Северсталь» технологических мероприятий по продлению кампании ДП № 5. В соответствии с ранее намеченными планами, 1 – 2 апреля 2024 г. на ПАО «Северсталь» проведена процедура выдувки ДП № 5 «Северянка» полезным объемом 5500 м³ и выпуска «козлового чугуна». Печь сдана на капитальный ремонт первого разряда. Выдувка прошла успешно, безаварийно, в соответствии с разработанной технологической программой. Печь отработала в кампании с 20.10.2006 по 02.04.2024 гг. (далее текущая кампания) 17,46 лет, существенно превысив нормативные сроки эксплуатации, характерные для доменных печей схожей конструкции. Доменная печь № 5 впервые задута 12 апреля 1986 г. и по настоящее время является крупнейшим агрегатом по производству чугуна в Европе. Текущая кампания является третьей по счету, первые две продолжались 9 и 11 лет соответственно.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ

Нормативный уровень кампании ДП в большинстве случаев составляет 12 – 15 лет [1; 2], при этом некоторые печи, например, ДП Хамборн-9 фирмы Thyssen Krupp Steel Europe, могут достигать продолжительности кампании более 22 лет [3]. Авторы работы [4] в качестве ключевых технологических факторов, обеспечивающих длительность кампании ДП, рассматривают стабильность и соответствие шихтовых материалов стандартам качества, рациональные шлаковый и дутьевой режимы, параметры режима загрузки, обеспечивающие требуемый характер распределения

компонентов шихты и газового потока, технологически обоснованный режим отработки продуктов плавки. Кроме того, ряд исследователей [5 – 7] отмечают, что достижение длительной безопасной и безаварийной работы ДП в значительной мере определяется стойкостью футеровки лещади и горна.

Важными факторами, влияющими на износ огнеупорной футеровки, являются:

- абразивное действие потоков жидкого чугуна;
- химическое воздействие чугуна и шлака;
- инфильтрация и термомеханическое напряжение в футеровке [8].

Если для обеспечения длительного срока службы футеровки шахты ДП необходимо применение высококачественных железосодержащих материалов, то срок службы футеровки горна в значительной степени определяется качеством загружаемого кокса. Износостойких конструкций горна в настоящее время не существует [9], однако постоянно происходит совершенствование технологий, направленных на продление срока службы кладки. Основные виды разрушающих футеровку воздействий и изменение их интенсивности по высоте ДП установлены на основе многочисленных исследований отечественных и зарубежных специалистов на выдутых и охлажденных ДП [10 – 12].

Создание устойчивого гарнисажа является одним из основных мероприятий, направленных на обеспечение сохранности футеровки шахты, заплечиков и металлоприемника ДП, что способствует увеличению продолжительности ее кампании.

Управление распределением газового потока по радиусу и высоте ДП обеспечивает целенаправленно формируемая зона повышенной газопроницаемости, так называемая отдушина, которая может формироваться распределением рудных нагрузок как в осевой зоне печи, так и на периферии.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ЗОН ДП № 5, ТРЕБУЮЩИХ ЗАЩИТЫ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ПРЕДЫДУЩЕЙ КАМПАНИИ

Остановка ДП № 5 на капитальный ремонт первого разряда по завершении предыдущей кампании была проведена в 2006 г. После выдувки ДП № 5 по ее

высоте были отобраны пробы огнеупорной футеровки и гарнисажеобразующих масс. Схема точек отбора проб показана на рис. 1, а химический состав исследованных образцов материалов представлен в таблице.

Анализ состояния рабочего пространства ДП № 5 в 2006 г. позволил установить следующее:

– в районе чугунных леток толщина огнеупора не превышала 200 – 250 мм, углеродистые периферийные

блоки верхней лещади, находящиеся непосредственно под летками, были деформированы с образованием трещин и сколов в отдельных местах;

– значительное уменьшение толщины футеровки шахты (верхние ряды имели толщину 270 – 300 мм), износ неохлаждаемой части шахты в основном обусловлены абразивным воздействием шихтовых материалов и парами сублимированных щелочных соединений;

– горизонтальные холодильники охлаждаемой части шахты в большинстве деформированы и разрушены, только верхние три – четыре ряда находились в удовлетворительном состоянии;

– заплечики в верхней части в основном были открыты, на холодильниках в этой части не было отмечено никаких следов гарнисажных отложений.

– химический анализ проб гарнисажа, отобранных в горне печи, показал наличие в нем значительного количества щелочей, а также присутствие оксида цинка и даже металлического цинка в высокотемпературной зоне печи.

Во время ремонта 2006 г. был частично заменен кожух печи, футеровку заменили полностью. Конструкцию горна усилили в пределах габаритов кожуха печи. На стальной выровненной поверхности дна печи вертикально установили графитированные блоки высотой 800 мм, на которые так же вертикально разместили углеродистые блоки высотой 1100 мм. По периферии блоки были уложены горизонтально в следующем порядке: два графитированных по 400 мм и два углеродистых по 550 мм. Выше, по периферии печи, были уложены семь рядов кольцевых углеродистых блоков поставки фирмы NDK. Из них два нижних ряда выложены из микропористых блоков марки BS-8SM2, а пять верхних – из супермикропористых марки BS-8SR. Внутренний объем пяти нижних рядов заложен высокоглиноземистыми блоками МЛД-62 высотой 550 мм, при этом величина «мертвого» слоя в горне увеличилась с 1500 до 2050 мм.

В подлещной зоне были установлены медные холодильники, по три холодильника под каждой леткой. Каналы охлаждения выполнены сверлением отверстий в отлитой и прокатанной медной плите. Для снабжения этих двенадцати холодильников была построена насосная станция химически очищенной воды. В распаре и шахте примерно на 65 % ее высоты предусмотрели комбинированное охлаждение гладкими плитовыми холодильниками толщиной 120 мм в сочетании с горизонтальными холодильниками толщиной 100 мм, которые установили во внутренних амбразурах. Неохлаждаемая часть шахты была футерована шамотом.

Таким образом, в кампании 2006 – 2024 гг. принципиальные технические решения по конструкции горна и шахты ДП № 5 были сохранены в классическом виде, с необходимыми корректировками в проблемных местах на основе опыта первых двух кампаний 1986 – 1995 и 1995 – 2006 гг. Для решения задачи мак-

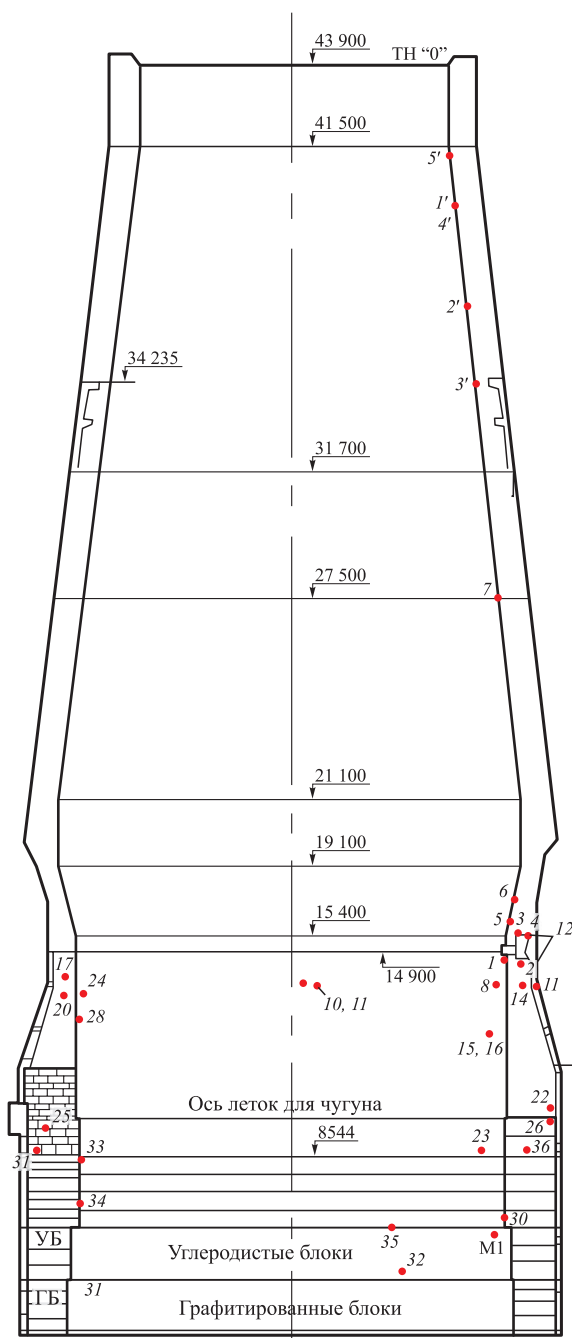


Рис. 1. Расположение точек отбора проб огнеупорных материалов и гарнисажа из рабочего пространства ДП № 5 после выдувки печи в 2006 г.

Fig. 1. Location of sampling points for refractory materials and skull from the working space of blast furnace No. 5 after blowing-out of the furnace in 2006

Химический состав проб огнеупорных материалов и гарнисажа, извлеченных при разборе огнеупорной футеровки ДП № 5 в 2006 г.

Chemical composition of the samples of refractory materials and skull extracted during dismantling of the refractory lining of blast furnace No. 5 in 2006

Место отбора	Материал	Содержание химических соединений, мас. %					
		Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Na ₂ O	K ₂ O	ZnO	
1'	ШПД - 39	1,34	38,7	—	—	—	
2'	ШПД - 42	1,33	43,4	—	—	—	
3'	Гарнисаж	—	—	0,23	0,81	0,110	
4'	ШПД - 42	4,07	38,7	—	—	—	
5'	ШПД - 42	1,89	42,8	—	—	—	
22	Гарнисаж (ЧЛ 3)	—	—	0,22	3,80	30,500	
23	Гарнисаж	—	—	0,08	0,20	0,045	
24	Огнеупор	—	—	0,28	0,79	1,200	
25	Гарнисаж (ЧЛ 2)	—	—	0,07	0,36	40,000	
27	Гарнисаж (ЧЛ 4)	—	—	0,30	2,70	1,000	
29	Гарнисаж (ЧЛ 1)	—	—	0,17	0,40	0,035	
Место отбора	Материал	Содержание химических элементов, мас. %					
		C	S	P	Si	Mn	Zn
М1	Металл в стыках углеродистых блоков	0,69	0,060	0,057	0,25	0,29	95,00
ГБ	Графитированный блок первого ряда	98,2	0,450	—	—	—	—

симального продления текущей кампании печи в приоритетном порядке применялись определенные технологические мероприятия.

РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕРОПРИЯТИЙ ПО ПРОДЛЕНИЮ КАМПАНИИ ДП № 5 в 2006 – 2024 гг.

После проведения серии исследований по результатам кампании 1995 – 2006 гг. (см. таблицу, рис. 1) на основании низких остаточных толщин огнеупоров и отсутствии (или малого количества) защитного гарнисажа были определены критические зоны ДП № 5, требующие защиты и корректировки технологии плавки в текущей кампании: горн, нижняя часть шахты и верх заплечиков.

В первую очередь для повышения стойкости футеровки горна необходимо предотвратить развитие абразивного действия потоков жидкого чугуна в пристеночной зоне, т. е. обеспечить интенсивную фильтрацию жидких продуктов плавки через тотерман и достичь хорошей газопроницаемости в центральной зоне печи. В реальных условиях эксплуатации ДП за счет колебания качественных характеристик кокса, попадания в горн воды из дефектных элементов системы охлаждения, поступления в горн локализованных масс тугоплавких составляющих доменной шихты, порозность тотермана может значительно снижаться, вплоть до образования области, непроницаемой для потоков жид-

ких продуктов плавки в горне и для противоточных потоков газов и жидкости выше уровня фурм.

Возможность образования плотного, плохо проницаемого слоя на поверхности тотермана подтверждена результатами экспериментальных исследований на ДП № 9 металлургического комбината «Криворожсталь» [13; 14]. Поскольку данная печь по своему размеру достаточно близка к параметрам ДП № 5 ПАО «Северсталь», опыт, полученный в результате ее работы, учитывался авторами при ведении технологического процесса на «Северянке». В первую очередь из указанного опыта следовала необходимость осуществления систематического контроля газопроницаемости в центральной зоне печи и состояния тотермана.

Контроль размеров тотермана на действующей печи крайне затруднен. Температуры продуктов плавки в горне достигают 1500 °С, а в фурменных очагах температура газа может превышать 2000 °С. Физическое зондирование в таких условиях без громоздкого оборудования трудно реализуемо, а дистанционные способы пока недостаточно разработаны. Для диагностики проницаемости тотермана и контроля его геометрии на доменных печах ПАО «Северсталь» была предложена схема систематического зондирования горна ДП в периоды кратковременных остановок на планово-профилактические ремонты. В качестве зонда служила металлическая пика диаметром 28 мм и длиной 10 м. Погружение зонда внутрь печи велось до появления признаков «упора» передней части пика в трудно проницаемую

зону. Зондирование тотермана производилось систематически, не реже одного раза в квартал при нормальной работе печи и чаще в случае смены шихтовых условий или появлений признаков замусоренности горна.

Для очистки горна от тугоплавких флюсовых остатков и мелких фракций кокса были разработаны технологические положения комплексных промывок объема горна доменной печи. Определены процедуры формирования промывочной порции, состоящей из смеси агломерата, окатышей, кусковой железной руды и конвертерного шлака, а также масса данной порции в зависимости от массы рабочей порции железорудных материалов. Расход шихтовых материалов в промывочной порции определялся, исходя из получения первичного шлакового расплава с содержанием FeO в диапазоне 35 – 55 %, который рассчитывали по уравнению

$$\text{FeO}_{\text{пш}} = 29,73 - 1,43\text{CaO} + 3,27\text{SiO}_2 - \\ - 10,18\text{MgO} + 1,36\text{Al}_2\text{O}_3 - 0,58\text{FeO},$$

где $\text{FeO}_{\text{пш}}$ – содержание FeO в первичном шлаковом расплаве, %; CaO, SiO_2 , MgO, Al_2O_3 , FeO – содержание данных компонентов в промывочной подаче, %.

Контроль эффективности разработанного регламента комплексных промывок осуществлялся с помощью зондирования тотермана. Его результаты показали, что при системном применении промывок состояние проницаемости коксовой насадки находилось на высоком уровне. Площадь трудно проницаемой зоны на уровне фурм по сравнению с предыдущими (до комплексных промывок) замерами уменьшилась на 47,8 отн. %.

Дополнительно к традиционным способам оценки состояния футеровки по данным теплосъемов системы охлаждения горна и лежачи и закладных термопар, установленных на различных уровнях, в текущей кампании применялись новые методы неразрушающего контроля. Цель обследования заключалась в определении состояния огнеупоров и толщины остаточной футеровки, а также в обнаружении аномалий в огнеупорах, таких как трещины, расслоения и незаполненные раствором швы кирпичной кладки. Работа проводилась с использованием технологии ультразвукового зондирования эхо-методом (AU-E). Объем обследования включал периодический контроль состояния огнеупорной футеровки печи от металлоприемника до уровня фурм, а также определение тенденции износа огнеупорной футеровки в различных зонах.

Для снижения химической эрозии углеродистых блоков горна и лежачи из-за неравновесных химических составов чугуна был разработан способ управления технологическим процессом через мониторинг отношения фактического содержания углерода в чугуне $C_{\text{ф}}$ к насыщенному содержанию $C_{\text{н}}$ путем регулирования расхода природного газа, вдуваемого в печь. Указанное отношение $C_{\text{ф}}/C_{\text{н}}$ поддерживали в интервале 0,92 – 0,98.

При снижении соотношения $C_{\text{ф}}/C_{\text{н}}$ ниже 0,92 расход природного газа увеличивали на 2,0 – 10,0 м³/т чугуна, а при повышении соотношения $C_{\text{ф}}/C_{\text{н}}$ более 0,98 расход природного газа сокращали на 0,2 – 2,0 м³/т чугуна при сохранении содержания кислорода в дутье. Примененный способ позволил существенно (с 5,8 до 1,4 % от общего числа) сократить количество выпусков, агрессивных по отношению к углеродистой футеровке. Приращение тепловых нагрузок на холодильники системы охлаждения в металлоприемнике за 12 месяцев использования заявленного способа уменьшилось в среднем в два раза по сравнению с предыдущим аналогичным периодом. Эффективность применяемого способа можно оценить также по результатам ультразвукового зондирования эхо-методом. Его использование позволило зафиксировать факт того, что средняя толщина неизменной футеровки существенно не менялась в течении 2019 – 2021 гг., вероятно, из-за сохранения слоя гарнисажа, который защищал нижележащую футеровку. Средняя толщина остаточной неповрежденной футеровки стенок горна по данным метода AU-E составляла 540 мм или около 21 % от начальной толщины футеровки.

Для обеспечения самообновления защитного гарнисажа в шахте доменной печи применялся ранее разработанный способ [15], включающий циклическую загрузку шихтовых материалов, в том числе гарнисажеобразующей смеси, состоящей из железной руды и агломерата, которая позволяет получать из нее первичный шлаковый расплав в количестве 20 – 25 % и с долей закиси железа в данном расплаве не более 15 %. Кроме того, требования повышения экономической эффективности выплавки чугуна вызвали необходимость разработки приемов промышленного использования мелких некондиционных фракций железорудных материалов. Масса фракции 3 – 5 мм агломерата, загружаемой в пристеночную зону, при этом определялась в зависимости от показателя прочности агломерата при восстановительно-тепловой обработке его надрешетной фракции по формуле

$$M = KM_{\text{г}} \frac{100 - A(100 - R)}{100},$$

где M – масса подрешетной фракции 3 – 5 мм агломерата в загружаемой железорудной порции, т; K – эмпирический коэффициент, равный 0,10 – 0,25; $M_{\text{г}}$ – масса агломерата в головной части загружаемой железорудной порции, т; A – доля агломерата в железорудной порции, ед.; R – показатель прочности агломерата при восстановительно-тепловой обработке надрешетной фракции агломерата, %.

Распределение фракции 3 – 5 мм агломерата в рабочем пространстве печи с помощью бесконусного загрузочного устройства выполнялось в зависимости от насыпной массы подрешетных фракций железоруд-

ных материалов для достижения заданного количества замкнутых оборотов лотка.

Необходимость удешевления топлива, применяемого при выплавке чугуна, привела во второй части кампании к значительному увеличению удельного расхода различных твердых заменителей скипового кокса. В данном качестве выступали как некондиционные фракции металлургического кокса (менее 25 мм), так и антрацит. В завершающей трети кампании печи дополнительно использовался инновационный продукт углеродсодержащий (ИПУС), получаемый в процессе слоевого коксования угольной шихты, состоящий из 60 – 100 % углей одной или нескольких марок, условно пригодных для коксования.

Результаты ранее проведенных теоретических исследований и промышленный опыт показали [16 – 19], что эффективная замена скипового кокса различными заменителями (природный газ, пылеугольное топливо, антрацит, некондиционные фракции кокса) возможна только при высоком качестве основной массы кокса и железорудных материалов. Поэтому применение твердых заменителей кокса относительно низких качественных характеристик в значительном количестве, вплоть до содержания в шихте твердого топлива с пониженной горячей прочностью до 50 %, потребовало предварительной разработки и применения особых приемов его загрузки и распределения по сечению колошника. Твердое топливо с пониженной горячей прочностью (CSR) загружали в промежуточную зону доменной печи порциями на расстоянии 0,1 – 0,5 радиуса колошника от стенки печи, при этом рудную нагрузку в осевой зоне колошника поддерживали в диапазоне от 0,8 до 3,2 в зависимости от разницы показателя (CSR) твердого топлива высокого и низкого качества. Меньшая рудная нагрузка в оси печи соответствует большему значению разницы характеристик CSR двух видов твердого топлива.

Рост экологических проблем, связанных с изменением климата, и перспективы углеродного регулирования требуют постоянного поиска новых способов сокращения объемов выбросов CO₂ при производстве стали [20]. Технологически в цепочке производства «доменная печь – конвертер» снижение выбросов углекислого газа обеспечивается за счет сокращения удельного расхода твердого углеродного топлива на выплавку чугуна и наращивания расхода дуваемых в доменную печь углеводородных заменителей кокса.

Формирование комплекса мер по регулярной промывке горна от коксового мусора и флюсовых остатков, поддержанию устойчивого самообновляющегося гарнисажа в нижней части шахты, эффективному распределению различных видов твердого топлива по сечению печи и отработке технологии сверхвысоких удельных расходов природного газа при выплавке чугуна потребовало переосмысления подхода к организации эффективной структуры столба шихты в ДП. Результатом стало применение на постоянной основе

системы распределения шихтовых материалов по высоте и сечению ДП № 5, которая включает заданное распределение рудной нагрузки по сечению печи [21], а также цикличное использование осевых, предпромывочных и промывочных порций, обеспечивающих центральный ход ДП в переменных шихтовых и газодутьевых условиях [22]. Структура применяемого на постоянной основе распределения шихты в рабочем пространстве ДП № 5 представлена на рис. 2. Эффек-

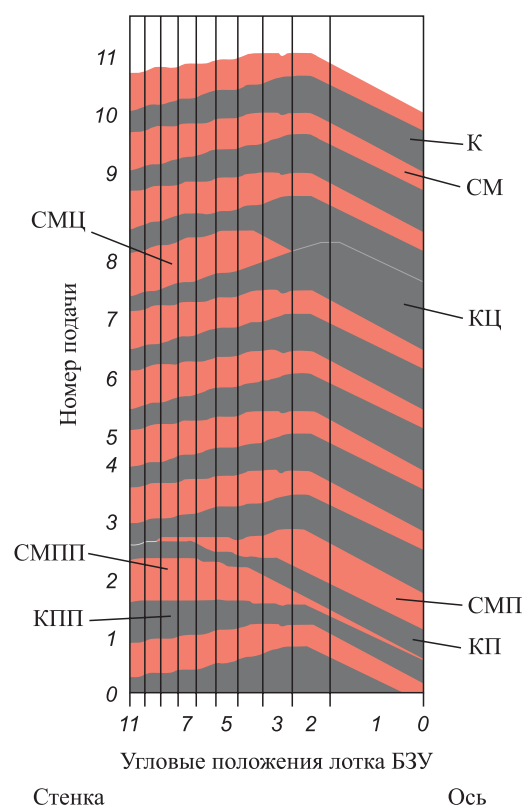


Рис. 2. Структура столба шихты из 11-ти подач, включающая осевые, предпромывочные и промывочные порции:
 К – рабочая коксовая порция, положения лотка БЗУ (9 – 3);
 СМ – рабочая порция железорудной смеси, положения лотка БЗУ (11 – 3); КЦ – центровая (осевая) порция кокса, положения лотка БЗУ (8 – 2); СМЦ – порция железорудной смеси для подачи с осевым коксом, положения лотка БЗУ (10 – 5);
 КПП – кокс предпромывочной подачи, положения лотка БЗУ (10 – 3); СМПП – порция железорудной смеси предпромывочной подачи, положения лотка БЗУ (11 – 5);
 КП – кокс промывочной подачи, положения лотка БЗУ (9 – 3);
 СМП – порция железорудной смеси промывочной подачи, положения лотка БЗУ (7 – 3)

Fig. 2. Structure of the charge column from 11 feeds including axial, pre-washing and washing portions:
 К – portion of coke, positions of the BLT (Bell Less Top) chute (9 – 3);
 СМ – portion of the iron ore mixture, position of the BLT chute (11 – 3);
 КЦ – central (axial) portion of coke, position of the BLT chute (8 – 2);
 СМЦ – portion of iron ore mixture for feeding with axial coke, position of the BLT chute (10 – 5);
 КПП – pre-washing feed coke, position of the BLT chute (10 – 3);
 СМПП – portion of iron ore mixture of the pre-washing feed, the position of the BLT chute (11 – 5);
 КП – washing feed coke, position of the BLT chute (9 – 3);
 СМП – a portion of the iron ore mixture of the washing feed, the position of the BLT chute (7 – 3)

тивность примененной системы распределения шихтовых материалов была оценена в течении завершающей трети текущей кампании печи, когда, несмотря на существенные изменения шихтовых условий и перехода на технологию высокого (более 170 м³/т чугуна) удельного расхода природного газа, удалось добиться стабильной работы печи. Факт наличия защитного гарнисажа в нижней части шахты ДП установлен во время разборки печи при капитальном ремонте первого разряда, а состояние горизонтальных холодильников системы охлаждения шахты печи и их амбразур, не потерявших своей исходной геометрии, указывает на работу системы охлаждения в условиях защиты достаточным слоем устойчивого самообновляющегося гарнисажа.

Необходимо отметить, что применение комплекса мер по продлению кампании ДП № 5 в условиях частой смены качественных характеристик железорудного сырья, а также наращивания применения твердых и газообразных заменителей кокса, требует постоянного контроля как параметров процесса плавки, так и результативности применяемых технологических решений. В коксоаглодоменном производстве ПАО «Северсталь» данная задача решается, в том числе, с применением оперативного управления технологией доменной плавки с использованием *on-line* цифровых помощников [23], объединенных в экспертную систему (ЭС) ДП. Экспертная система ДП является собственной разработкой ПАО «Северсталь» и представляет собой систему оптимизации, контроля и управления процессом выплавки чугуна. Она функционирует на основе использования высокоэффективных технологических моделей, специальных прикладных программных средств, графических интерфейсов конечного пользователя и многолетнего практического опыта доменщиков.

Задачей ЭС ДП является выработка управляющих технологических воздействий на ход доменной плавки, адекватных текущим условиям, за счет однозначно интерпретируемых результатов обработки разрозненных исходных данных. Так, для предотвращения колебаний теплового состояния печи, связанных с инертностью традиционных методов оперативного управления расходом топлива через изменение массы кокса в подачу, применяется цифровая модель почасового теплового баланса плавки, а также мониторинг удельного расхода твердого и вдуваемого топлива и модель расчета минимального теоретического значения расхода кокса. Для предотвращения явления самопроизвольного схода гарнисажа применяются модели накопления гарнисажа, распределения шихтовых материалов в рабочем пространстве печи, схода шихты с контролем положения подач в рабочем пространстве, газифурменная модель с оценкой глубин зоны окисления и зоны циркуляции. Для организации эффективной отработки продуктов плавки применяются модели

накопления продуктов плавки в горне, управления выпусками и вязкости шлака. Исходными данными для вышеуказанных моделей являются значения технологических параметров, химических составов сырья и продуктов плавки, количество сырья и топлива, расходуемых в единицу времени и др., поступающие в систему и обрабатываемые автоматически, без участия технологического персонала.

Применение результатов расчетов, рекомендаций ЭС ДП позволяет уменьшить влияние человеческого фактора при оценке и интерпретации контролируемых технологических параметров процесса, тем самым сократить количество отклонений параметров работы ДП от оптимального диапазона, достичь максимально стабильного заданного химического состава продуктов плавки, минимального расхода топлива, минимизировать негативные воздействия на огнеупорную футеровку печи.

ОСНОВНЫЕ ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ КАМПАНИИ ДП № 5 в 2006 – 2024 гг.

В результате реализации на постоянной основе вышеперечисленных разработанных технологических мероприятий печь отработала в кампании 17 лет 5 месяцев и 13 суток (17,46 лет). Нормативная продолжительность кампании превышена в 1,75 раза или на 74,6 %.

За текущую кампанию на печи выплавлено 75 180 099 т чугуна, что на ~1,6 млн т превышает суммарную выплавку чугуна за первые две кампании ДП № 5 (суммарно за предыдущие две кампании в периоды 12.04.1986 – 03.07.1995 гг. и 26.10.1995 – 19.06.2006 гг. было выплавлено 73 582 218 т чугуна).

Результаты производительности и длительности текущей кампании достигнуты на фоне кардинального изменения технологии ведения доменной плавки и практически полуторакратного наращивания замены кокса природным газом. При этом негативные факторы, возникающие от дополнительно вдуваемых в горн печи углеводородов (снижение теоретической температуры горения, перераспределение температур по высоте печи, значительные колебания теплового состояния печи и т. д.) были успешно компенсированы разработанными технологическими мероприятиями. За текущую кампанию удалось повысить топливную эффективность (здесь и далее сравнение производится между первым полным годом эксплуатации ДП № 5 после задувки в 2006 г. и вывода на полный ход с финальными тремя месяцами кампании в 2024 г):

- удельный расход кокса сокращен с 417,3 до 351,1 кг/т чугуна, т. е. на 66,2 кг/т чугуна или на 15,9 %;
- удельный расход природного газа на выплавку чугуна увеличен с 118,0 до 172,7 м³/т чугуна, т. е. на 54,7 м³/т чугуна или на 46,4 %;
- удельный расход углерода на выплавку чугуна, определяемый как отношение суммарного прихода

углерода в доменную печь с твердым и газообразным топливом, а также с компонентами железорудной шихты к количеству выплавленного чугуна сокращен с 428,9 до 401,7 кг/т чугуна т. е. на 27,2 кг/т чугуна или на 6,3 %.

Выводы

Применение системного научного подхода к решению задачи максимального продления кампании ДП № 5 на основе анализа результатов предыдущих кампаний, выявления проблемных зон и направлений совершенствования технологии выплавки чугуна, разработки технологических мероприятий с учетом накопленного опыта и перспективы дальнейшего развития позволило увеличить срок службы агрегата в 1,75 раза и добиться его высокоэффективной работы в течение всей кампании 2006 – 2024 гг.

Результаты достигнуты на доменной печи «классической» конструкции без принципиальных капиталоёмких изменений в огнеупорной футеровке шахты и горна доменной печи только за счет разработки новых способов ведения, контроля и корректировки технологии выплавки чугуна.

Применение системы оптимизации, контроля и управления процессом выплавки чугуна на базе цифровых помощников собственной разработки обеспечивает за счет сокращения влияния человеческого фактора при оперативном управлении процессом стабилизацию результатов плавки при значительных колебаниях входящих параметров, максимальную эффективность разработанных научно-технологических мероприятий в течении длительных временных интервалов и является наиболее перспективным направлением дальнейшего развития.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Liu Z., Zhang J., Zuo H.-B., Yang T.-j. Recent progress on long service life design of Chinese blast furnace hearth. *ISIJ International*. 2012;52(10):1713–1723. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1713>
- Анализ работы металлоприемника с целью увеличения продолжительности кампании доменной печи и безопасной ее эксплуатации. *Новости черной металлургии за рубежом*. 2003;(4):32–36.
Analysis of metal receiver operation in order to increase the duration of blast furnace campaign and its safe operation. *Novosti chernoï metallurgii za rubezhom*. 2003;(4):32–36. (In Russ.).
- Рютер П., Петерс М. Условия продления более чем на 20 лет кампании доменной печи № 2 компании Thyssen Krupp Steel Europe. *Черные металлы*. 2015;(10):59–66.
Ruther P., Peters M. Requirements for a campaign life of more than 20 years at the blast furnace 2 of Thyssen Krupp Steel Europe. *Chernye metally*. 2015;(10):59–66. (In Russ.).
- Большаков В.И., Иванча Н.Г., Нестеров А.С. и др. Разработка мероприятий по продлению кампании доменных печей путем усовершенствования технологии загрузки, шлакового режима и автоматизированного контроля параметров доменной плавки в условиях нестабильности качества шихтовых материалов. В *сборнике научных статей Института электросварки им. Е.О. Патона: Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин*. Днепропетровск: ИЧМ им. З.И. Некрасова НАН Украины; 2015:628–634.
- Можаренко Н.М., Канаев В.В., Панчоха Г.В. Влияние технологии плавки на футеровку металлоприемника доменных печей. *Metallurgical and mining industry. Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2003;(5):5–8.
Mozharenko N.M., Kanaev V.V., Panchokha G.V. Influence of smelting technology on lining of metal receiver of blast furnaces. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2003;(5):5–8. (In Russ.).
- Курунов И.Ф., Логинов В.Н., Тихонов Д.Н. Методы продления кампании доменной печи. *Металлург*. 2006;(12):34–39.
Kurunov I.F., Loginov V.N., Tikhonov D.N. Methods of extending a blast-furnace campaign. *Metallurgist*. 2006;50:605–613. <https://doi.org/10.1007/s11015-006-0131-5>
- Влияние производительности доменной печи на продолжительность ее кампании. *Новости черной металлургии за рубежом*. 2005;(1):21–24.
The influence of blast furnace productivity on duration of its campaign. *Novosti chernoï metallurgii za rubezhom*. 2005;(1):21–24. (In Russ.).
- Шульте М., Клима Р., Рингель Д., Фосс М. Контроль износа горна доменной печи с помощью датчиков теплового потока. *Черные металлы*. 1998;(4):17–22.
Shul'te M., Klima R., Ringel' D., Foss M. Monitoring the wear of blast furnace hearth using heat flow sensors. *Chernye metally*. 1998;(4):17–22. (In Russ.).
- Ковальски В., Люнген Х.Б., Штриккер К.П. Стойкость доменных печей: современный уровень, развитие и мероприятия по развитию компании. *Черные металлы*. 1999;(9):26–35.
Koval'ski V., Lyungen Kh.B., Shtrikker K.P. Durability of blast furnaces: current level, development and company development measures. *Chernye metally*. 1999;(9):26–35. (In Russ.).
- Каплун Л.И., Малыгин А.В., Онорин О.П., Пархачев А.В. Устройство и проектирование доменных печей: Учебное пособие. Екатеринбург: УрФУ; 2016:217.
- Близнюков А.С., Фещенко С.А., Курунов И.Ф. и др. Исследование футеровки горна доменной печи. Сообщение 1. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2010;(9):31–36.
Bliznyukov A.S., Feshchenko S.A., Kurunov I.F., etc. Study of the blast furnace hearth lining. Report 1. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2010;(9):31–36. (In Russ.).
- Большаков В.И., Можаренко Н.М., Муравьева И.Г. Обеспечение безопасности и сохранности футеровки доменных печей при выдувке и задувке. *Металл и литье Украины*. 2009;(7–8):75–80.

- Bol'shakov V.I., Mozharensko N.M., Murav'eva I.G. Ensuring the safety and integrity of blast furnace linings during blowing-down and blowing-in. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2009;(7–8):75–80. (In Russ.).
13. Большаков В.И., Гладков Н.А., Муравьева И.Г. и др. Структура нижней части столба шихты и роль ее элементов в организации процессов плавки. *Сборник научных трудов ИЧМ. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2004;(8):112–119.
 14. Большаков В.И., Бузовера М.Т., Строменко В.А. и др. Экспериментальное исследование машин для отбора проб газа и шахты доменной печи объемом 5000 м³. В сборнике: *Интенсификация процессов доменной плавки и освоение печей большого объема*. Москва: Металлургия; 1980;(7):75–80.
 15. Пат. 2251575 RU. Способ создания защитного гарнисажа в шахте доменной печи / Логинов В.Н., Суханов М.Ю., Гуркин М.А., Васильев Л.Е., Каримов М.М., Большаков В.И., Нестеров А.С., Можаренко Н.М., Якушев В.С.; заявлено 21.04.2004; опубликовано 10.05.2005. Бюллетень № 13.
 16. Ярошевский С.Л. Выплавка чугуна с применением пылеугольного топлива. Москва: Металлургия; 1988:166.
 17. Лейтцель Д., Хунгер Й., Крюгер В. и др. Процессы при вдувании угольных пылей в доменную печь. *Черные металлы*. 1999;(5):20–28.
Leittsel' D., Khunger I., Kryuger V., etc. Processes during injection of coal dust into a blast furnace. *Chernye metally*. 1999;(5):20–28. (In Russ.).
 18. Чижиков В.М., Бачинин А.А., Нестеренко С.В. Вязкость гетерогенных шлаков, содержащих топливо. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1987;30(5):145–146.
Chizhikov V.M., Bachinin A.A., Nesterenko S.V. Viscosity of heterogeneous slags containing fuel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1987;30(5):145–146. (In Russ.).
 19. Лялюк В.П., Товаровский И.Г., Демчук Д.А. и др. Антрацит и термоантрацит в шихте доменной плавки. Днепропетровск: Пороги; 2008:245.
 20. Рогиненко С.А., Шевелев Л.Н. Парижское соглашение и Российская металлургия: время снижать риски и стимулировать энергосбережение. *Сталь*. 2018;(12):61–66.
Roginenko S.A., Shevelev L.N. The Paris Agreement and Russian metallurgy: time to reduce risks and stimulate energy saving. *Stal'*. 2018;(12):61–66. (In Russ.).
 21. Пат. 2709318 RU. Способ ведения доменной плавки / Виноградов Е.Н., Калько А.А., Волков Е.А., Заводчиков М.В.; заявлено 24.04.2019; опубликовано 17.12.2019. Бюллетень № 34.
 22. Пат. 2786283 RU. Способ загрузки промывочных и рабочих подач в доменную печь / Калько А.А., Волков Е.А., Каримов М.М., Терехов А.Л.; заявлено 01.03.2022; опубликовано 19.12.2022. Бюллетень № 35.
 23. Виноградов Е.Н., Калько А.А., Чикинов С.В., Волков Е.А., Калько О.А. Разработка и внедрение технологии замещения кокса природным газом для снижения расхода твердого топлива на классических доменных печах ПАО «Северсталь». *Металлург*. 2024;(1):11–16.
Vinogradov E.N., Kal'ko A.A., Chikinov S.V., Volkov E.A., Kal'ko O.A. Development and implementation of coke substitution technology with natural gas to reduce solid fuel consumption at the classic blast furnaces of PJSC Severstal. *Metallurg*. 2024;(1):11–16. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Андрей Александрович Калько, руководитель центра технологического развития Upstream, ПАО «Северсталь» Череповецкий металлургический комбинат
E-mail: aakalko@severstal.com

Andrei A. Kal'ko, Head of Technological Development Center Upstream, PJSC Severstal, Cherepovets Steel Mill
E-mail: aakalko@severstal.com

Евгений Николаевич Виноградов, заместитель генерального директора по производству – генеральный директор дивизиона «Северсталь Российская Сталь» и ресурсных активов, ПАО «Северсталь» Череповецкий металлургический комбинат
E-mail: envinogradov@severstal.com

Evgenii N. Vinogradov, Deputy General Director of Production – General Director Severstal Russian Steel Division and Mining Assets, PJSC Severstal, Cherepovets Steel Mill
E-mail: envinogradov@severstal.com

Оксана Александровна Калько, к.т.н., доцент кафедры химических технологий, Череповецкий государственный университет
ORCID: 0000-0001-8158-5626
E-mail: oakalko@chsu.ru

Oksana A. Kal'ko, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Chemical Technologies, Cherepovets State University
ORCID: 0000-0001-8158-5626
E-mail: oakalko@chsu.ru

Алексей Андреевич Калько, газовщик доменной печи, ПАО «Северсталь» Череповецкий металлургический комбинат; магистрант кафедры металлургии, машиностроения и технологического оборудования, Череповецкий государственный университет
E-mail: akalko@chsu.ru

Aleksei A. Kal'ko, Gas Operator of Blast Furnace, PJSC Severstal, Cherepovets Steel Mill; MA Student of the Chair “Metallurgy, Mechanical Engineering and Technological Equipment”, Cherepovets State University
E-mail: akalko@chsu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. А. Калько – анализ результатов предыдущих кампаний, определение проблемных зон, разработка мероприятий по повышению стойкости футеровки горна доменной печи и организации эффективной структуры столба шихты в доменной печи.

A. A. Kal'ko – analysis of the results of previous campaigns, identification of problem areas, development of measures to increase the durability of the blast furnace hearth lining and organize an effective charge column structure in the blast furnace.

Е. Н. Виноградов – анализ результатов предыдущих кампаний, определение проблемных зон, разработка мероприятий по повышению стойкости футеровки шахты доменной печи и особых приемов загрузки твердых заменителей кокса.

О. А. Калько – анализ результатов предыдущих кампаний, определение физико-химических закономерностей получения расплавов заданного состава.

А. А. Калько – анализ результатов предыдущих и текущей кампаний, сравнительные расчеты удельного расхода углерода на выплавку чугуна в различные периоды работы доменной печи.

E. N. Vinogradov – analysis of the results of previous campaigns, identification of problem areas, development of measures to increase the durability of the blast furnace shaft lining and special techniques for loading solid coke substitutes.

O. A. Kal'ko – analysis of the results of previous campaigns, determination of the physical and chemical principles of obtaining melts of a given composition.

A. A. Kal'ko – analysis of the results of previous and current campaigns, comparative calculations of the specific carbon consumption for cast iron smelting during different periods of blast furnace operation.

Поступила в редакцию 23.04.2024

После доработки 24.05.2024

Принята к публикации 28.05.2024

Received 23.04.2024

Revised 24.05.2024

Accepted 28.05.2024



УДК 658.51

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-270-282



Оригинальная статья

Original article

МОДЕЛЬ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ ДЛЯ СВЯЗАННЫХ ПРОЦЕССОВ МЕТАЛЛУРГИИ СТАЛИ

В. Ванг¹, Ш. Ли^{1,2}, В. Ху¹,О. А. Чикова², И. Чжан^{1,2}

¹ Институт теплоэнергетики, Северо-Китайский университет водных ресурсов и электроэнергетики (Китай, 450011, Чжэнчжоу, ул. Северное Третье кольцо, 36)

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

✉ chik63@mail.ru

Аннотация. При разработке передовых технологий энергосбережения металлургической промышленности ключевое значение имеет комплексный подход к управлению энергетическими потоками. В данной работе проведен глубокий анализ металлургических отраслей Китая и России с акцентом на эволюцию и текущие недостатки методов экономии энергии в металлургических процессах. Авторы подробно проанализировали различные технологические процессы, включая агломерацию, коксование, производство окатышей, чугуна в доменных печах, стали в кислородных конвертерах и электродуговых печах, а также прокатку стали. При этом выявляется значительный потенциал для повышения эффективности использования энергии и сокращения вредных выбросов. Основным результатом исследования является разработка структурных моделей технологических процессов на основе концепции энергосбережения «соответствия температур, каскадного использования и глобальной связи», охватывающих ключевые этапы производства стали. Эти модели подробно описывают роль и взаимосвязь каждого процесса в рамках полного металлургического цикла и объединяются в комплексную структурную модель технологического процесса производства стали. Модель включает в себя не только конкретные операции и характеристики каждого этапа, но и объясняет, как эти процессы взаимодействуют и зависят друг от друга, формируя целостную и взаимосвязанную систему металлургического производства. Эта модель включает в себя комплексные связи по температуре, давлению и отрасли производства, обеспечивая теоретическую основу для развития математических моделей энергосбережения и разработки соответствующих компьютерных приложений. Структурная модель технологического процесса производства стали имеет важное значение для понимания и оптимизации всего процесса металлургического производства, способствует повышению его энергетической и экологической эффективности.

Ключевые слова: металлургия стали, энергосбережение процессов, связанное энергосбережение, тепловая связь, связь по давлению, каскадное использование энергии, моделирование производственных процессов

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке программы Инновационной исследовательской группы (в области науки и технологий) Университетом провинции Хэнань (грант № 224200510022).

Для цитирования: Ванг В., Ли Ш., Ху В., Чикова О.А., Чжан И. Модель энергосбережения для связанных процессов металлургии стали. Известия вузов. Черная металлургия. 2024;67(3):270–282. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-270-282>

ENERGY SAVING MODEL FOR RELATED PROCESSES IN STEELMAKING

W. Wang¹, S. Li^{1,2}, W. Xu¹,O. A. Chikova², Y. Zhang^{1,2}

¹ Institute of Thermal Energy Engineering, North China University of Water Resources and Electric Power (36 North Third Ring Str., Zhengzhou 450011, China)

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

✉ chik63@mail.ru

Abstract. In the development of advanced energy saving technologies in the metallurgical industry, a comprehensive approach to managing energy flows is crucial. This article presents an in-depth analysis of the steelmaking and metallurgical industry in China and Russia, focusing on the evolution and

current shortcomings of energy saving methods in metallurgical processes. The authors thoroughly analyze various technological processes, including sintering, coking, pellet production, iron production in blast furnaces, steel production in oxygen converters and electric arc furnaces, as well as steel rolling, identifying significant potential for enhancing energy efficiency and reducing harmful emissions. The main outcome of the research is the development of structural models of technological processes based on the concept of energy saving “temperature matching, cascade utilization, and global linkage”, covering key stages of steelmaking. These models provide detailed descriptions of the role and interrelation of each process within the complete metallurgical cycle and combine into a comprehensive structural model of steelmaking technological process. The model includes not only specific operations and characteristics of each stage but also explains how these processes interact and depend on each other, forming an integrated and interconnected system of metallurgical production. This model encompasses comprehensive temperature-pressure and production links, providing a theoretical basis for the development of mathematical models of energy saving and the design of corresponding computer applications. The structural model of steelmaking technological process is important for understanding and optimizing the entire process of metallurgical production, contributing to its energy and ecological efficiency.

Keywords: steelmaking, process energy saving, linked energy saving, thermal coupling, pressure coupling, cascading energy use, production process modeling

Acknowledgements: This paper was supported by the Program for Innovative Research Team (in Science and Technology) at the University of Henan Province (grant No. 224200510022).

For citation: Wang W., Li S., Xu W., Chikova O.A., Zhang Y. Energy saving model for related processes in steelmaking. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):270–282. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-270-282>

ВВЕДЕНИЕ

Металлургия стали является ключевой отраслью национальной экономики Китая, она определяет развитие основных отраслей промышленности и конкурентоспособность государства на мировых рынках. В 2017 г. Китай произвел в 3 раза больше стали, чем США, Россия и Япония вместе взятые. Сталь превратила китайские судостроение и автомобилестроение в крупнейшие в мире [1]. Metallurgy of steel – это отрасль с длительными производственными циклами и высоким энергопотреблением. При этом производство стали является опасным источником загрязнения атмосферы отходящими газами и твердыми выбросами, в которых содержатся различные токсичные вещества. Энергосбережение и снижение выбросов в металлургии стали имеют решающее значение для национальной экономики Китая [2]. Председателем КНР Си Цзиньпином еще в 2014 г. были сформулированы основные принципы новой энергетической стратегии Китая FROCSV (*Four Revolutions and One Cooperation Strategic Vision*), в числе которых реформа энергопотребления, предполагающая повышение энергоэффективности [1]. Черная металлургия Китая добилась значительного прогресса в повышении энергоэффективности – снизилась средняя интенсивность общего энергопотребления на крупнейших сталелитейных предприятиях. Разработана методология количественной оценки энергетических и экологических выгод (сокращения выбросов CO₂, загрязняющих веществ в атмосферу и экономии воды), связанных с 36 мерами по повышению энергоэффективности [3]. Ключевой темой исследований по энергосбережению в 2011 – 2025 гг. является синергетическое функционирование материального потока и потока энергии [4] согласно модели энергосбережения для черной металлургии Китая IECUA (*Industrial Energy Conservation Uncertainty Analysis*) [5].

В настоящее время в России при производстве стали активно используются современные энерго- и ресурсо-

сберегающие экологически безопасные технологии, что делает особенно актуальным анализ опыта китайских ученых в этом вопросе [6]. Внедряются малоэнергоемкие металлургические технологии (непрерывная разливка стали, испарительное охлаждение и др.) [7]. Технология сухой грануляции шлака с использованием его физического тепла, разработанная российскими учеными-металлургами, используется на металлургических заводах Китая [8]. Разработана и внедрена энергоэффективная экологичная технология дувания горячих восстановительных газов в доменную печь (рециклинг доменного газа) [9]. Существуют лишь два маршрута производства стали: доменная печь – кислородный конвертер (BF – BOF) и электродуговая печь (EAF) [10]. В Китае и России в качестве основного маршрута производства стали используется маршрут BF – BOF [11], что создает условия для обмена опытом. В Китае энергетическая эффективность (EI) при производстве стали достигается путем применения энергосберегающих и рекуперативных технологий, таких как:

- использование отходящего тепла и конвертерного газа;
- комплексное использование отходов сталелитейного производства [11];
- широкое применение энергосберегающих технологий, сокращающих выбросы CO₂ [12].

На маршруте BF – BOF материальные и энергетические потоки тесно связаны, обеспечивая движение и трансформацию железосодержащих материалов и энергии [13]. Китайскими учеными разработаны структурные модели энергетических потоков в рамках концепции IDDD+N (*Integration of the processes, Differentiation of the demand, Diversification of the supply, Decentralization of the grid, and Network of multi-energy flows*) для оптимизации использования энергии, интеграции технологических процессов и децентрализации управления производством [14]. Структурная модель энергетических потоков включает системы преобразования, использования, рекуперации тепла, буфериза-

ции и хранения энергии. Фактически, металлургические предприятия производят и потребляют энергию одновременно: BF потребляют уголь и производят кокс и доменный газ (COG), BOF потребляют электроэнергию и кислород и производят Linz-Donawitz Gas (LDG) [15], т. е. являются просьюмерами [16]. Математическое моделирование позволяет провести количественное исследование структурных моделей энергосбережения [10; 17], в частности, применяется специализированное программное обеспечение METSIM и SYSCAD, которое позволяет рассчитывать баланс тепла/материала [18]. В работах [19; 20] отмечено, что в структурных моделях энергетических потоков необходимо учитывать взаимодействие и синергию между потоками материалов и энергии. В последнее время популярна концепция умного производства стали как часть «Индустрии 4.0», которая строится на киберфизических системах (CPS) [21 – 24]. Актуальна задача декарбонизировать металлургическую промышленность [25], в настоящее время разрабатываются технологии улавливания и хранения углерода (CCS) [26].

Китайскими учеными создана концептуальная модель связей между потоками материалов, энергии и выбросов на маршруте BF – BOF, включая коксохимическое, агломерационное и чугунолитейное производства, где побочные газы используются в качестве топлива с последующей передачей излишков на электростанции для генерации энергии [27]. Модель предполагает макро-сетевое управление процессом производства стали с учетом взаимосвязи потоков материалов, энергии и информации для достижения «минимального» потребления энергии, материалов и выбросов [28]. Lu Zhongwu предложил концепцию связанного сбережения энергии и материалов для металлургической промышленности [29]. На основе феноменологической модели движения вещества (железа) в технологическом цикле получения стали была получена система уравнений для расчета показателей потока веществ и связей между ними [30]. Yin Ruiyu предложил ряд мер по энергосбережению и сокращению выбросов, основанных на управлении связанными потоками железосодержащих материалов и энергии. Его концепция – «покупать только уголь, не покупать электроэнергию и топливо» и «нулевые выбросы» побочных газов и других энергоносителей [31]. Yin Ruiyu создал теорию динамической интеграции для «массы – энергии – времени – пространства – информации» процессов производства стали на основе анализа основных элементов и характеристик процессов [32]. Yongqi Sun, Zuotai Zhang разработали модель утилизации доменных шлаков (BFS) и сталелитейных шлаков (SS) на основе интеграции рекуперации отходящего тепла, повторного использования материалов и контроля кристаллизации шлаков [33]. Получена интеллектуальная карта интеграции материальных и энергетических потоков на предприятиях

по производству стали [34]. В работе [35] представлен аналитический обзор публикаций по декарбонизации черной металлургии в контексте финансовых, организационных и поведенческих аспектов. Заслуживают внимания многочисленные работы китайских ученых о взаимосвязи потоков материалов и энергии для процесса агломерации [36 – 38]. Эксергетический анализ в металлургии стали служит теоретической базой энергосбережения, поскольку эксергетический учет потоков энергии и материалов обеспечивает интегрированную оценку ресурсов, продуктов и отходов на различных уровнях производства, от единичных операций и этапов производства до сталелитейных заводов и производственных маршрутов, а эксергетические показатели легко могут быть связаны с технико-экономическими [39].

В России также принята аналогичная модель энергосбережения для связанных процессов металлургии стали, которая включает следующие комбинированные методы энергосбережения для металлургических процессов: повышение производительности доменной печи при реализации технологий вдувания горячих восстановительных газов и замены качественных руд на концентрат сидеритовой руды (КОСР); использование в рефрижераторном оборудовании CO_2 , отмытого из доменного газа; полная утилизация теплоты конвертерного газа для обжига КОСР [40].

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Теоретической и методологической основой концептуальной модели энергосбережения для связанных процессов металлургии стали является интеграция нескольких научных подходов: системного, аналитического и компаративистского. Это обеспечило проработку основных аспектов проблемы и поставленных задач, позволило выявить новые закономерности энергосбережения для связанных процессов металлургии стали и показателей качества энергосбережения. С целью выявления основных тенденций развития понятия «связанные процессы» в контексте управления сбережением энергии и материалов, экологической безопасностью, в технологических процессах металлургии стали применялись методы теоретико-методологического анализа (сравнительный, ретроспективный, модельный), компаративистский анализ научной литературы, методы систематизации имеющегося у авторов статьи опыта по организации энергосбережения.

Проведено концептуальное исследование методов сопряженного снижения энергопотребления в процессах производства стали, основанных на принципе каскадного использования энергии и анализе причин скачков энергопотребления. Предлагаются новые методы сетевого распределения энергии и сопряженного снижения энергопотребления в процессах производства стали с целью увеличения эффективности энергопотребления. Цель работы – в соответствии с принципами «соответ-

ствия температур, каскадного использования и глобальной связи» разработать модели связи температуры, давления и отрасли производства для энергосбережения в связанных процессах производства стали. Разработаны структурные модели технологических процессов агломерации, коксования, производства окатышей, получения чугуна в доменной печи, получения железа в кислородном конвертере и электропечи, прокатки стали, которые объединены в структурную модель технологического процесса производства стали.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объектов исследования рассмотрим агломерационный и коксовый процессы. Структурная модель агломерации (рис. 1) включает агломерационную машину, охладитель, оборудование для дробления, просеивания и смешивания. Железосодержащий материал превращается в агломерат, который после охлаждения отправляется в доменную печь. Высокотемпературные отходящие газы используются для утилизации остаточного тепла. Структурная модель коксования (рис. 2) включает технологии трамбовки кокса и его гашения. Входные материалы превращаются в красный горячий кокс, который после охлаждения отправляется в бункер или возвращается в сырье. Коксовый и отходящий газы, а также горячий азот из процесса гашения кокса направляются на утилизацию тепла и энергосбережение.

В качестве объектов исследования рассмотрим процессы производства окатышей и получения чугуна. Структурная модель производства окатышей (рис. 3)

включает мешалку, гранулятор, сортировочное устройство, цепной решетчатый конвейер, обратную печь и охладитель. Из порошкообразного концентрата и связующих веществ формируются сырые окатыши, которые после спекания и охлаждения направляются в доменную печь или возвращаются для переработки. Холодный отходящий воздух используется для энергосбережения. Структурная модель процесса получения чугуна (рис. 4) включает доменную печь и воздухонагреватель. В доменной печи из агломерата, кокса, окатышей и кусковой руды с добавлением воздуха производится чугун. Отходящие газы и шлак используются для дальнейшей утилизации и энергосбережения.

Для исследования рассмотрим процессы получения стали в конвертере и в электрической печи. Структурная модель процесса получения стали в конвертере (рис. 5) включает оборудование для предварительной обработки чугуна, конвертер, ковш для перевозки стали, устройство вторичной обработки и ковш для разливки. Выходные материалы включают сталь, шлак, конвертерный газ и пыль. Отходы используются для утилизации тепла и энергии. Структурная модель процесса получения стали в электрической печи (рис. 6) включает оборудование для предварительной обработки чугуна, саму электрическую печь, ковш для перевозки, устройство вторичной обработки и ковш для разливки. Входные и выходные материалы схожи с конвертерным процессом. Отходы также направляются на утилизацию тепла и энергии.

В качестве объекта исследования рассмотрим процесс прокатки стали и создадим структурную модель

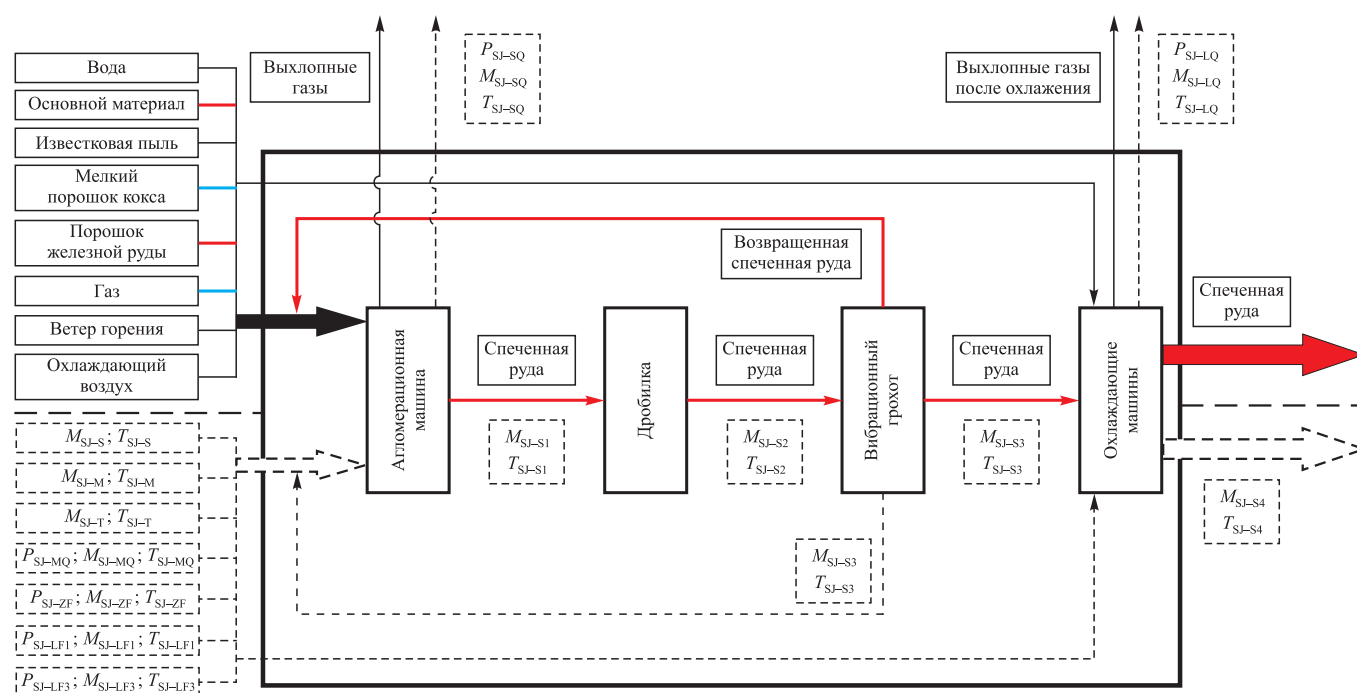


Рис. 1. Модель процесса агломерации

Fig. 1. Model of sintering process

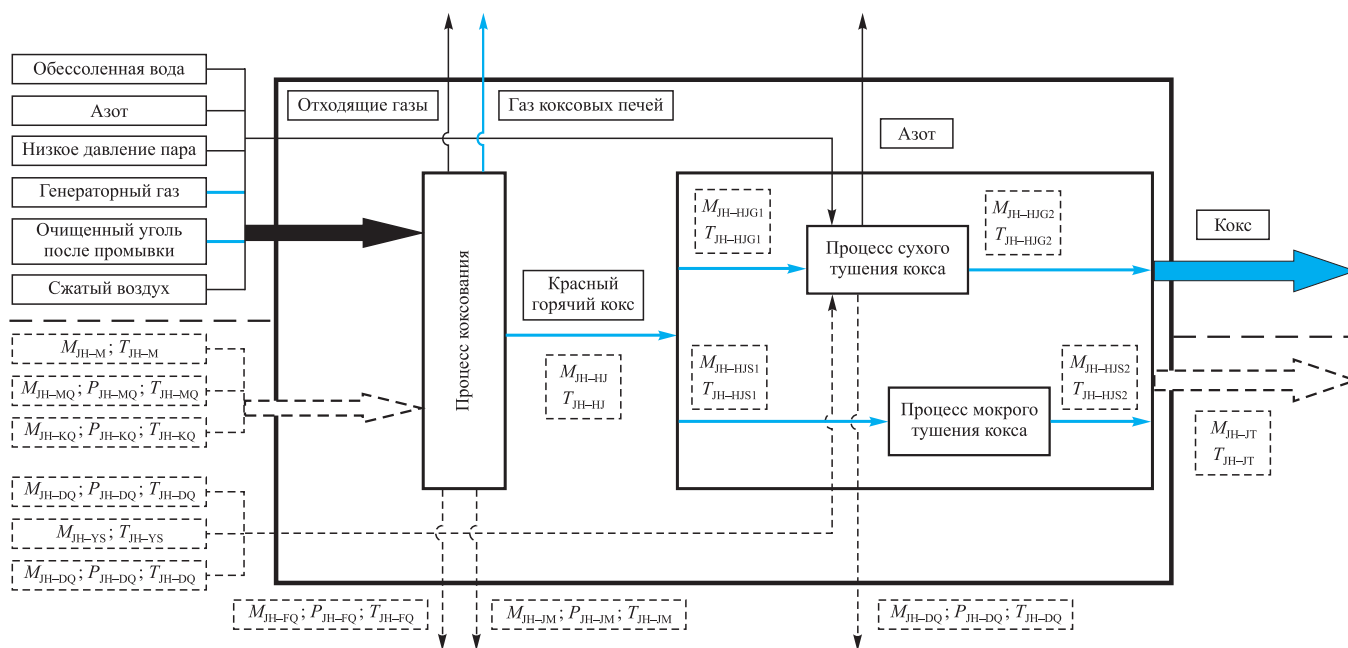


Рис. 2. Модель процесса коксования

Fig. 2. Model of coking process

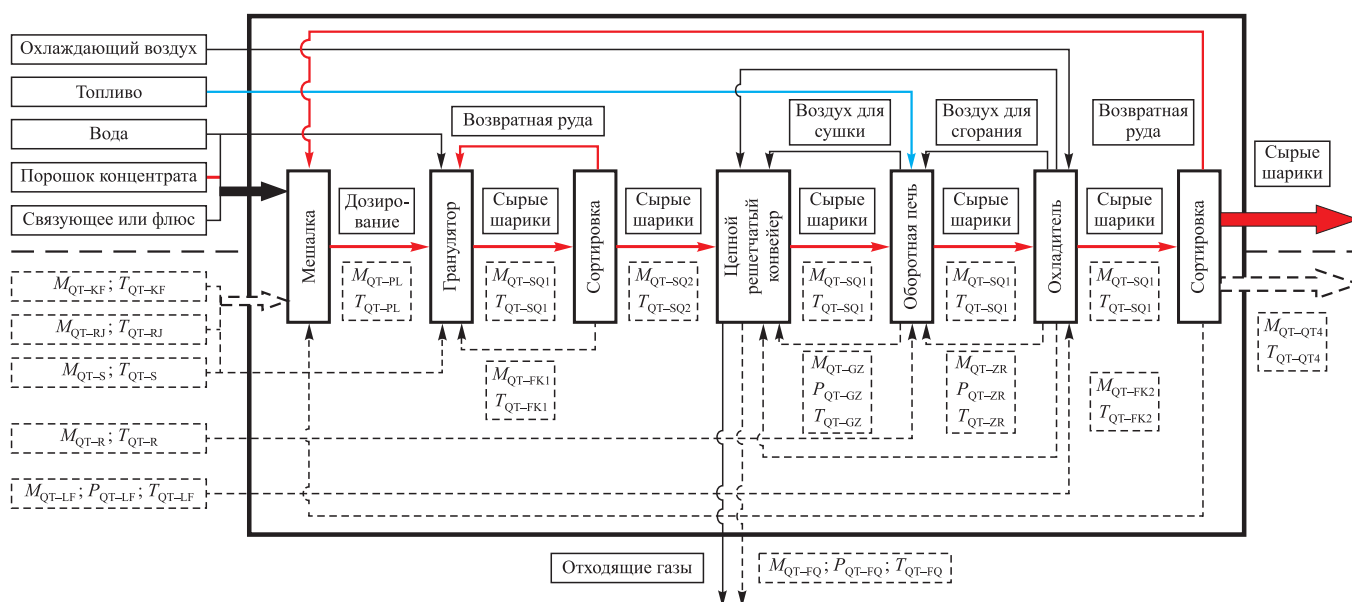


Рис. 3. Модель процесса производства окатышей

Fig. 3. Model of pellet production

этого технологического процесса (рис. 7). Основное оборудование процесса прокатки включает машины непрерывного литья, нагревательные печи, станы горячей и холодной прокатки. В модели технологического процесса прокатки стали входные материалы включают сталь, кислород, воду, смазочные материалы, огнеупорные материалы, газ и воздух для горения. Входные материалы сначала проходят через машину непрерывного литья, где они затвердевают и формируются в литые заготовки. Затем, после нагрева в печи,

заготовки отправляются в различные цеха прокатки для обработки в продукцию разных видов (профиль, прутки, рельсы, бесшовные трубы, листы и полосы). При этом отходящие газы, образующиеся в нагревательных печах, рассматриваются в структурной модели (рис. 8) как направление выхода из операционной рамки технологического процесса прокатки для утилизации остаточного тепла и энергосбережения.

На завершающем этапе исследования структурные модели технологических процессов агломерации, кок-

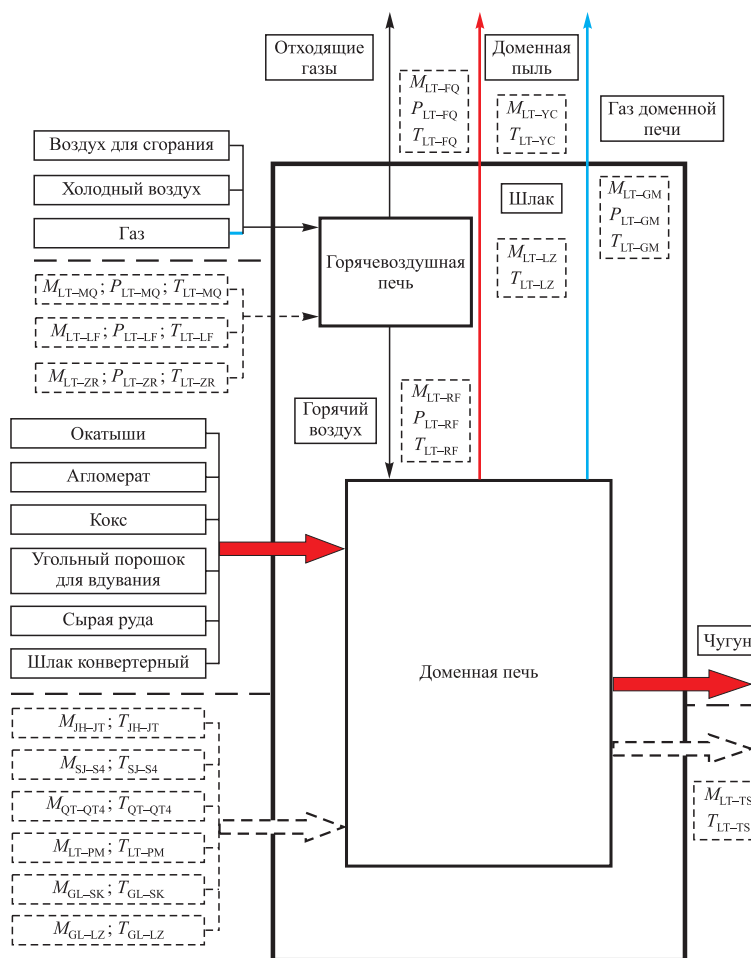


Рис. 4. Модель процесса производства чугуна

Fig. 4. Model of iron production

сования, производства окатышей, получения чугуна в доменной печи, получения железа в кислородном конвертере и электропечи, прокатки стали объединены в структурную модель технологического процесса производства стали (рис. 8).

На основе базовых принципов связанного энергосбережения, каскадного использования энергии и минимизации потерь предложены модели тепловой связи, связи по давлению и межотраслевой связи для отдельных технологических процессов металлургии стали – агломерации, коксования, производства окатышей, получения чугуна в доменной печи, получения железа в кислородном конвертере и электропечи, прокатки стали (рис. 8). Тепловая связь заключается в том, чтобы связать процесс, где производится избыток тепла, с процессами, которые потребляют тепло, с целью обеспечить наилучшее соответствие между производством и потреблением тепловой энергии в каждом процессе и тем самым уменьшить зависимость от внешних источников тепла и повысить эффективность использования энергии во всем металлургическом процессе. В связанных по давлению процессах производимый избыток давления передается в процессы с подходящим давле-

нием, чтобы достичь наилучшего соответствия между подачей и потреблением тепловой энергии в каждом процессе и тем самым сократить поставки давления из внешних источников и повысить энергетическую эффективность всего металлургического процесса. Отраслевая связь предполагает связывание избытков материалов и энергии в металлургическом производстве с потребителями из других отраслей, которые могут применять их с целью повышения эффективности использования материалов и энергии. Энергосбережение через отраслевую связь реализуется путем передачи избытков материалов и энергии металлургического процесса в связанные отрасли, установления связи между металлургической отраслью и другими отраслями для обеспечения взаимосвязи материального и энергетического обеспечения с целью повышения эффективности использования материалов и энергии.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе представлена концептуальная структурная модель связи температуры, давления и отрасли производства для энергосбережения в связанных про-

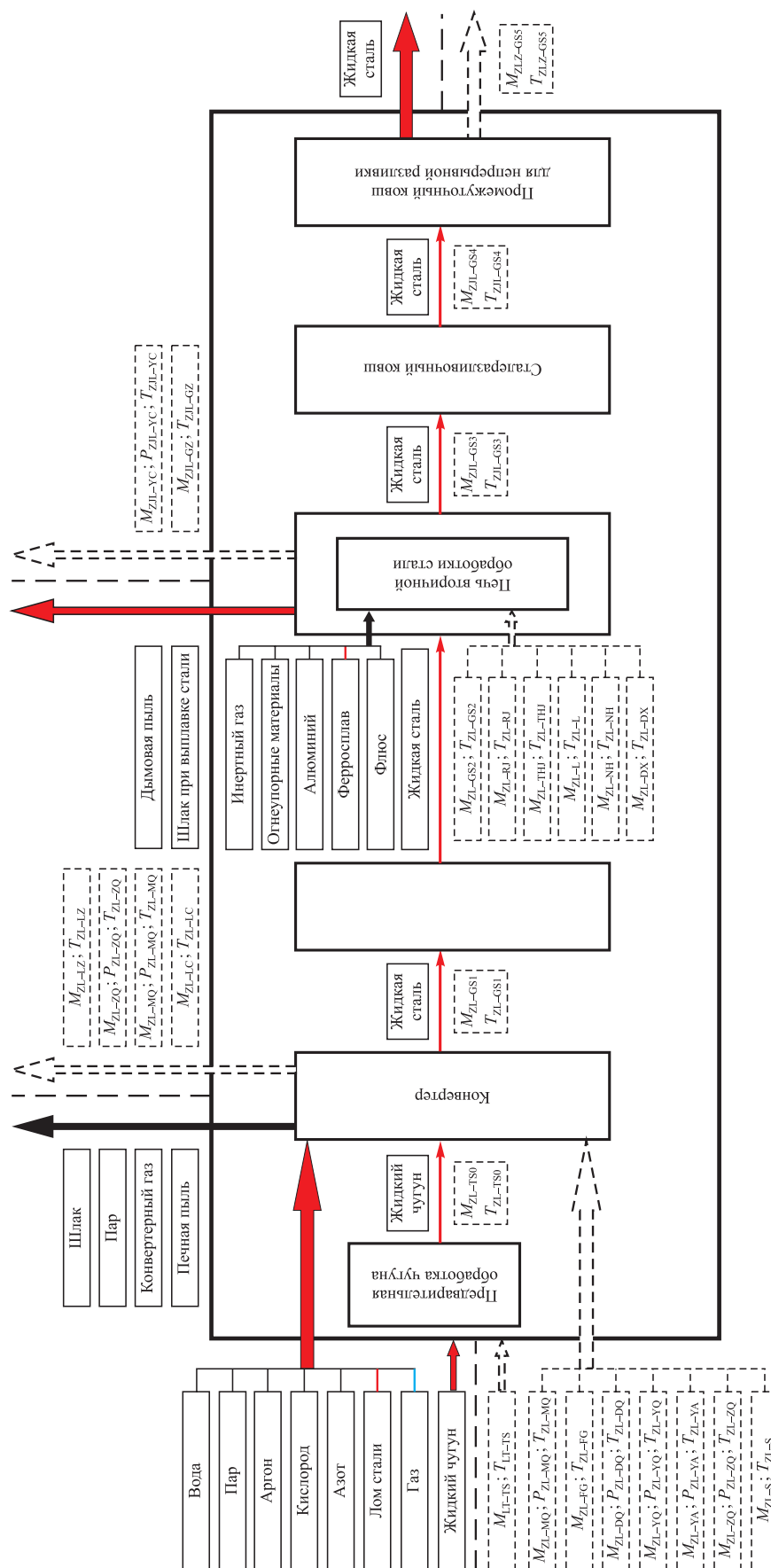


Рис. 5. Модель процесса производства стали в конвертере

Fig. 5. Model of steelmaking in a converter



Fig. 6. Model of steelmaking in an electric furnace

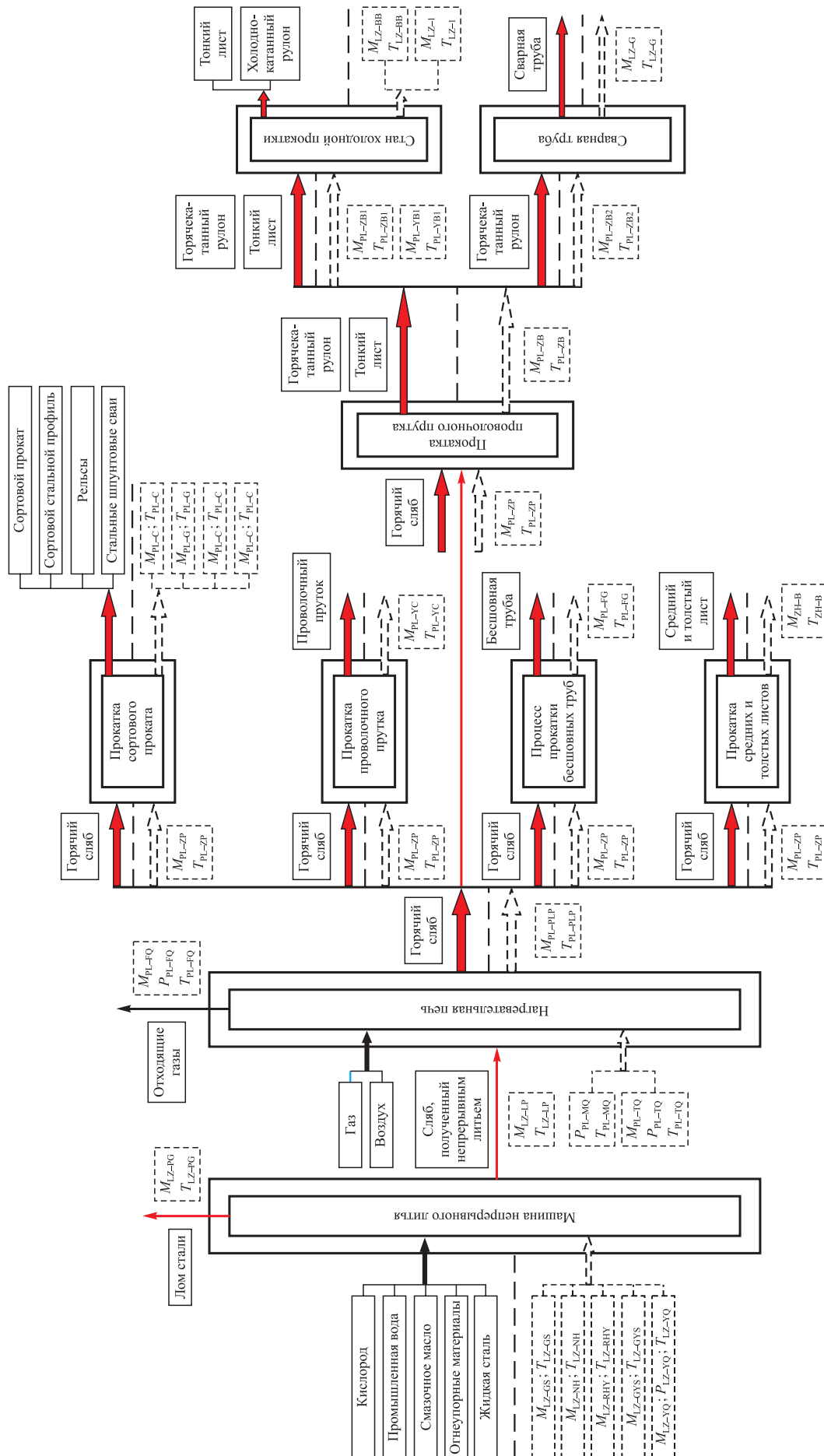


Рис. 7. Модель процесса прокатки стали

Fig. 7. Model of steel rolling process

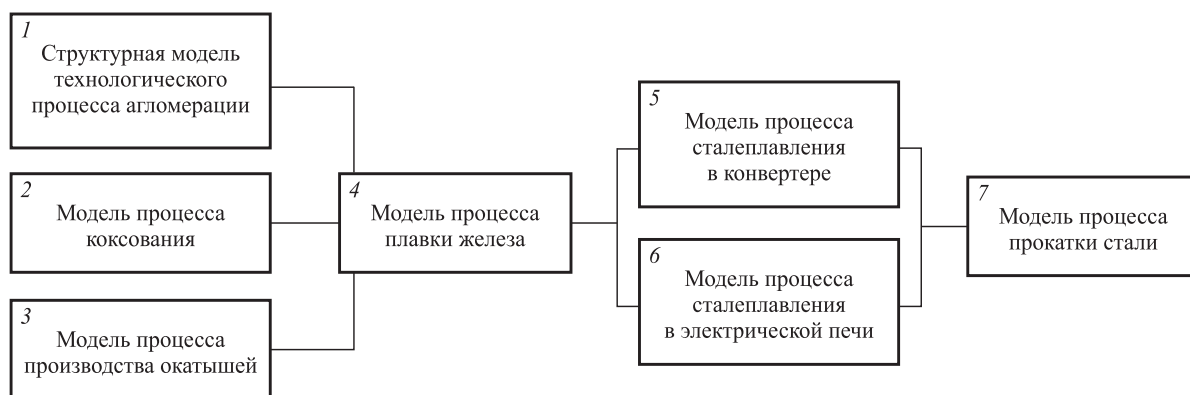


Рис. 8. Структурная модель технологического процесса производства стали:
1 – 7 – подробные схемы моделей технологических процессов на рис. 1 – 7

Fig. 8. Structural model of technological process of steelmaking:
1 – 7 – detailed diagrams of technological processes models in Figs. 1 – 7

цессах металлургии стали. Модель разработана на основе принципов соответствия температур, каскадного использования и глобальной связи. В отличие от матричной модели взаимосвязи потоков материала, энергии и выбросов для предприятия черной металлургии [26], представленная модель универсальна по отношению к отдельным технологическим процессам черной металлургии, отражает тепловую связь, связь по давлению, связь по отрасли и позволяет оптимизированный процесс производства стали на основе экономии материалов, энергии и снижения выбросов. Lu Zhongwu [28; 29] исследовал влияние логистики в процессе производства стали на энергопотребление и расход железа. Он обнаружил, что выведение из производственного процесса материалов, содержащих железо, приводит к увеличению энергопотребления и расхода железа на 1 т материала. Циркуляция материалов, содержащих железо, внутри одного процесса или между процессами не влияет на расход железа на 1 т, но приводит к увеличению энергопотребления на 1 т материала. Следовательно, необходимо максимально сократить количество циркуляций материалов, содержащих железо, что отражено в правилах моделирования. Lu Zhongwu [30] использовал методы Лагранжа и Эйлера для описания движения жидкости. Он также объяснил модель следящего наблюдения за потоком материала на основе диаграммы потока железа в жизненном цикле стальных продуктов, что предоставило референцию для создания и оптимизации последующих металлургических процессов. Yin Ruiyu [31] описал модели поведения потоков железа и углеродно-энергетических потоков в процессе производства стали. Он проанализировал потенциал энергосбережения и сокращения выбросов в сталелитейной промышленности, среди которых одним из эффективных методов является оптимизация металлургических процессов. Yin Ruiyu [32] предложил теоретический подход для создания нового поколения процессов производства стали, основываясь

на взаимодействии и синергии потоков материалов, энергии и информации в металлургическом процессе. Исходя из исследований потоков материалов и энергии в процессах производства стали, в сочетании с правилами моделирования металлургических процессов и реальными условиями металлургической инженерии, в данном исследовании разработана методика обозначения потоков материалов и энергии и создана структурная модель всего процесса металлургического производства. Данная модель учитывает не только потоки материалов и энергии, но также включает связанное преобразование давления, температуры и отраслевую интеграцию. Учитывая отдельные металлургические процессы, модель также акцентирует внимание на взаимодействии различных процессов, что значительно повышает эффективность энергосбережения и сокращения выбросов. Качественно описана аналогичная модель энергосбережения для связанных процессов металлургии стали в России, которая включает ряд комбинированных методов энергосбережения для металлургических процессов [40].

Выводы

В работе исследованы ключевые аспекты и тенденции в области энергосбережения в процессах металлургии стали как в Китае, так и в России. Анализ различных технологических процессов, включая агломерацию, коксование, производство окатышей, получение чугуна в доменной печи, получение железа в кислородном конвертере и/или электропечи, прокатку стали, показал значительный потенциал для повышения эффективности использования энергии и снижения вредных выбросов.

Основной результат работы заключается в том, что минимальное потребление энергии, материалов и сокращение выбросов возможно обеспечить, создавая новую концепцию взаимосвязи энергосбережения с технологическим процессом: «соответствие температур, каскадное

использование, глобальная связь». Связанные процессы в металлургии стали – сложные процессы непрерывного и дискретного изменения потоков энергии и материалов. Модель взаимосвязи потоков материалов и энергии – ограниченная модель из связанных узлов технологического процесса для обеспечения сбережения энергии и материалов, а также управления выбросами. Разработаны структурные модели технологических процессов, охватывающих ключевые этапы процесса производства стали, включая агломерацию, коксование, производство окатышей, получение чугуна в доменной печи, получение железа в кислородном конвертере и электропечи, прокатку стали. Эти модели детально описывают роль и взаимосвязи каждого процесса в рамках полного металлургического цикла и объединены в структурную модель технологического процесса производства стали. Структурная модель технологического процесса производства стали отражает систему связей всех этапов металлургического производства, она не только включает конкретные операции и характеристики каждого этапа, но также объясняет, как эти процессы взаимодействуют и зависят друг от друга, формируя целостную и взаимосвязанную систему металлургического производства. Структурная модель процесса производства стали имеет важное значение для понимания и оптимизации всего процесса металлургического производства, способствует повышению его энергетической и экологической эффективности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Чжун Ч., Чжао Ц. Управление энергоэффективностью в черной металлургии Китая. *StudNet*. 2021;4(5).
Zhong C., Zhao Q. Energy efficiency management in China's steel industry. *StudNet*. 2021;4(5). (In Russ.).
2. Cai J.J., Sun W.Q. Systems energy conservation and scientific energy utilization of iron and steel industry in China. *Iron and Steel*. 2012;47(5):1–8.
3. Ma D., Chen W., Xu T. Quantify the energy and environmental benefits of implementing energy-efficiency measures in China's iron and steel production. *Future Cities and Environment*. 2015;1:1–7.
<https://doi.org/10.1186/s40984-015-0005-8>
4. Sun W.Q., Cai J.J., Zhu Y. Advances in energy conservation of China steel industry. *The Scientific World Journal*. 2013;2013(2):247035. <https://doi.org/10.1155/2013/247035>
5. Wen Z.G., Wang Y.H., Zhang C.K., Zhang X.L. Uncertainty analysis of industrial energy conservation management in China's iron and steel industry. *Journal of Environmental Management*. 2018;225:205–214.
<https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2018.07.096>
6. Чернобровин В.П. Черная металлургия России в динамике (1970–2018 гг.). *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2020;20(1):7–17.
Chernobrovin V.P. Ferrous metallurgy in Russia in dynamics (1970–2018). *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2020;20(1):7–17. (In Russ.).
7. Дружинин Г.М., Зайнуллин Л.А., Казяев М.Д., Спирин Н.А., Ярошенко Ю.Г., Губинский М.В. Основные направления ресурсоэкономического сбережения в черной металлургии. В кн.: *Творческое наследие В.Е. Грум-Гржимайло: история, современное состояние, будущее. Сборник докладов Международной научно-практической конференции. Том 1*. Екатеринбург: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина; 2014:205–212.
8. Зайнуллин Л.А., Дружинин Г.М., Буткарев А.А. Инновационные разработки ОАО «ВНИИМТ» для энергосбережения и экологии в металлургии. В кн.: *Творческое наследие В.Е. Грум-Гржимайло: история, современное состояние, будущее. Сборник докладов Международной научно-практической конференции. Том 1*. Екатеринбург: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина; 2014:235–240.
9. Шевелев Л.Н., Бродов А.А. Энергосбережение, повышение энергоэффективности и снижение выбросов парниковых газов в черной металлургии России. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;1(2):3–6.
Shevelev L.N., Brodov A.A. Energy saving, increasing energy efficiency and reducing greenhouse gas emissions in the Russian ferrous metallurgy. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;1(2):3–6. (In Russ.).
10. Sun W.Q., Wang Q., Zhou Y., Wu J.Z. Material and energy flows of the iron and steel industry: Status quo, challenges, and perspectives. *Applied Energy*. 2020;268:114946.
<https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2020.114946>
11. He K., Wang L., Li X.Y. Review of the energy consumption and production structure of China's steel industry: Current situation and future development. *Metals*. 2020;10(3):302.
<https://doi.org/10.3390/met10030302>
12. Wang P., Morten R., Yang Y., Feng K.S., Kara S., Hauschild M., Chen W.Q. Efficiency stagnation in global steel production urges joint supply- and demand-side mitigation efforts. *Nature Communications*. 2021;12(1):2066.
<https://doi.org/10.1038/s41467-021-22245-6>
13. Yin R.Y. Theory and Methods of Metallurgical Process Integration. Academic Press; 2016:336.
14. Yang L., Li Z., Hu H., Zou Y., Feng Z., Chen W., Chen F., Wang S., Guo Y. Evaluation of energy utilization efficiency and optimal energy matching model of EAF steelmaking based on association rule mining. *Metals*. 2024;14(4):458.
<https://doi.org/10.3390/met14040458>
15. Jović M., Laković M., Banjac M. Improving the energy efficiency of a 110 MW thermal power plant by low-cost modification of the cooling system. *Energy Environ*. 2018;29(2):245–259. <https://doi.org/10.1177/0958305X17747>
16. Zhou Y., Wu J., Long C. Evaluation of peer-to-peer energy sharing mechanisms based on a multiagent simulation framework. *Applied Energy*. 2018;222:993–1022.
<https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2018.02.089>
17. Valsalam R., Krishnan N., Muralidharen V. Energy management and control system for integrated steel plants. In: *National Convention on Computerisation and Automation in Steel Industry*. 1996;2:59–83.
18. Zhao Q.Y., Zhang T.A., Lv G.Z., Zhu X.F., Liu Y. Application of process simulation software METSIM in metallurgy. *TELKOMNIKA*. 2012;10(8):2202–2208.

19. Yu Q.B., Lu Z.W., Cai J.J. Calculating method for influence of material flow on energy consumption in steel manufacturing process. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2007;14(2):46–51.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(07\)60026-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(07)60026-0)
20. Na H., Du T., Sun W., He J., Sun J., Yuan Y., etc. Review of evaluation methodologies and influencing factors for energy efficiency of the iron and steel industry. *International Journal of Energy Research*. 2019;43(11):5659–5677.
<https://doi.org/10.1002/er.4623>
21. Cicconi P., Russo A.C., Germani M., Prist M., Pallotta E., Monteriù A. Cyber–physical system integration for industry 4.0: Modelling and simulation of an induction heating process for aluminum-steel molds in footwear soles manufacturing. In: *2017 IEEE 3rd Int. Forum on Research and Technologies for Society and Industry*. Modena: IEEE; 2017:1–6.
22. Haag S., Anderl R. Digital twin – Proof of concept. *Manufacturing Letters*. 2018;15(B):64–66.
<https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2018.02.006>
23. Zhao H.T., Jiang P., Chen Z., Ezech C.I., Hong Y.D., Guo Y.S., Zheng C.H., Hrvoje D., Gao X., Wu T. Improvement of fuel sources and energy products flexibility in coal power plants via energy–cyber–physical–systems approach. *Applied Energy*. 2019;254:113554.
<https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2019.113554>
24. Al-Wakeel A., Wu J., Jenkins N. State estimation of medium voltage distribution networks using smart meter measurements. *Applied Energy*. 2016;184:207–218.
<https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2016.10.010>
25. Gao C., Gao W., Song K., Na H., Tian F., Zhang S. Spatial and temporal dynamics of air-pollutant emission inventory of steel industry in China: A bottom-up approach. *Resources, Conservation & Recycling*. 2019;143:184–200.
<https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2018.12.032>
26. Griffin P.W., Hammond G.P. Industrial energy use and carbon emissions reduction in the iron and steel sector: A UK perspective. *Applied Energy*. 2019;249:109–125.
<https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2019.04.148>
27. Sun W.Q., Wang Q., Zheng Z., Cai J.J. Material–energy–emission nexus in the integrated iron and steel industry. *Energy Conversion and Management*. 2020;213:112828.
<https://doi.org/10.1016/j.enconman.2020.112828>
28. Lu Z.-W., Cai J.-J., Yu Q.-B. The influences of materials flow in steel manufacturing process on its energy intensity. *Acta Metallurgica Sinica(China)*. 2000;36(4):370–378.
29. Lu Z.-W., Dai T. Influence of material flow in steel manufacturing process on energy consumption and metal yield. *Iron and Steel*. 2005;(4):1–7.
30. Lu Z.-W. The following-observing method for substance flow analysis. *Engineering Science*. 2006;8(1):18–25.
31. Yin R.Y. The energy flow behavior and energy flow network in steel manufacturing process. *Journal of Engineering Studies*. 2010;2(1):1–4.
32. Yin R.Y. Theory and Methods of Metallurgical Process Integration. Academic Press; 2016:336.
33. Sun Y.Q., Zhang Z.T. Disposal of high-temperature slags: A review of integration of heat recovery and material recycling. *Metallurgical and Materials Transactions E*. 2016;3:114–122. <https://doi.org/10.1007/s40553-016-0075-z>
34. Gu Y., Liu W., Wang B., Tian B., Yang X., Pan C. Analysis and prediction of energy, environmental and economic potentials in the iron and steel industry of China. *Processes*. 2023;11(12):3258. <https://doi.org/10.3390/pr11123258>
35. Jinsoo K., Benjamin K.S., Morgan B., Steve G., Junghwan L., Minyoung Y., Jordy L. Decarbonizing the iron and steel industry: A systematic review of sociotechnical systems, technological innovations, and policy options. *Energy Research & Social Science*. 2022;89:102565.
<https://doi.org/10.1016/j.erss.2022.102565>
36. Jia F.R., Wang E.G., He J.C., Dong H., Zhao Y.D. Waste heat recovery and utilization during sintering process. *Industrial Heating*. 2014;43(4):45–48.
37. Yang B., Chen L.G., Shen X., Qin X.Y., Sun F.R. Current status and case study on sintering process waste heat recovery and utilization in China. *Research on Iron and Steel*. 2014;42(4):54–57.
38. Liu W.C., Cai J.J., Dong H., Zhang Q., Qi G.C. Thermodynamic analysis on the effective recovery and utilization of sinter waste heat. *China Metallurgy*. 2013;23(2):15–20.
39. Costa M.M., Schaeffer R., Worrell E. Exergy accounting of energy and materials flows in steel production systems. *Energy*. 2001;26(4):363–384.
[https://doi.org/10.1016/S0360-5442\(01\)00004-4](https://doi.org/10.1016/S0360-5442(01)00004-4)
40. Сергеев П.А., Нешпоренко Е.Г. Анализ эффективного использования энергосберегающих технологий металлургического предприятия. *Современные инновации*. 2015;(2(2)):27–30.
Sergeev P.A., Neshporenko E.G. Analysis of the effective use of energy-saving technologies at a metallurgical enterprise. *Sovremennye innovatsii*. 2015;(2(2)):27–30. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Вейшу Ванг, доктор энергетических наук и технической теплофизики, профессор кафедры энергетике и технической теплофизики, Институт теплоэнергетики, Северо-Китайский университет водных ресурсов и электроэнергетики

ORCID: 0000-0002-5523-7254

E-mail: wangweishu@ncwu.edu.cn

Шайлун Ли, магистр теплоэнергетики, Институт теплоэнергетики, Северо-Китайский университет водных ресурсов и электроэнергетики; студент, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0009-0003-4237-8941

E-mail: shuailun.li@urfu.me

Weishu Wang, Dr. Sci. (Energy Sci. and Engineering Thermophysics), Prof. of the Chair of Power Engineering and Engineering Thermophysics, Institute of Thermal Energy Engineering, North China University of Water Resources and Electric Power

ORCID: 0000-0002-5523-7254

E-mail: wangweishu@ncwu.edu.cn

Shuailong Li, Master of Thermal Power Engineering, Institute of Thermal Energy Engineering, North China University of Water Resources and Electric Power; Student, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0009-0003-4237-8941

E-mail: shuailun.li@urfu.me

Вейхой Ху, магистр ядерной техники и ядерных технологий, доцент кафедры ядерной техники и технологий, Институт теплоэнергетики, Северо-Китайский университет водных ресурсов и электроэнергетики

ORCID: 0000-0002-1143-9268

E-mail: xuweihui@ncwu.edu.cn

Ольга Анатольевна Чикова, д.ф.-м.н., профессор кафедры физики, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-3347-9148

E-mail: chik63@mail.ru

Имэн Чжан, старший преподаватель кафедры архитектуры, Институт теплоэнергетики, Северо-Китайский университет водных ресурсов и электроэнергетики; магистр архитектуры, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0009-0002-7271-0143

E-mail: zhangyimeng@ncwu.edu.cn

Weihui Xu, Master of Nuclear Engineering and Technology, Assist. Prof. of the Chair of Nuclear Engineering and Technology, Institute of Thermal Energy Engineering, North China University of Water Resources and Electric Power

ORCID: 0000-0002-1143-9268

E-mail: xuweihui@ncwu.edu.cn

Ol'ga A. Chikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. of the Chair of Physics, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-3347-9148

E-mail: chik63@mail.ru

Yimeng Zhang, Senior Lecturer of the Chair of Architecture, Institute of Thermal Energy Engineering, North China University of Water Resources and Electric Power; Master of Architecture, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0009-0002-7271-0143

E-mail: zhangyimeng@ncwu.edu.cn

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. Ванг – концептуализация, методология, научное руководство, наблюдение.

Ш. Ли – программное обеспечение, методология, обработка данных, написание первоначального текста статьи, концептуализация.

В. Ху – написание, рецензирование и редактирование текста статьи.

О. А. Чикова – написание, рецензирование и редактирование текста статьи; научное руководство.

И. Чжан – написание и редактирование текста статьи.

W. Wang – conceptualization, methodology, scientific guidance, supervision.

S. Li – software, methodology, data analysis, writing the draft, conceptualization.

W. Xu – writing and editing the text.

O. A. Chikova – writing and editing the text, scientific guidance.

Y. Zhang – writing and editing the text.

Поступила в редакцию 20.09.2023

После доработки 07.03.2024

Принята к публикации 28.03.2024

Received 20.09.2023

Revised 07.03.2024

Accepted 28.03.2024



УДК 536.425:539.25:539.351

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-283-292

Обзорная статья
Review article

ПУТИ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ ВЭС CANTOR CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl

В. Е. Громов , С. В. Коновалов, М. О. Ефимов,
И. А. Панченко, В. В. Шляров

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

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. Созданные одними из первых и исследованные более 20 лет назад высокоэнтروпийные пятикомпонентные сплавы CoCrFeNiMn (сплав Cantor) и CoCrFeNiAl по-прежнему привлекают внимание исследователей в области физического материаловедения из-за возможности их применения в различных отраслях промышленности благодаря удачному сочетанию прочностных и пластических свойств. К настоящему времени накоплен большой экспериментальный материал по управлению свойствами этих сплавов. В настоящей работе выполнен обзор публикаций отечественных и зарубежных авторов по двум направлениям улучшения свойств этих сплавов: легированием, выделениями и термообработкой и использованием фазовых диаграмм CALPHAD. По первому направлению проанализирована роль легирования бором, алюминием, ванадием, кремнием, ниобием; γ - и γ' -нановыделениями, различными режимами термической и деформационной обработки. Сделан вывод о необходимости проведения экспериментов по легированию ВЭС Zr и Nb, хорошо зарекомендовавших себя в упрочнении сталей. Создание и модифицирование свойств пятикомпонентных ВЭС возможно при использовании компьютерных программ CALPHAD, разработанных для расчета диаграмм состояния. Проанализированные в статье результаты публикаций по термодинамическому описанию пятикомпонентных сплавов подтверждены сравнением фазовых диаграмм с имеющимися экспериментальными данными. В одной из анализируемых работ по фазообразованию пятикомпонентных состоящих из Co, Cr, Fe, Ni, Al, Mn, Cu ВЭС рассмотрено 2436 композиций, позволивших определить 1761 вариант надежного прогнозирования образования ОЦК/B2 и ГЦК фаз, минуя аморфные фазы и интерметаллиды, тем самым конструируя определенный уровень механических свойств. Показано, что на основе расчета фазовых диаграмм CALPHAD возможен дизайн нового поколения ВЭС.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, легирование, упрочнение, термообработка, программа CALPHAD

Благодарности: Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда 23-49-00015.

Для цитирования: Громов В.Е., Коновалов С.В., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В. Пути улучшения свойств ВЭС Cantor CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):283–292.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-283-292>

WAYS TO IMPROVE THE PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY ALLOYS CANTOR CoCrFeNiMn AND CoCrFeNiAl

V. E. Gromov , S. V. Konovalov, M. O. Efimov,
I. A. Panchenko, V. V. Shlyarov

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

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. Created one of the first and studied more than 20 years ago, high-entropy five-component alloys CoCrFeNiMn (Cantor alloy) and CoCrFeNiAl still attract the attention of researchers in the field of physical materials science due to their possible application in various industries because of their successful combination of strength and plastic properties. To date, a large amount of experimental materials has been accumulated on the ways to control the properties of these alloys. This article reviews the publications of domestic and foreign authors in two areas of improving the properties of these alloys: alloying, precipitation and heat treatment, and the use of CALPHAD phase diagrams. In the first direction, the role of alloying with B, Al, V, Si, Nb is analyzed; γ and γ' nanoprecipitations, various modes of thermal and deformation processing. It was concluded that it is necessary to conduct experiments on the alloying of HEAs with Zr and Nb, which have proven themselves well in hardening steels. Creation and modification of the properties of five-component HEAs is possible using the CALPHAD computer programs developed for calcu-

lating state diagrams. The results of publications on the thermodynamic description of five-component alloys analyzed in the article are confirmed by comparing the phase diagrams with the available experimental data. In one of the analyzed works on the phase formation of five-component HEAs consisting of Co, Cr, Fe, Ni, Al, Mn, Cu, 2436 compositions were considered, which made it possible to determine 1761 variants of reliable prediction of the formation of bcc/B2 and fcc phases, bypassing amorphous phases and intermetallic compounds, thereby designing a certain level of mechanical properties. It is shown that the design of a new generation of HEAs is possible based on calculation of the CALPHAD phase diagrams.

Keywords: high-entropy alloys, CoCrFeNiMn, CoCrFeNiAl, alloying, hardening, heat treatment, CALPHAD

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 23-49-00015.

For citation: Gromov V.E., Kononov S.V., Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarov V.V. Ways to improve the properties of high-entropy alloys Cantor CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):283–292.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-283-292>

ВВЕДЕНИЕ

Созданный в начале XXI века новый класс металлических материалов (так называемые высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС)) привлекает внимание исследователей в области физического материаловедения вследствие высокого уровня свойств, заметно превышающих свойства обычных сплавов [1–5]. Среди первых пятикомпонентных ВЭС исследования были проведены на ВЭС CoCrFeNiMn (сплав Cantor) и CoCrFeNiAl [5–10], которые обладают удачным сочетанием прочностных и пластических свойств.

Обсуждение проблемы улучшения механических и эксплуатационных свойств этих ВЭС началось вскоре после их создания и активно продолжается до настоящего времени. В обзорах [11–14] проанализированы способы повышения механических свойств высокоэнтропийных сплавов CoCrFeNiAl и CoCrFeNiMn ввиду возможных областей их промышленного использования. Решение этой проблемы предполагало усиление зернограницного упрочнения [10], твердорастворного упрочнения, создание нанокристаллического состояния, упрочнение выделениями, частичной аморфизацией, использование упрочняющих поверхностных обработок, разработку новых способов получения ВЭС [14–19], ультразвуковое воздействие [20], формирование градиентов структуры [21] и т.д. Такие подходы могут стимулировать значительное расширение областей применения этих ВЭС. В обзоре [22] на основе анализа экспериментальных результатов отмечено, что существует несколько сотен пятикомпонентных ВЭС, содержащих свыше 40 разных элементов. Все ВЭС условно разделены на девять семейств: **1** – на основе переходных 3d-металлов Al, Co, Cr, Fe, Ni, Mn, Cu, Ti; **2** – на основе тугоплавких металлов Hf, Mo, Nb, Ta, Ti, V, W, Zr; **3** – на основе Al, Be, Li, Mn, Se, Sn, Ti, Zn; **4** – на основе переходных 4f металлов Dy, Gd, Lu, Tb, Tm, Y; **5** – на основе бронз и латуней; **6** – на основе Ag, Au, Co, Cr, Cu, Ni, Pd, Pt, Rh, Ru с каталитическими свойствами; **7** – высокоэнтропийные металлические стекла типа $\text{Fe}_{26,7}\text{Co}_{26,7}\text{Ni}_{26,7}\text{Si}_9\text{B}_{11}$; **8** – высокоэнтропийные бориды, карбиды, нитриды, оксиды, силициды; **9** – ВЭС пленки и покрытия.

Ввиду колоссально большого объема информации авторы ограничились лишь анализом экспериментальных

работ последних трех лет по упрочнению и модифицированию свойств ВЭС CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl и близких к ним по составу (с использованием CALPHAD). Второй путь исследований – анализ работ по предсказанию состава ВЭС с заданным комплексом высоких функциональных свойств с использованием компьютерного пакета программ CALPHAD, разработанного для расчета диаграмм состояния [23–26]. Такие расчеты часто сочетаются на последней стадии с экспериментальной проверкой созданных материалов (так называемая интегрированная расчетная инженерия (*integrated computational materials engineering* – ICME)). Считается, что такой путь может привести к дальнейшему прогрессу в создании ВЭС с требуемыми промышленностью свойствами [22]. Необходимость такого анализа обусловлена еще и тем, что наиболее подробный разбор свойств ВЭС, перспектив их применения выполнен 3–4 года назад [27–29], что при таких темпах публикационной активности является достаточно большим периодом.

В последние 2–3 года продолжается экспоненциальный рост количества публикаций, посвященных ВЭС CoCrFeNiAl и CoCrFeNiMn, в связи с чем возникает необходимость выявления и анализа наиболее перспективных направлений предсказания путей повышения механических и эксплуатационных свойств этих ВЭС, что и являлось целью настоящей работы.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для сплавов Cantor CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl можно выделить основные подходы к решению фундаментальной проблемы физики твердого тела (повышение их механических свойств): анализ термической обработки, пластической деформации и внешних воздействий; квантомеханические расчеты кристаллической и электронной структуры; компьютерное моделирование; использование расчета фазовых диаграмм (CALPHAD) и др. [22].

Повышение механических свойств ВЭС легированием, выделениями и термообработкой

Первый подход состоит в поиске закономерностей среди большого количества свежих эксперименталь-

ных данных и формировании критериев улучшения прочностных и пластических свойств ВЭС.

Оптимальным с точки зрения упрочняющего эффекта для ВЭС с ОЦК и ГЦК решетками является ванадий. Причиной этого является его атомный размер: он велик для ГЦК сплавов и мал для ОЦК. Этому имеется количественное и качественное подтверждение для большого количества сплавов. По мнению авторов работы [30] оптимальная концентрация ванадия должна составлять примерно 25 ат. %.

Варьированием температурных режимов отжига (720 ч при 800 °С) можно достичь выделений ОЦК фазы, обогащенной хромом, и σ -фазы в сплаве Cantor с содержанием марганца 10 – 15 и 25 – 30 ат. % соответственно. Такие выделения не имеют ориентационного соотношения с ГЦК матрицей. Сравнениями с вычисленной фазовой диаграммой на основе термодинамической базы данных было подтверждено предсказание стабильности ГЦК фазы и невозможность такого предсказания для стабильности σ и ОЦК фаз [11; 12; 22]. По данным измерения микротвердости, выделения σ -фазы значительно упрочняют ВЭС CoCrFeMnNi_{2-x} ($x = 1,25; 1,50$). Полученные результаты являются основой для разработки состава и термообработки сплава Cantor.

В последние годы также делаются попытки улучшения механических свойств ВЭС Cantor путем легирования различными элементами. В работе японских исследователей [31] проанализирована роль титана и кремния в фазовом равновесии и изменении механических свойств эквивалентного сплава Cantor. Показано, что титан стабилизирует σ -фазу, Al2 и C14 фазы Лавеса, тогда как кремний стабилизирует Al3 фазу. Фазовые соотношения были представлены проекциями на изотермическом поперечном сечении (CoFeMnNi)-C_{2-x} при температуре сплава Cantor 1000 °С. Механические испытания показали рост пределов прочности и текучести при легировании титаном и кремнием, причем эффект добавок титана более значителен. Это может быть связано с различным деформационным упрочнением сплава Cantor с добавками.

В кратком обзоре невозможно претендовать на исчерпывающий анализ состояния проблем улучшения свойств даже двух ВЭС, но можно отметить основные тенденции и подходы по итогам рассмотрения последних наиболее значимых публикаций.

Одним из наиболее обсуждаемых вопросов упрочнения этих ВЭС является выявление роли γ - и γ' -нановыделений. В работе [32] была представлена серия ВЭС Ni_{60-x}Co_xCr₁₀Fe₁₀Al₁₈Mo₂ ($x = 30; 20; 10; 0$) с повышенными прочностными и пластическими свойствами. Рост концентрации никеля со снижением концентрации кобальта обеспечивал образование ГЦК фазы с γ' -частичками в ней. В литом состоянии ВЭС Ni₆₀Cr₁₀Fe₁₀Al₁₈Mo₂ со структурой ГЦК/ γ' + фаза B2 обеспечивал очень высокие значения $\sigma_{0,2}$ (831 МПа).

Для ниобийсодержащих ВЭС типа CoCrNi_{1,5}Nb_{0,2} было проведено систематическое исследование влияния температуры (660 – 960 °С) и времени (1 – 48 ч) старения на механические свойства. Отмечено, что старение при 660 °С приводило к образованию наномасштабных γ'' -выделений с суперрешеткой DO₂₂, упрочняющих ВЭС за счет сдвигового дислокационного механизма [33]. Пределы прочности и текучести росли с увеличением времени старения, приводящим к увеличению объемной доли и размеров γ'' -выделений, тогда как относительное удлинение снижалось. Старение при 860 и 960 °С в течение 1 ч приводило к образованию полукогерентных ϵ -выделений со структурой DO₁₉, меняющих механизм упрочнения на Орованаковский.

Для проектирования микроструктуры и, соответственно, свойств почти эквивалентных ВЭС AlCoCrFeNi, разработки дисперсионно-упрочненных сплавов нового поколения предложен шаблон на основе ГЦК матрицы, упрочненной ОЦК упорядоченными B2 выделениями [34]. На основе термодинамического моделирования растворов ВЭС Al_{0,5}CoCrFeNi был подвергнут изотермическому старению в твердом состоянии для осаждения внутризеренной мелкомасштабной фазы B2. Ранее в работах этих авторов уже проанализирована положительная роль влияния B2 фазы на предел прочности и деформационное упрочнение. В этой же работе отмечено положительное влияние мелкомасштабной B2 фазы на износ и динамическое сжатие. Напряжение течения при истинной деформации 0,02 % увеличилось более, чем в два раза с 670 до 1350 МПа, а предел прочности при сжатии возрос на 20 % с 1160 до 1500 МПа. При этом износостойкость возросла более чем в пять раз. Последний результат следует признать исключительно важным в рамках предложенного подхода улучшения механических свойств.

Из классического металловедения хорошо известна роль бора в повышении прочности стали и износостойкости наплавочных покрытий за счет образования высокотвердых соединений. Однако количество работ по влиянию бора на структурно-фазовое состояние и механические свойства пятикомпонентных ВЭС крайне ограничено. В работе [35] на образцах CoCrFeNiCuB_x ($x = 0 \div 5$ ат. %), полученных двухстадийным спеканием и вакуумно-дуговой плавкой, методами современного физического материаловедения этот пробел восполнен. Показано, что ВЭС на базе ГЦК матрицы содержат дендритную фазу с высоким содержанием FeCrCoNi и междендритную фазу с высоким содержанием меди. Рост твердости составил 337 HV при увеличении содержания бора. При 3 ат. % В при испытаниях на изгиб достигнута максимальная прочность 1900 МПа при хорошей пластичности.

При создании и исследовании упрочнения новых композиций ВЭС роль термообработки как никогда высока. Это наглядно продемонстрировано в работе [36], в которой образец изготовлен комбиниро-

ванным методом кабельно-проволочной дуговой сварки (CCW-AAM), изучена эволюция микроструктуры и механических свойств двухфазного сплава CoCrFeNiAl (ГЦК + упорядоченная ОЦК фаза В2) при термообработке в течение 8 ч. При 600 °С в матрице В2 отмечено образование большого количества богатой хромом σ -фазы, а в матрице ГЦК – наноразмерной упорядоченной $L1_2$ фазы, что привело к росту прочности с 338 HV до 420 HV, предела текучести с 654 до 810 МПа, предела прочности с 876 до 1115 МПа, однако относительное удлинение снизилось с 3,11 до 2,46 %. При повышении температуры термообработки до 800 °С размер частиц σ -фазы увеличивался, фаза $L1_2$ трансформировалась в фазу В2 с высоким содержанием AlNi. Прочностные свойства при растяжении оставались неизменными, но относительное удлинение выросло на 176 %. При термообработке при 1000 °С растворенная в матрице В2 σ -фаза и стержнеобразные выделения В2 значительно укрупняются, что упрочняет сплав. Твердость (308 HV) и предел текучести (542 МПа) заметно снизились, однако относительное удлинение существенно возросло (14,2 %). Анализ этих результатов позволяет говорить о перспективах создания ВЭС CoCrFeNiAl с комплексом высоких механических свойств и управления физической природой формирования этих свойств режимами термообработки.

Одной из привлекательных стратегий создания многокомпонентных литых ВЭС является предложенная в работе [37] идея фазового разделения (и/или выделения), индуцированного снижением конфигурационной энтропии с понижением температуры при охлаждении и литье. Отмечено, что наличие меди в сплавах, подобных сплаву Cantor, расширяет фазовое разделение (и выделение фаз), поскольку медь обладает высокой положительной энтальпией смешения с рядом переходных металлов. Было высказано предположение, что снижение энтальпии смешения через сепарацию обогащенной медью фазы от обогащенных Co–Cr или Fe–Cr фаз индуцирует двух- или трехфазную структуры. Ранее авторами работы [37] было отмечено, что иерархически структурированный ВЭС CrFeNiMn_{0,5}Cu_{0,5} обеспечивал великолепное сочетание прочности и пластичности (1,02 ГПа, 28 %), что позволяет с оптимизмом предполагать его промышленное использование. Вместе с тем еще не до конца ясны механизмы деформации этого литого сплава с микро- и нановыделениями.

Дисперсионное упрочнение и квазилинейное деформационное упрочнение литого ВЭС CoCrCu_{1,5}MnNi обеспечивают превосходное сочетание предела текучести и пластичности как при комнатной температуре (431,5 МПа, 55 %), так и при криогенных условиях (600 МПа, 67 %) [37]. Этот сплав имеет двойную ГЦК фазовую структуру с дендритными областями, обогащенными Co–Cr, и междендритными областями, богатыми Cu–Mn. Это выделения субмикронного и наноразмерного масштаба соответственно (из-за снижения

растворимости элементов в двух фазах). Природа квазилинейного деформационного упрочнения связана с деформационно индуцированным накоплением дефектов дислокационного характера, дефектов упаковки и двойников.

В работе [38] рассмотрен дизайн эвтектического ВЭС AlCoCrFeNi_{2,1} на основе анализа механических свойств, механизмов холодной и горячей деформации. Этот ВЭС имел типичную эвтектическую микроструктуру и состоял из ГЦК фазы и эвтектических В2 фаз с наноразмерными выделениями. Предел прочности и относительное удлинение составляли 1,2 ГПа и 22,8 %. При –196 °С предел текучести составляет 857 МПа, прочности – 1,48 ГПа, коэффициент удлинения – ~20 %. Такая хорошая пластичность может быть связана с превращением фазы $L1_2$ в неупорядоченную фазу твердого раствора при низкотемпературной деформации. При высокой температуре упрочнение наноразмерных В12 и $L1_2$ фаз осуществляется по механизму Орована и перерезания дислокаций. Отмечается, что пластинчатая структура в литом состоянии трансформировалась в тонкую равноосную, что привело к улучшению прочности и пластичности. Авторы рассмотрели вопрос конструирования ВЭС комплексно, с четырех точек зрения. Первый метод был основан на фазовой диаграмме и ее моделировании, в которой CoCrFeNi рассматривался как один из элементов псевдобинарных эвтектических сплавов. Второй метод основан на учете энтальпии смешения многоэлементных сплавов, где ВЭС AlCoCrFeNi_{2,1} являлся эталоном. Имеющие большую отрицательную энтальпию смешения бинарного сплава с никелем цирконий, ниобий и гафний были выбраны для замены алюминия. Третий метод учитывал валентные электроны. В четвертом подходе в настоящей работе рассмотрено создание ВЭС без содержания кобальта из-за его слабого влияния на микроструктуру и фазовый состав. Важность результатов работы [38] состоит в необходимости учета всех четырех точек зрения при конструировании эвтектических ВЭС с высокими свойствами.

Новая парадигма разработки ВЭС Cantor низкой стоимости предложена в работе [39]. Рассмотрена стратегия проектирования сверхпрочных и пластичных многокомпонентных ГЦК сплавов путем введения так называемого «локального химического порядка», управляемого междоузлиями и создаваемого посредством простой термомеханической обработки. В опытном многокомпонентном сплаве CoCrFeMnNi, обработанном методом частичного рекристаллизационного отжига, преобладает высокая плотность тонких реек, содержащих домены ближнего и среднего порядков. Эти рейки развиваются из плоских дислокационных полос скольжения, обусловленных внутренним ближним порядком сплава при предшествующей холодной деформации. В многокомпонентном метастабильном сплаве Fe₃₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ (ат. %) с пони-

женным содержанием дорогих никеля и кобальта (по отношению к сплаву Cantor) локальный химический порядок состоял в формировании гетероструктур с нерекристаллизованными зернами с тонкими рейками и незначительного количества рекристаллизованных зерен субмикронного размера с нанонитридами. За счет упрочняющего действия реек локальный химический порядок обеспечивает сверхвысокий предел текучести 1,34 ГПа, а деформационное двойникование способствует относительному удлинению 13,9 %. Универсальность стратегии дизайна подтверждена на многокомпонентной аустенитной стали. На примере ВЭС CoCrNiMnAl показано, что одним из способов достижения хорошей комбинации свойств прочность – пластичность является изменение химического состава. В ВЭС, не содержащем железа, это во многом определяется отсутствием хрупкой σ -фазы [40]. На основе термодинамических предсказаний было предложено три однофазных ГЦК ВЭС $\text{Co}_{25}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}\text{Al}_{15}$, $\text{Co}_{30}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}\text{Al}_{15}$ и $\text{Co}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{10}\text{Al}_{15}$, не содержащих σ -фазы. Показано, что добавление минимального количества алюминия обеспечило упрочняющее сплавы действие благодаря образованию контролируемого количества выделений NiAl–B2 в микроструктуре. Подвергнутые интенсивной холодной прокатке с последующим коротким отжигом при 1000 °C сплавы получили высокие значения прочности без потери пластичности. Высокоэнтропийный сплав $\text{Co}_{30}\text{Ni}_{25}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}\text{Al}_{15}$, обладающий низкой энергией дефекта упаковки, мелким зерном, большой объемной долей двойников и формированием мелкомасштабных выделений, представляет ВЭС с лучшей комбинацией свойств прочность – пластичность.

Подводя краткий итог рассмотрения публикаций по упрочнению пятикомпонентных ВЭС, можно констатировать, что количество статей по всем семействам ВЭС, упрочненных ванадием, цирконием, ниобием, ограничено [41; 42]. Из работ по классическому металлостроению, посвященных изучению влияния микролегирования на свойства сталей, известна положительная роль ванадия, циркония и ниобия в упрочнении, например, перлитных сталей. Это позволяет предположить необходимость выяснения их роли в упрочнении ВЭС, что должно стать одним из приоритетных дальнейших направлений исследований. И здесь можно ожидать прорывных достижений.

Использование программы CALPHAD

По своему химическому составу эквивалентный сплав Cantor достаточно дорог для практического применения. В работе [43] с использованием программы CALPHAD (Calculation Phase Diagram) был проведен анализ сплавов состава $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{43}\text{Mn}_{18}\text{Ni}_{17}$, стоимость которых на 40 % ниже стоимости эквивалентного сплава Cantor. Несмотря на то, что при комнатной тем-

пературе сплавы обладали пониженной прочностью по сравнению с эквивалентным ВЭС, при 873 К она была значительно выше. Это во многом объясняется деформационным двойникованием из-за низкой энергии дефектов упаковки при комнатной температуре. При расчете использовалась модель Лабуша для расчета эффекта «размягчения» при твердорастворном упрочнении сплава Cantor. Такие расчеты позволяют создать алгоритм разработки дизайна сплава с набором определенных механических свойств.

Выглядит обоснованной попытка автоматизированной оценки кинетической базы данных для ГЦК ВЭС. Разработка точных кинетических баз данных путем параметризации состава и температурных зависимостей подвижностей атомов необходима для корректировки многокомпонентных расчетов и моделирования CALPHAD [44]. На примере ВЭС CoCrFeNiMn предлагается автоматизированная процедура оценки, включающая хранение исходных данных и результатов оценки, автоматическое их взвешивание, выбор параметров и повторные оценки. Предлагаемое программное обеспечение, написанное на языке Python, использует только данные о диффузии индикатора для четкого разделения термодинамических и кинетических данных. Созданная база данных действительна для всего диапазона составов пятикомпонентных ВЭС.

На основании экспериментальных данных авторам работы [45] удалось получить полиномиальное уравнение прочности (твердости) для ВЭС с ГЦК решеткой, содержащих 4–5 элементов системы сплава Cantor. Важным выводом исследования является утверждение, что с ростом содержания железа прочность пятикомпонентного сплава Cantor снижается. Это обусловлено снижением модуля сдвига при снижении концентрации железа. Важным представляется роль энтальпии смешения и электронной концентрации. Показано, что прочность в сплавах Cantor растет при снижении энтальпии смешения и увеличении концентрации валентных электронов. Последнее представляется особенно важным с точки зрения управления механическими свойствами, поскольку позволяет целенаправленно повышать или понижать их значения.

Комплекс программ термодинамических расчетов CALPHAD может быть весьма полезным для разработки новых ВЭС CoCrFeNiMn с повышенной прочностью. Компьютерное термодинамическое прогнозирование фазовых равновесий является при этом основой, поскольку механические свойства во многом определяются фазовым составом сплавов. Сама по себе эта задача представляется достаточно сложной ввиду неполноты описания тройных систем. В работе [46] сделана удачная попытка разработки самосогласованного термодинамического описания пятикомпонентной системы сплава Cantor путем завершения описания для всех составляющих тройных подсистем и новых термодинамических оценок для CoCrNi и CoCrMn.

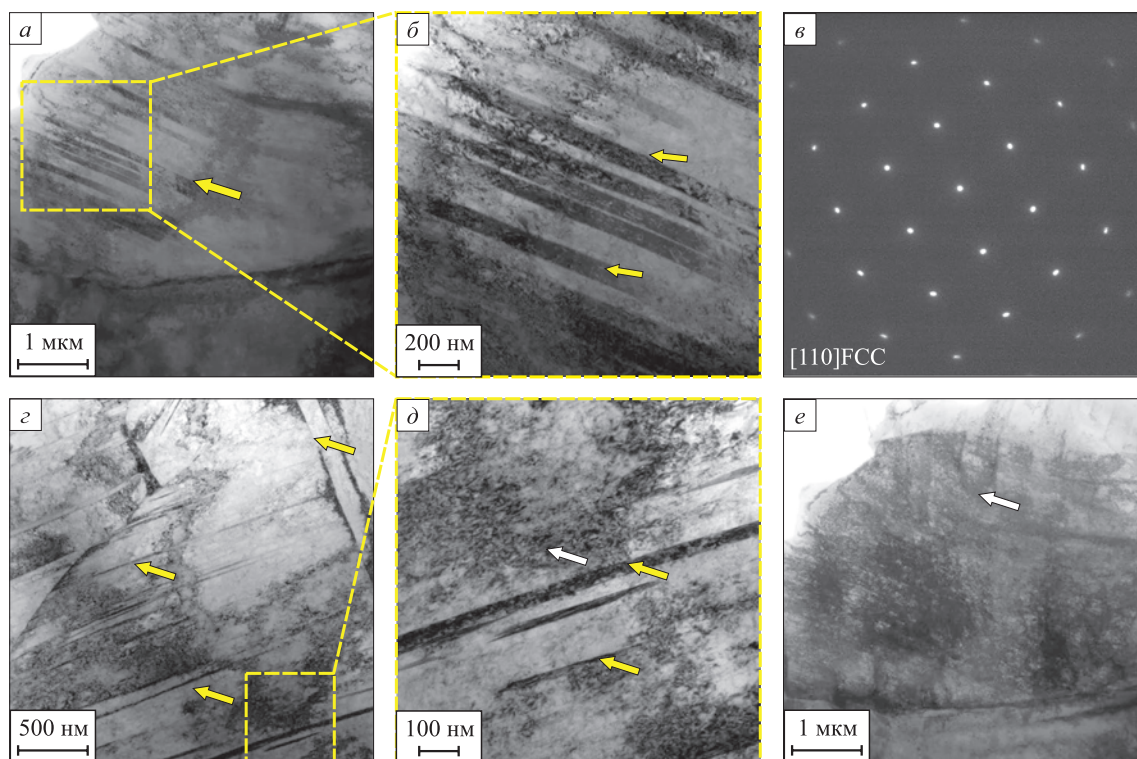
Надежность разработанного термодинамического описания пятикомпонентного сплава Cantor подтверждается сравнением рассчитанных вертикальных сечений пятикомпонентной фазовой диаграммы с имеющимися экспериментальными данными. Это дает основание термодинамического описания систем более высокого порядка с различными дополнительными элементами.

Для улучшения прочностных характеристик сплава Cantor делались и делаются попытки введения различных легирующих элементов [47 – 52]. Разрабатывая дизайн нового сплава Cantor, необходимо учитывать возможность образования интерметаллидных σ - и B2-фаз [53 – 55]. Влияние легирующих элементов на фазовую стабильность очень сложно (их индивидуальный вклад для многокомпонентного сплава, каким является сплав Cantor, невелик), что не позволяет надежно предсказать ее.

Выход видится в учете одновременного влияния различных легирующих элементов. А это может быть реализовано в рамках CALPHAD (Calculation of Phase Diagram) [56]. Коммерческие базы данных (TCHEA и PanHEA) не дают возможности воспроизвести экспериментальные вертикальные сечения ВЭС из пяти элементов и, соответственно, адекватно предсказать фазо-

вое равновесие между ГЦК, ОЦК и σ -фазами. Для этого необходимо термодинамическое описание для всех двойных и тройных систем. К сожалению, для большинства многокомпонентных ВЭС это не разработано. Согласно литературным данным легирование ВЭС осуществляется в широком диапазоне концентраций, что выдвигает в число важных проблем термодинамическое описание для всех тройных систем, оказывающих существенное влияние на предсказание фазового равновесия.

Наиболее подробный анализ фазообразования в пятикомпонентных ВЭС, состоящих из кобальта, хрома, железа, никеля, марганца, алюминия и меди, был проведен в работе [57]. Было рассмотрено 2436 композиций, из которых CALPHAD выбрал 1761 вариант для надежного прогнозирования образования ОЦК/B2 и ГЦК фаз, исключая аморфную фазу и интерметаллиды. Было показано, что термодинамические расчеты и данные эксперимента практически совпадают. По мере увеличения разницы атомных размеров элементов образуется больше сплавов ОЦК/B2 по сравнению с ВЭС с ГЦК структурой. Было обнаружено, что концентрация валентных электронов является наиболее важным параметром для предсказания фаз ОЦК/B2, ГЦК, ОЦК/B2 + ГЦК. Эти результаты очень важны для



ПЭМ-изображения разрушенного сплава $\text{Co}_{14}\text{Cr}_{30}\text{Ni}_{50}\text{Mo}_6$ [63]:

- a, б* – изображения полос сдвига в светлом поле и соответствующие дифракционные картины выбранной области;
- г, д* – взаимодействие дислокаций с полосами сдвига;
- е* – светлое поле, изображения клубковой дислокационной субструктуры в другом зерне

TEM images of the destroyed alloy $\text{Co}_{14}\text{Cr}_{30}\text{Ni}_{50}\text{Mo}_6$ [63]:

- a, б* – images of shear bands in a light field and corresponding diffraction patterns of the selected area;
- г, д* – interaction of dislocations with shear bands; *е* – light field, images of a tangle dislocation substructure in another grain

дизайна ВЭС с определенной структурой и, соответственно, свойствами.

Новый подход к созданию эвтектических ВЭС из пяти элементов предложен в работе [58]. Он основан на возможности использования композиционных фазовых диаграмм и энтропии смешения двух- и трехкомпонентных эвтектических сплавов при разработке новых ВЭС. Направление поиска таких ВЭС вполне оправдано, поскольку пятикомпонентные эвтектические ВЭС демонстрируют удачную комбинацию высоких прочностных и пластических свойств [59 – 62] благодаря пластинчатым композитным микроструктурам.

Надежных фазовых диаграмм для сплавов из пяти элементов явно недостаточно, поэтому предлагаемый в работе [58] подход выглядит обнадеживающим. Это подтверждают экспериментальные результаты создания эвтектических сплавов систем AlCoCrFeNi и CoCrFeNiTi.

Для разработки новых ВЭС с высоким пределом текучести предлагается метод, сочетающий расчет фазовых диаграмм CALPHAD, разности электроотрицательности и машинное обучение (*machine learning*) [63]. На первом этапе это позволяет избежать образования нежелательных хрупких фаз. Затем, следуя траектории создания новых ВЭС, выявляют в однофазной области точки с высоким пределом текучести и элементный интервал. При этом, если содержание молибдена и железа составляет 6 и 0 % ат. % соответственно, то для никеля и кобальта интервалы расширяются. Дальнейший шаг – экспериментальная проверка разработанного сплава. Показано, что предел текучести однофазного ВЭС $\text{Co}_{14}\text{Cr}_{30}\text{Ni}_{50}\text{Mo}_6$ с размером зерна 17,1 мкм составил 472 МПа при разнице электроотрицательности 0,136. Высокая пластичность и способность к деформационному упрочнению сплава обусловлены высокой плотностью полос сдвига дислокаций и их взаимодействием. Расстояние между полосками сдвига порядка 100 нм (см. рисунок, б). Видно, что контраст от полос сдвига более темный, чем ГЦК матрица, а наличие высокой плотности клубковых дислокаций в полосах сдвига (см. рисунок, е) свидетельствует об интенсивной деформации.

Для аэрокосмической отрасли может быть полезен ВЭС $\text{Al}_{10}\text{Co}_{19}\text{Cr}_{16}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{35}$, полученный в литом состоянии, гомогенизированный при 1200 °С в течение 8 ч и подвергнутый ступенчатому отжигу при 800 °С (24 ч) и 590 °С (120 ч) [64]. Это обеспечило микроструктуру ГЦК матрицы с В2 выделениями и карбидом, обогащенным хромом. Дизайн этого ВЭС был получен на основе расчета фазовой диаграммы CALPHAD. Механические испытания показали отличное сочетание прочности и пластичности: предел текучести составил 470 МПа, прочности – 790 МПа, а относительное удлинение – 48 %. Результаты этой работы – яркое свидетельство возможностей создания ВЭС нового поколения на базе фазовых диаграмм.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В связи с накопившимся большим банком публикаций по различным направлениям повышения механических свойств ВЭС CoCrFeNiMn (сплав Cantor) и CoCrFeNiAl проведен анализ работ последних трех лет по легированию, упрочнению выделениями, термической обработкой и использованию фазовых диаграмм CALPHAD.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Yeh J.W. Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie – Science des Matériaux*. 2006;31(6):633–648. <http://dx.doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
2. Ma L.-S., Fu G.-L., Tian F.-C., Zhang T.-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>
3. 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>
4. 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>
5. George E.P., Curtin W.A., Tazan C.C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*. 2020;188:435–474. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.015>
6. Osintsev K.A., Konovalov S.V., Glezer A.M., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A., Sundeev R.V. Research on the structure of $\text{Al}_{2.1}\text{Co}_{0.3}\text{Cr}_{0.5}\text{FeNi}_{2.1}$ high-entropy alloy at submicro- and nano-scale levels. *Materials Letters*. 2021;294: 129717. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129717>
7. Li Z., Zhao S., Ritchie R.O., Meyers M.A. Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys. *Progress in Materials Science*. 2019;102: 296–345. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.12.003>
8. 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>
9. Otto F., Dlouhy A., Somsen C., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2013;61(15):5743–5755. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018>
10. Schuh B., Mendez-Martin F., Volker B., George E.P., Clemens H., Pippan R., Hohenwarter A. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation. *Acta Materialia*. 2015;96:258–268. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.025>
11. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and Properties of High-Entropy Alloys. Springer, Advanced structured materials; 2021:110.
12. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A. Structure and Properties of High-Entropy Alloys. Moscow: RuScience; 2021:203.

13. 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., Konovalov 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>
14. Громов В.Е., Рубанникова Ю.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Воробьев С.В. Формирование улучшенных механических свойств высокоэнтропийного сплава Cantor. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021; 64(8): 599–605. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Konovalov S.V., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V. Generation of increased mechanical properties of Cantor high-entropy alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(8):599–605. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
15. Coury F.G., Kaufman M., Clarke A.J. Solid-solution strengthening in refractory high entropy alloys. *Acta Materialia*. 2019;175:66–81.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.006>
16. Ikeda Y., Tanaka I., Neugebauer J., Kormann F. Impact of interstitial C on phase stability and stacking-fault energy of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Physical Review Materials*. 2019;3:113603.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.3.113603>
17. Li F., Zhao H., Yue Y., Yang Z., Zhang Y., Gou L. Dual-phase super-strong and elastic ceramic. *ACS Nano*. 2019;13(4): 4191–4198. <https://doi.org/10.1021/acsnano.8b09195>
18. Li Z., Kormann F., Grabowski B., Neugebauer J., Raabe D. Ab initio assisted design of quinary dual-phase high-entropy alloys with transformation-induced plasticity. *Acta Materialia*. 2017;136:262–270.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.07.023>
19. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Konovalov S.V., Alsaraeva K.V. Pulsed evolution of silumin treated with a high-intensity pulse electron beam and subsequent fatigue loading up to failure. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*. 2015;79(9):1169–1172.
<https://doi.org/10.3103/S1062873815090087>
20. Listyawan T.A., Lee H., Park N., Lee U. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy with ultrasonic nanocrystal surface modification process. *Journal of Materials Science and Technology*. 2020;57: 123–130. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.02.083>
21. Guo L., Wu W., Ni S., Yuan Z., Cao Y., Wang Z., Song M. Strengthening the FeCoCrNiMo_{0.15} HEA by gradient structure. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;841:155688.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155688>
22. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов. *Физика металлов и металловедение*. 2020;121(8):807–841.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
Rogachev A.S. Structure, stability and properties of high entropy alloys. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2020; 121(8):807–841. (In Russ.).
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
23. Raturi A., Aditya C.J., Gurao N.P., Biswak K. ICME approach to explore equiatomic and non-equiatomic single phase BCC refractory high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;806:587–595.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.387>
24. Senkov O.N., Zhang C., Pilchak A.L., Payton E.J., Woodward C., Zhang F. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783: 729–742. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.325>
25. Menou E., Tancrét F., Toda-Caraballo I., Ramstein G., Castany P., Bertrand E., Gautier N., Rivera Díaz-Del-Castillo P.E.J. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): Obtainment of an extremely high specific solid solution hardening. *Scripta Materialia*. 2018;156:120–123.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.024>
26. Tapia A.J.S.E., Yim D., Kim H.S., Lee B.-J. An approach for screening single phase high-entropy alloys using an in-house thermodynamic database. *Intermetallics*. 2018;101:56–63.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.07.009>
27. 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>
28. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier; 2019:374.
29. Zhang Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction. Singapore: Springer Nature; 2019:159.
30. Yin B., Maresca F., Curtin W.A. Vanadium is an optimal element for strengthening in both fcc and bcc high-entropy alloys. *Acta Materialia*. 2020;188:486–491.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.01.062>
31. Yamanaka S., Ikeda K., Miura S. The effect of titanium and silicon addition on phase equilibrium and mechanical properties of CoCrFeMnNi-based high entropy alloy. *Journal of Materials Research*. 2021;36:2056–2070.
<https://doi.org/10.1557/s43578-2021-00251-0>
32. Jia Y., Wang Z., Wu Q., He F., Li J., Wang J. Enhancing the yield strength of Ni-Co-Cr-Fe-Al as-cast hypoeutectic high-entropy alloys by introducing γ' precipitation. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;858:144190.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144190>
33. Zhou H., Lin Y., Chen F., Shen Q. Effect of precipitation behavior on mechanical properties of a Nb-containing CoCrNi-based high-entropy alloy. *Metals and Materials International*. 2023;29:674–692.
<https://doi.org/10.1007/s12540-022-01265-x>
34. Gwalani B., Torgerson T., Dasari S., Jagetia A., Nartu M.S.K.K.Y., Gangireddy S., Pole M., Wang T., Scharf T.W., Banerjee R. Influence of fine-scale B2 precipitation on dynamic compression and wear properties in hypo-eutectic Al_{0.5}CoCrFeNi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;853:157126.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157126>
35. Algan Şimşek İ.B., Arik M.N., Talaş Ş., Kurt A. The effect of B addition on the microstructural and mechanical properties of FeNiCoCrCu high entropy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2021;52:1749–1758.
<https://doi.org/10.1007/s11661-021-06186-9>

36. Shen Q., Kong X., Chen X. Significant transitions of microstructure and mechanical properties in additively manufactured Al-Co-Cr-Fe-Ni high-entropy alloy under heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;815:141257. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141257>
37. Shim S.H., Pouraliakbar H., Lee B.J., Kim Y.K., Rizi M.S., Hong S.I. Strengthening and deformation behavior of as-cast CoCrCu_{1.5}MnNi high entropy alloy with micro-/nanoscale precipitation. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;853:143729. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143729>
38. Xie X., Li N., Liu W., Huang S., He X., Yu Q., Xiong H., Wang E., Hou X. Research progress of refractory high entropy alloys: A review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2022;35:142. <https://doi.org/10.1186/s10033-022-00814-0>
39. He Z., Guo Y., Sun L., Yan H.-L., Guan X., Jiang S., Shen Y., Yin W., Zhao X., Li Z., Jia N. Interstitial-driven local chemical order enables ultrastrong face-centered cubic multicomponent alloys. *Acta Materialia*. 2023;243:118495. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118495>
40. Mehranpour M.S., Shahmir X., Kim H.S. Microstructure tailoring by manipulating chemical composition in novel CoNiMnCrAl high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;944:169207. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169207>
41. Knieps M.S., Messe O.M.D.M., Barriobero-Vila P., Hecht U. Advanced characterization of two novel Fe-rich high entropy alloys developed for laser powder bed fusion in the Al-Co-Cr-Fe-Ni-Zr system. *Materialia*. 2022;26:101615. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101615>
42. Abbasi E., Dehghani K. Phase prediction and microstructure of centrifugally cast non-equiatomic Co-Cr-Fe-Mn-Ni(Nb,C) high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783:292–299. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.329>
43. Conway P.L.J., Klaver T.P.C., Steggo J., Ghassemali E. High entropy alloys towards industrial applications: High-throughput screening and experimental investigation. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;830:142297. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142297>
44. Abrahams K., Zomorodpoosh S., Khorasgani A., Roslyakova I., Steinbach I., Kundin J. Automated assessment of a kinetic database for fcc Co-Cr-Fe-Mn-Ni high entropy alloys. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2021;29:055007. <https://doi.org/10.1088/1361-651X/abf62b>
45. Shafiei A. Simple approach to model the strength of solid-solution high entropy alloys in Co-Cr-Fe-Mn-Ni system. *Strength of Materials*. 2022;54:705–716. <https://doi.org/10.1007/s11223-022-00448-6>
46. Do H.-S., Choi W.-M., Lee B.-J. A thermodynamic description for the Co-Cr-Fe-Mn-Ni system. *Journal of Materials Science*. 2022;57:1373–1389. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06604-8>
47. Li Z., Pradeep K.G., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off. *Nature*. 2016;534:227–230. <https://doi.org/10.1038/nature17981>
48. Gao N., Lu D.H., Zhao Y.Y., Liu X.W., Liu G.H., Wu Y., Liu G., Fan Z.T., Lu Z.P., George E.P. Strengthening of a CrMnFeCoNi high-entropy alloy by carbide precipitation. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;792:1028–1035. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.04.121>
49. Wang Z., Baker I., Guo W., Poplawsky J.D. The effect of carbon on the microstructures, mechanical properties, and deformation mechanisms of thermo-mechanically treated Fe_{40.4}Ni_{11.3}Mn_{34.8}Al_{7.5}Cr₆ high entropy alloys. *Acta Materialia*. 2017;126:346–360. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.074>
50. Peng H., Hu L., Li L., Gao J., Zhang Q. On the correlation between L1₂ nanoparticles and mechanical properties of (NiCo)_{52+2x}(AlTi)_{4+2x}Fe_{29-4x}Cr₁₅ (x=0–4) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;817:152750. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152750>
51. Jo Y.H., Jung S., Choi W.-M., Sohn S.S., Kim H.S., Lee B.-J., Kim N.J., Lee S. Cryogenic strength improvement by utilizing room-temperature deformation twinning in a partially recrystallized VCrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Nature Communications*. 2017;8:15719. <https://doi.org/10.1038/ncomms15719>
52. Lu Y., Dong Y., Guo S., Jiang L., Kang H., Wang T., Wen B., Wang Z., Jie J., Cao Z., Ruan H., Li T. A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys. *Scientific Reports*. 2014;4:6200. <https://doi.org/10.1038/srep06200>
53. Zhang Y., Chen Z., Cao D., Zhang J., Zhang P., Tao Q., Yang X. Concurrence of spinodal decomposition and nanophase precipitation in a multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(1):726–736. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.020>
54. Otto F., Dlouhý A., Pradeep K.G., Kuběnová M., Raabe D., Eggeler G., George E.P. Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures. *Acta Materialia*. 2016;112:40–52. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.005>
55. Stepanov N.D., Shaysultanov D.G., Ozerov M.S., Zhrebetsov S.V., Salishchev G.A. Second phase formation in the CoCrFeNiMn high entropy alloy after recrystallization annealing. *Materials Letters*. 2016;185:1–4. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.08.088>
56. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The Calphad Method. Cambridge: Cambridge University Press; 2007:313. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511804137>
57. Wang C., Zhong W., Zhao J. Insights on phase formation from thermodynamic calculations and machine learning of 2436 experimentally measured high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;915:165173. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165173>
58. Shafiei A. Design of Eutectic high entropy alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2022;53:4329–4361. <https://doi.org/10.1007/s11661-022-06831-x>
59. Gao X., Lu Y., Zhang B., Liang N., Wu G., Sha G., Liu J., Zhao Y. Microstructural origins of high strength and high ductility in an AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2017;141:59–66. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.07.041>
60. Wani I.S., Bhattacharjee T., Sheikh S., Bhattacharjee P.P., Guo S., Tsuji N. Tailoring nanostructures and mechanical properties of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy using thermo-mechanical processing. *Materials Science and*

Engineering: A. 2016;675:99–109.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.048>

61. Zhang P.C., Zhai B., Wang H.P. Effect of microstructure, strain rate, and elevated temperature on the compression property of Fe-Co-Ni-Cr-Zr alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2023;54:346–357.

<https://doi.org/10.1007/s11661-022-06887-9>

62. Wu M., Wang S., Huang H., Shu D., Sun B. CALPHAD aided eutectic high-entropy alloy design. *Materials Letters.* 2020;262:127175.

<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.127175>

63. Yan J., Song Z., Fang W., He X., Chang R., Huang S., Huang J., Yu H., Yin F. Composition design of high yield strength points in single-phase Co-Cr-Fe-Ni-Mo multi-principal element alloys system based on electronegativity, thermodynamic calculations, and machine learning. *Tungsten.* 2023;5:169–178.

<https://doi.org/10.1007/s42864-021-00129-y>

64. Yen S., Liu Y., Chu S., Chang C., Lin S., Tsai M. B2-strengthened Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloy with high ductility. *Materials Letters.* 2022;325:132928.

<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132828>

Сведения об авторах

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

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-4809-8660

E-mail: konovserg@gmail.com

Михаил Олегович Ефимов, соискатель степени к.т.н. кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-4890-3730

E-mail: moefimov@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.r.ss@yandex.ru

Виталий Владиславович Шляров, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-8130-648X

E-mail: shlyarov@mail.ru

Information about the Authors

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

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

Sergei V. Kononov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-4809-8660

E-mail: konovserg@gmail.com

Mikhail O. Efimov, Candidates for a degree of Cand. Sci. (Eng.) of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-4890-3730

E-mail: moefimov@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.r.ss@yandex.ru

Vitaly V. Shlyarov, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Research Associate of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-8130-648X

E-mail: shlyarov@mail.ru

Вклад авторов

В. Е. Громов – анализ работ зарубежных авторов по упрочнению CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl ВЭС путем легирования.

С. В. Коновалов – анализ работ зарубежных авторов по упрочнению CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl ВЭС на основе программ CALPHAD.

М. О. Ефимов – анализ рисунков и электронных микроскопических изображений в работах зарубежных авторов по упрочнению ВЭС путем легирования.

И. А. Панченко – анализ рисунков и электронных микроскопических изображений в работах зарубежных авторов по упрочнению ВЭС на основе программ CALPHAD.

В. В. Шляров – оформление статьи, обсуждение результатов.

Contribution of the Authors

V. E. Gromov – analysis of the works of foreign authors on strengthening of CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl HEAs by alloying.

S. V. Kononov – analysis of the works of foreign authors on strengthening of CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl HEAs based on CALPHAD programs.

M. O. Efimov – analysis of drawings and EM images in the works of foreign authors on strengthening of HEAs by alloying.

I. A. Panchenko – analysis of drawings and EM images in the works of foreign authors on strengthening of HEAs based on CALPHAD programs.

V. V. Shlyarov – design of the article, discussion of the results.

Поступила в редакцию 10.05.2023

После доработки 25.12.2023

Принята к публикации 29.03.2024

Received 10.05.2023

Revised 25.12.2023

Accepted 29.03.2024



УДК 621.791.011

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-293-302



Оригинальная статья

Original article

РАСЧЕТЫ ФАЗОВОГО СОСТАВА АУСТЕНИТНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫПОЛНЕННОГО ИЗ НЕЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

В. С. Костина[✉], М. В. Костина, Д. В. Зиновеев, А. Э. Кудряшов

■ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 49)

✉ vskostina@yandex.ru

Аннотация. Технологичность материала напрямую связана с возможностью его производства, эксплуатации и ремонтпригодности. Одним из важнейших показателей технологичности металла является свариваемость. Аустенитные стали с высоким содержанием азота проявили себя как высокопрочные, коррозионно- и хладостойкие материалы, однако вопрос их свариваемости до сих пор раскрыт не до конца. Отсутствие на рынке сварочных присадочных материалов, специально разработанных для сварки высокоазотистых сталей, перво-степенная преграда перед решением обозначенной проблемы. В связи с этим целью данной работы является разработка и получение лабораторного образца высокоазотистой сварочной проволоки. На основе проведенных расчетов растворимости азота и фазового состава металла шва выбран химический состав Cr–Mn–Ni–Mo–V,N стали для этой проволоки. Получен бездефектный слиток с 0,57 % N и методами горячей пластической деформации и волочения изготовлена проволока с содержанием 0,57 мас. % N. Опробование этой проволоки для получения сварного соединения аустенитной литейной стали, близкой к ней по химическому составу, с проведением процесса сварки по разработанным технологическим рекомендациям, позволило получить бездефектное сварное соединение без потери азота в металле шва. При микротвердости основного металла 252 HV₅₀, благодаря легированию стали сварочной проволоки азотом и ванадием металл сварного шва и линии сплавления имел высокую микротвердость (278 и 273 HV₅₀ соответственно), заметно превышающую микротвердость Cr–Ni литого аустенита. Металл сварного соединения характеризовался высокой прочностью (0,9 от прочности основного металла) и высокой ударной вязкостью. Излому ударных образцов присуще характерное для вязких материалов ямочное строение. По результатам исследования новая сварочная проволока показала себя как перспективный материал для сварки аустенитных высокоазотистых сталей.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь, сварное соединение, ручная дуговая сварка, высокоазотистая сварочная проволока, механические свойства, ударная вязкость, фрактография

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента МК-1100.2022.4.

Для цитирования: Костина В.С., Костина М.В., Зиновеев Д.В., Кудряшов А.Э. Расчеты фазового состава аустенитной высокоазотистой сварочной проволоки и исследование выполненного из нее сварного соединения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):293–302. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-293-302>

CALCULATIONS OF PHASE COMPOSITION OF AUSTENITIC HIGH-NITROGEN WELDING WIRE AND STUDY OF A WELDED JOINT MADE FROM IT

V. S. Kostina[✉], M. V. Kostina, D. V. Zinoveev, A. E. Kudryashov

■ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

✉ vskostina@yandex.ru

Abstract. The processability of a material is directly related to the possibility of its production, operation and maintainability. One of the most important indicators of the processability of any metal is weldability. Austenitic steels with a high nitrogen content proved themselves as high-strength, corrosion- and cold-resistant materials, but the issue of their weldability is still not fully understood. The lack of welding filler materials on the market specifically designed for welding high-nitrogen steels is the primary obstacle to solving this problem. Thus, the goal of the work was to develop and obtain a laboratory sample of high-nitrogen welding wire. Based on calculations of nitrogen solubility and the phase composition of the weld metal, the chemical composition of Cr–Mn–Ni–Mo–V,N steel was selected for this wire. A defect-free ingot with 0.57 % N was obtained, and wire

with a nitrogen content of 0.57 wt. % was produced using hot plastic deformation and drawing methods. Testing of this wire to obtain a welded joint of austenitic cast steel, close to it in chemical composition, with the welding process carried out according to the developed technological recommendations, made it possible to obtain a defect-free welded joint without loss of nitrogen in the weld metal. With a microhardness of the base metal of 252 HV₅₀, due to the alloying of the welding wire steel with nitrogen and vanadium, the metal of the weld and fusion line had a high microhardness (278 and 273 HV₅₀, respectively), significantly exceeding the microhardness of Cr–Ni cast austenite. The metal of the welded joint has high strength (0.9 of the base metal strength) and high impact toughness. The fracture of impact samples is characterized by a dimple structure characteristic of viscous materials. According to the obtained results, the new welding wire showed itself to be a promising material for welding austenitic high-nitrogen steels.

Keywords: high-nitrogen steel, welded joint, manual arc welding, high-nitrogen welding wire, mechanical properties, impact strength, fractography

Acknowledgements: The work was supported by the President, grant No. MK-1100.2022.4.

For citation: Kostina V.S., Kostina M.V., Zinoveev D.V., Kudryashov A.E. Calculations of the phase composition of austenitic high-nitrogen welding wire and study of a welded joint made from it. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):293–302.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-293-302>

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря комплексу свойств, аустенитные высокоазотистые стали могут использоваться в машиностроении, приборостроении, медицине, нефтегазовой отрасли, бытовых нуждах и т. д. Осуществление практического применения таких сталей предполагает хорошую технологичность, в том числе свариваемость. Для сварки аустенитных сталей с высокой концентрацией азота (0,4 – 0,6 %) целесообразно использовать сварочную присадку также с повышенной концентрацией этого элемента. Процесс получения качественных сварных соединений таких сталей затруднен из-за отсутствия на рынке сварочных присадочных материалов, разработанных специально для сварки высокоазотистых сталей [1; 2]. До недавнего времени при выборе присадочных материалов для сварки этого типа сталей руководствовались следующими принципами.

1. Использование сварочной присадки Fe–Cr–Ni–Mo композиции. В ряде случаев в их составе присутствуют в небольшом количестве марганец и 0,10 – 0,25 % N¹ [3; 4]. При этом, для того чтобы сварочный материал сохранял аустенитную структуру, в нем существенно (в ~2 раза) повышают концентрацию никеля (по сравнению с обычными нержавеющими сталями) [5; 6]. Также, с этой же целью, может быть несколько повышена концентрация углерода [7 – 10]. Это самый реализуемый на практике вариант, но он имеет ряд недостатков:

- снижается прочность стали из-за отсутствия твердорастворного упрочнения азотом;
- смещается баланс в сторону ферритообразования.

В некоторых случаях с целью повышения содержания азота в металле шва при сварке к защитному газу добавляют некоторое количество газообразного азота [11 – 14], либо нитридсодержащий порошок [15]. Правильно рассчитанная концентрация добавленного в процессе сварки азота приводит к снижению количества феррита, повышению пластичности и коррозионной стойкости [16 – 19].

2. Использование сварочных присадочных материалов на Ni-основе, изначально разработанных для сварки жаростойких сталей [4; 20]. Они обладают высоким уровнем свойств, однако содержат в своем составе большое количество дорогостоящих легирующих элементов: 55 – 68 % Ni и 2,5 – 16 % Mo. При использовании высоконикелевых присадок необходимо проводить сварку по режиму с низким сварочным током, чтобы избежать перемешивания высокоазотистого основного металла и металла присадки. В противном случае зона перемешивания будет обеднена азотом из-за высокой концентрации никеля, снижающего растворимость азота [21], и окажется наиболее уязвимым участком сварного соединения [22].

3. Применение в качестве присадочного материала металла, близкого или полностью повторяющего по химическому составу основной металл, так называемый вариант сварки «своим телом» [23]. Такой вариант привлекателен тем, что сварочная присадка содержит столь же высокую концентрацию азота, как и основной металл и можно рассчитывать на высокие прочностные свойства сварного соединения. Однако данный вариант не может использоваться в промышленных масштабах, если для сварки «своим телом» применять тонкие прутки из основного металла, так как во многих процессах используется способ сварки с автоматической подачей проволоки.

В последнее время вопросу выбора сварочных присадочных материалов для сварки именно высокоазотистых сталей уделено особое внимание. Ряд научных групп опубликовали работы, в которых сообщили о создании образцов сварочных проволок с высоким содержанием азота [17; 19; 24].

В работе [24] были разработаны три образца экспериментальных сварочных Cr–Mn–Ni проволок с 0,15; 0,6 и 0,9 % N. Сварные соединения высокоазотистой стали 22Cr–16Mn–2Ni–0,75N получены с использованием разработанных проволок в защитном газе аргоне. В процессе сварки в результате возникшей дегазации азота в каплях расплавленной проволоки в твердом металле шва установлено меньшее количество азота. В результате этого в металле сварных швов, получен-

¹ https://www-eng.lbl.gov/~shuman/NEXT/MATERIALS&COMPONENTS/ss-weld_manual_avesta.pdf

ных с использованием проволок с 0,6 и 0,9 % N, образовалось некоторое количество феррита, что привело к снижению ударной вязкости сварных соединений. При этом в металле наиболее высокоазотистого шва была обнаружена пористость, которая негативно сказалась на прочности сварного соединения. Сварное соединение с 0,15 % N характеризовалось аустенитной структурой, однако вследствие невысокой концентрации азота у него были получены самые низкие прочностные характеристики.

В исследовании [17] дуговой сваркой были получены сварные соединения стали 22Cr–2Ni–16Mn–0,75N с использованием присадки 20Cr–2Mo–18Mn–0,6N. Для предотвращения рисков потери азота из сварочной проволоки в качестве защитного газа использовалась смесь из Ar–N₂–CO₂. Установлено, что с повышением содержания CO₂ содержание азота в металле шва увеличивается, и соответственно возрастают прочность и ударная вязкость сварного соединения. Добавление газа N₂ (до 7 %) также повысило содержание азота в металле шва. При дуговой автоматической сварке в работе [19] сварные соединения стали 21Cr–Ni–17Mn–4Mo–0,8N получали в защитной газовой смеси 93,5 % Ar + 5 % N₂ + 1,5 % O₂ с использованием экспериментальной сварочной проволоки 21Cr–2Ni–17Mn–2Mo–0,78N. Варьировали скорости подачи проволоки и напряжения. Установлено, что для обеспечения стабильного процесса сварки предпочтительна небольшая скорость подачи проволоки (3–8 м/мин) при умеренном напряжении дуги (до 20 В). Использование высоких скоростей сварки и более высокого напряжения привели к разбрызгиванию металла проволоки и возникновению задымления в области горения дуги.

Рассматривая некоторые причины трудностей при разработке подходящей высокоазотистой сварочной проволоки, можно сказать следующее. При разработке проволоки необходимо учитывать химический состав, послесварочную микроструктуру, формируемую металлом сварочной проволоки, и режим кристаллизации сварного шва. На технологию производства проволоки могут влиять все эти факторы. Чем больше содержание азота в металле проволоки, тем сильнее будет проявляться дегазация металла в процессе сварки. Соответственно, для этих целей не подходят слитки, полученные выплавкой под давлением азота. При разработке химического состава проволоки также необходимо учитывать содержание легирующих элементов, которые имеют тенденцию образовывать твердые и хрупкие нитриды во время сварки, такие как Cr, Nb и V. Кроме того, энергия дефекта упаковки увеличивается с повышением содержания азота, что может привести к трудностям в процессе волочения сварочной проволоки из стали с высоким содержанием азота.

Исходя из этого, целями данной работы являются разработка химического состава сварочной прово-

локи с высоким содержанием азота, прогнозирование фазового состава металла шва в Thermo-Calc, получение лабораторного образца проволоки и исследование свойств сварных соединений, изготовленных с использованием разработанной сварочной проволоки.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования взяты сварные соединения, полученные ручной дуговой сваркой в среде аргона аустенитной стали марки 05X21AГ15H8МФЛ с ~0,6 мас. % N толщиной 20 мм. После выплавки сталь подвергалась гомогенизирующему отжигу при 1200 °C в течение 3 ч с последующим охлаждением в воде. Химический состав основного металла представлен в табл. 1.

Сварные соединения получены согласно разработанным авторами технологическим рекомендациям [25] с использованием следующих параметров сварки: ток сварки 100–120 А; напряжение дуги 9 В; скорость сварки 3 м/ч. Согласно рекомендациям, после каждого слоя наплавленного металла осуществляли охлаждение на воздухе.

В качестве сварочного присадочного материала использовалась разработанная и полученная в ИМЕТ РАН сварочная проволока с высоким содержанием азота диаметром 1,2 мм [26]. При выборе химического состава сварочной Cr–Ni–Mn–Mo–N проволоки были проведены:

– термодинамические расчеты растворимости азота [N] [27]

$$\begin{aligned} \lg [N] = & -560/T - 1,06 - 2600/T - \\ & - \{0,39(-0,048([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - \\ & - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - \\ & - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + 0,41[W]) + \\ & + 3,5 \cdot 10^{-4}([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - \\ & - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - \\ & - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + 0,41[W])^2\} + \\ & + (700/T - 0,37); \end{aligned} \quad (1)$$

– расчеты фазового состава по диаграмме Шеффлера с использованием расчетных концентраций азота при выполнении следующего условия:

$$Ni'_{\text{эКВ}}/Cr_{\text{эКВ}} > 0,8, \quad (2)$$

где значения никелевого и хромового эквивалентов рассчитывали по формулам

$$Ni'_{\text{эКВ}} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C, \quad (3)$$

$$Cr'_{\text{эКВ}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb; \quad (4)$$

Таблица 1. Марочный химический состав основного металла

Table 1. Grade chemical composition of the base metal

Основной металл	Химический состав, мас. % (Fe и примеси – остальное)									
	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	V	C	S	P
	не более									
05X21AГ15H8МФЛ	не более 0,6	21 – 22	7,7 – 9,0	15 – 16	1 – 2	0,2	0,3	0,04	0,008	0,012

– обеспечение коррозионной стойкости:

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \% \text{Mo} + 16 \% \text{N} \geq 31. \quad (5)$$

Расчеты фазового состава металла шва проведены с использованием данных термодинамических величин из базы данных TCFE 7.0 в Thermo-Calc. Исходными параметрами при термодинамическом моделировании являлись концентрации компонентов системы (химический состав), температура и давление. Расчеты проводились при нормальном атмосферном давлении в интервале температур от 600 до 1200 °С.

Изготовление шлифов и выявление микроструктуры. На приборе для горячей запрессовки Oral 400 образцы запрессовывали в бакелит, затем последовательно шлифовали на шлифовальной машине Saphir 250 и полировали на сукне с использованием эмульсии. Отполированные образцы сварных соединений подвергали травлению в реактиве: 2 части HCl + + 1 часть HNO₃ + 1 часть глицерина.

Оптическая микроскопия. Исследования микроструктуры проводили на световом микроскопе Olympus GX51.

Ферритометрия. Содержание феррита измеряли магнитометрическим методом прибором МВП-2М. Диапазон содержания ферритной фазы может быть измерен в пределах от 0 до 25 %; предел допускаемой основной погрешности ферритной фазы: 0,05(1 + X_{фн}), где X_{фн} – измеренное значение ферритной фазы, %.

Микротвердость. Измерения микротвердости различных зон сварных соединений проводили по ГОСТ 9450 – 76 на твердомере Volpert 402MVD при нагрузке 50 г и выдержке под этой нагрузкой в течение 10 с. В качестве индентора использовалась четырехгранная алмазная пирамида. Число микротвердости определяли по формуле

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{0,102 \cdot 2F \cdot \sin d/2}{d^2} = 0,189 \frac{F}{d^2}, \quad (6)$$

где F – нагрузка, Н; d – диагональ отпечатка, мм.

Механические свойства определяли на образцах основного металла и полученных сварных соединениях, у которых сварной шов располагался по центру вырезанного образца.

Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497 – 84 на установке Instron 3382. Использо-

вали пропорциональные цилиндрические образцы, тип IV, № 7. Скорость испытания составляла во всех случаях 1 мм/мин, температура комнатная.

Испытания на ударный изгиб выполняли по ГОСТ 9454 – 78 на установке Amsler RKP 450 Zwick/Roell при 20 °С. Использовали образцы по ГОСТ 9454 – 78 с V-концентратором. Максимальная энергия удара маятника 300 Дж.

Сканирующая электронная микроскопия. Фрактографический анализ образцов после разрушения проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO-1420 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) Oxford Instruments.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Разработка химического состава и изготовление сварочной проволоки

В качестве основы для разработки высокоазотистой сварочной проволоки была взята Fe–Cr–Mn сталь, легированная элементами внедрения – азотом (~0,5 %) и углеродом, элементами замещения – никелем и молибденом, что обеспечило получение аустенитной структуры, высокой прочности, коррозионной стойкости и хладостойкости² [4]. В результате проведенных расчетов по формулам (1) – (5) выбран химический состав сварочной проволоки (табл. 2).

За счет расплавления Cr–Ni–Mn–Mo–N проволоки при сварке возможен частичный уход летучих элементов – азота и марганца из металла сварного шва. Цель работы – провести оценку термодинамически равновесного фазового состава металла сварного шва в зависимости от содержания в нем азота и марганца с применением программы Thermo-Calc для построения температурных сечений фазовых диаграмм.

Построенные фазовые диаграммы для композиции новой сварочной проволоки с переменным содержанием азота и марганца представлены на рис. 1. Пунктирной линией обозначено количество азота и марганца, содержащегося в металле сварочной проволоки рассчитанного состава (табл. 2).

В стали данного химического состава выделение из аустенита нежелательной Z-фазы (Cr, V)N, в допол-

² См.: Там же.

Таблица 2. Марочный химический состав металла сварочной проволоки

Table 2. Grade chemical composition of the welding wire metal

Сварочная проволока	Химический состав, мас. % (Fe и примеси – остальное)										[N], %	Ni _{ЭКВ} /Cr _{ЭКВ}	PREN
	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	V	C	S	P			
						не более							
Св-0,57N	не более 0,57	21 – 23	7,8 – 8,3	14 – 16	0,5 – 1,5	0,5	0,2	0,06	0,007	0,013	0,57	0,73	32

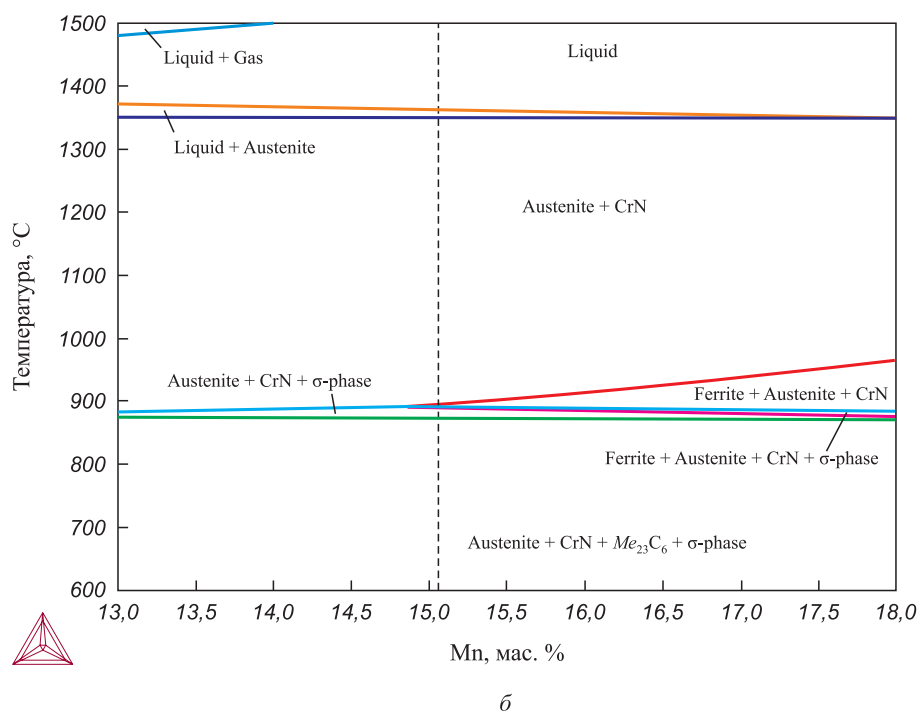
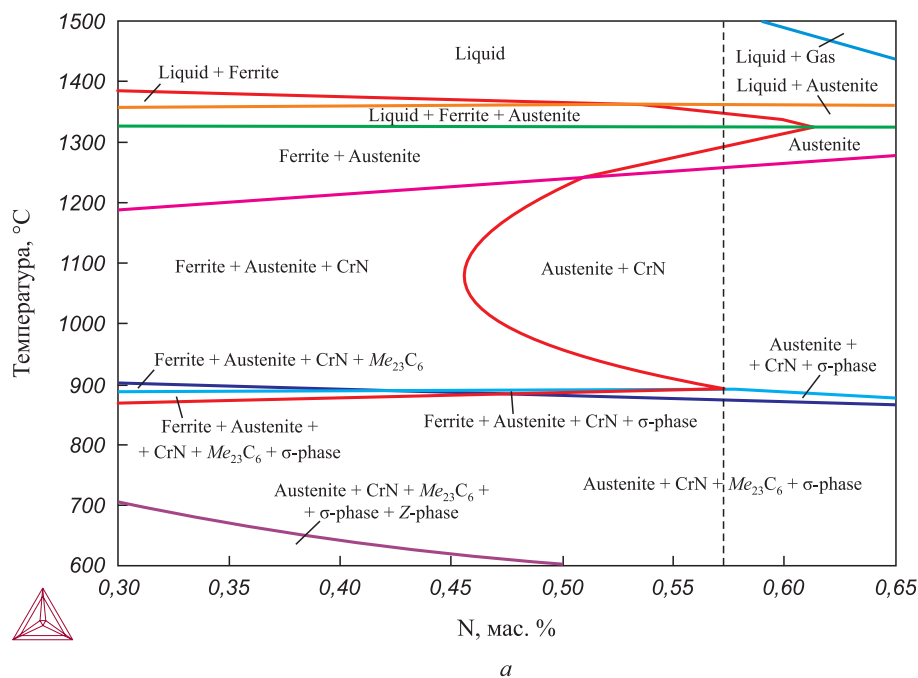


Рис. 1. Расчеты термодинамически равновесного фазового состава сварочной проволоки Св-0,57N в зависимости от содержания в ней азота при концентрации 15,1 % Mn (а) и марганца при концентрации 0,57 % азота (б)

Fig. 1. Calculations of thermodynamically equilibrium phase composition of welding wire Sv-0.57N depending on the content in it of nitrogen (at 15.1 % Mn) (a) and manganese (at 0.57 % N) (b)

нение к нитридам CrN , карбидам Me_{23}C_6 и σ -фазе, в равновесных условиях возможно при снижении температуры до $\sim 700^\circ\text{C}$ и концентрации азота вплоть до 0,5 % (рис. 1, а). Однако, по данным работы [28], Z-фаза образуется при длительных тепловых выдержках в жаропрочных сталях. Учитывая, что сварка является неравновесным процессом, при котором каждый проход сварочной дуги сопровождается расплавлением небольшого участка свариваемой кромки металла и расплавлением сварочной проволоки небольшого диаметра ($\sim 1,2$ мм) и последующим охлаждением, ожидать появления в зоне металла шва, зоне сплавления или зоне термического влияния свариваемого изделия нежелательных Z-фазы или σ -фазы не следует.

Как видно из расчетных данных на рис. 1, б, некоторое возможное снижение концентрации марганца при сварке не может привести к негативным изменениям фазового состава, он должен остаться аустенитным.

Изготовление сварочной проволоки включало в себя следующие технологические операции: выплавку стали с заданным химическим составом в открытой индукционной печи с добавлением азотированных ферросплавов; гомогенизацию литой структуры при 1200°C ; прокатку с предварительным подогревом при 1100°C ; ротационную ковку и волочение проволоки.

Микроструктура

Проведенное исследование в оптическом световом микроскопе не выявило наличия пор, трещин и неспаров (рис. 2). В работе [24] представлен общий вид сварных соединений, снятых на аппарат с малым увеличением. При использовании сварочной проволоки с 0,9 % N поры в металле шва наблюдали невооруженным взглядом.

Микроструктура основного металла, литой стали 05X21AG15H8MФЛ, характеризуется крупными зернами аустенита размером 200 – 700 мкм (рис. 2, а). Структура металла шва состоит из мелких зерен,

вытянутых в направлении кристаллизации (рис. 2, б). В каждой из зон сварного соединения наблюдается некоторое количество зерен феррита. По результатам проведенной ферритометрии установлено, что объемное содержание феррита не превышает 0,27.

Сопоставляя полученные данные при расчетах фазовой диаграммы на рис. 1 и снимках микроструктуры, важно отметить, что наличие карбидов Me_{23}C_6 и σ -фазы методом оптической микроскопии в полученных сварных соединениях не подтвердилось.

Высокотемпературный процесс сварки может приводить к негативным последствиям в зоне термического влияния сварного шва. Так, например, в работах [29; 30] показано, что в зоне термического влияния происходило выделение крупных частиц нитридов Cr_2N , что приводило к снижению коррозионной стойкости. В изучаемых же сварных соединениях крупные частицы нитридов не обнаружены, что, очевидно, связано с использованием низкой погонной энергии сварки.

Содержание азота в металле шва составило 0,58 %, видимо, за счет поступления азота из основного металла (с 0,6 % N) в процессе сварки в сварочную ванну. Столь высокое усвоение азота удалось достичь благодаря соблюдению технологических рекомендаций для сварки высокоазотистых сталей [25]. В обсуждавшейся выше работе [24] при использовании, как и в данном случае, дуговой многопроходной сварки в аргоне и сварочных проволок с 0,6 и 0,9 % N, содержание азота в металле шва составило 0,54 и 0,64 % соответственно. В работе [17] даже добавление 5 % N_2 к защитному газу не позволило сохранить весь азот, содержащийся в металле присадки (0,6 %), и его значение в металле шва составило 0,58 %.

Механические свойства

Образцы сварных соединений для проведения испытаний на растяжение и ударный изгиб были вырезаны таким образом, чтобы металл шва располагался по

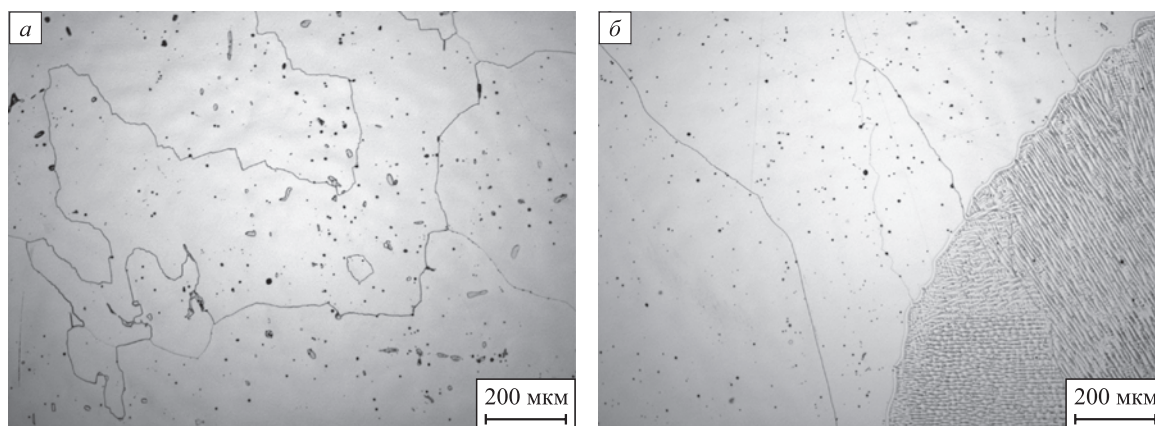


Рис. 2. Микроструктура основного литого металла (а) и сварного соединения (б)

Fig. 2. Microstructure of base cast metal (a) and welded joint (b)

центру испытуемых образцов. На рис. 3 приведена гистограмма, из которой видно, что сварные соединения литой высокоазотистой стали имеют в комплексе «предел текучести – предел прочности – ударная вязкость» высокий уровень свойств. В качестве сравнения, механические свойства образца литой стали 05X21AG15H8МФЛ после гомогенизационного отжига при 1200 °С, 4 ч, приведенные в работе [31], были следующие: $\sigma_{0,2} = 407$ МПа, $\sigma_B = 674$ МПа, $KCV = 209$ Дж/см². Из этого следует, что исследованные в настоящей работе сварные соединения высокоазотистой стали, полученные с использованием разработанного сварочного материала и по разработанным технологическим рекомендациям, практически равнопрочны основному металлу без сварки (90 % от прочности основного металла).

Значения микротвердости, измеренные в разных зонах сварного соединения (рис. 4), согласуются с размером зерна в каждой из областей исследования. В том числе, самые низкие значения твердости присущи основному металлу, имеющему крупнозернистую литую структуру аустенита. Микротвердость в зоне сплавления и металле

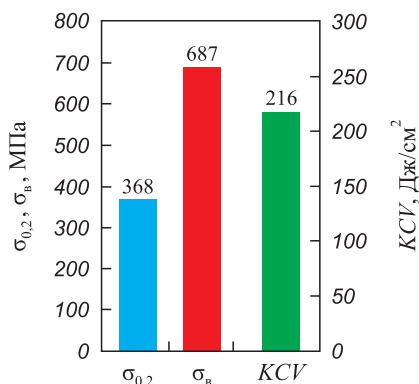


Рис. 3. Механические свойства образцов сварных соединений высокоазотистой аустенитной стали

Fig. 3. Mechanical properties of the samples of welded joints of high-nitrogen austenitic steel

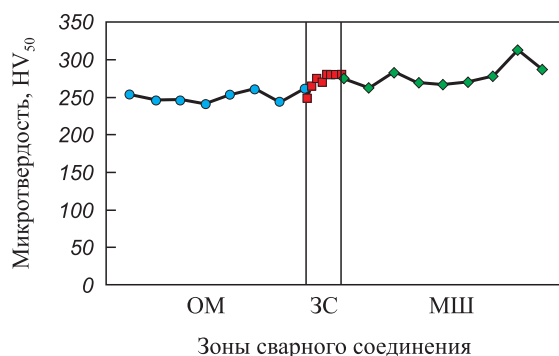


Рис. 4. Микротвердость в каждой из зон сварного соединения: OM – основного металла; ЗС – зона сплавления; МШ – металл шва

Fig. 4. Microhardness in each zone of the welded joint: OM – base metal, ЗС – fusion zone, МШ – weld metal

шва более высокая за счет вклада в упрочнение границ мелких зерен, сформировавшихся в металле шва.

Морфология изломов образцов после испытаний на ударную вязкость указывает на вязкий ямочный характер разрушения (рис. 5). Крупные ямки ответст-

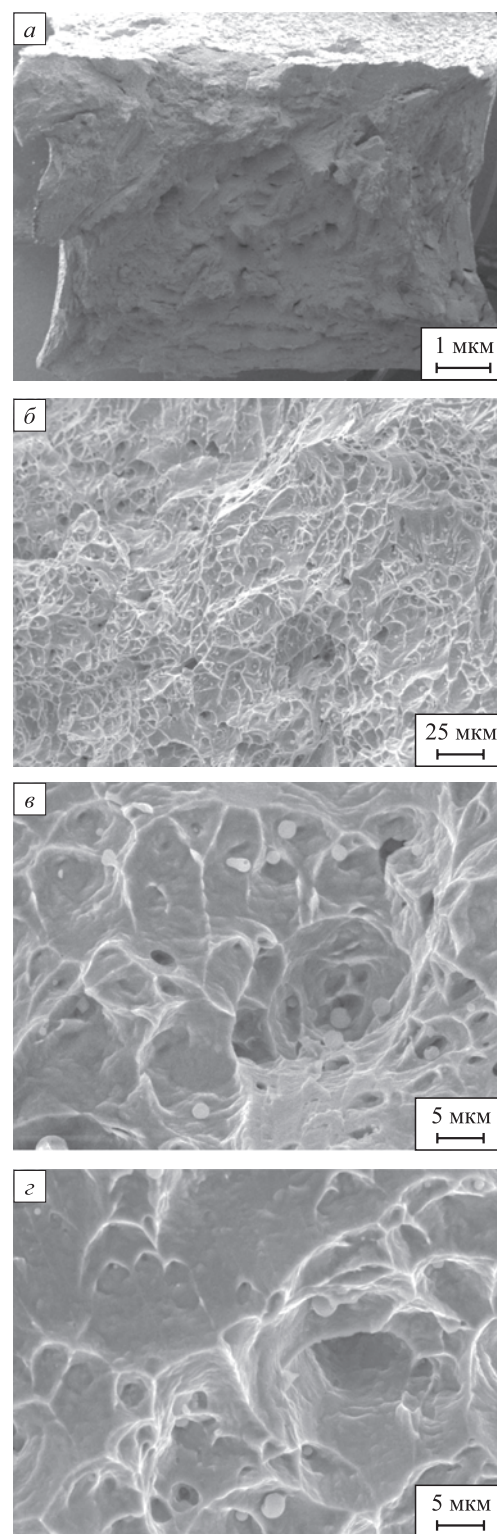


Рис. 5. Фрактография образцов сварных соединений после испытаний на ударную вязкость

Fig. 5. Fractography of the samples of welded joints after impact tests

венны за повышение пластических свойств³. Высокую ударную вязкость стали демонстрируют в том случае, если при наличии большого числа ямок небольшого размера наибольшую площадь в изломе занимают ямки размером не менее 10 – 15 мкм с глобулярными включениями не более 8 мкм. Признаком высокой вязкости металла является также глубина и пластичность самих ямок, серпантинный характер скольжения на их стенках и отсутствие трещиноватости ямок⁴ – именно те признаки, которые наблюдаются в изломе (рис. 5, в, г).

Обсуждая достигнутые в данном эксперименте прочностные характеристики, можно отметить следующее. Уровень прочности сварного соединения определяется наименее прочным его участком. Авторы опробовали эту проволоку при сварке литейной аустенитной стали, являющейся высокопрочной среди литейных сталей аустенитного класса (обычный уровень предела текучести аустенитных сталей системы Fe–18Cr–10Ni составляет не более 200 МПа). При сварке этой же проволокой горячедеформированного металла такого же состава свойства сварного соединения должны быть выше. Например, в работе [24] получали сварное соединение высокоазотистой деформированной стали с использованием сварочной присадки с 0,6 % N. Соответственно, был достигнут предел прочности $\sigma_b = 912$ МПа, ударная вязкость при этом закономерно была ниже, $KCV = 110$ Дж/см². Этот уровень свойств был получен за счет упрочненной вследствие деформации структуры основного металла.

У сварного соединения, полученного с использованием сварочной присадки с 0,78 % N, при сварке в защитной газовой атмосфере (87 % Ar – 6,5 % N₂ – 6,5 % CO₂) также были отмечены высокие значения механических свойств, характерные для деформированного высокоазотистого металла: $\sigma_b = 956$ МПа, $KCV = 132$ Дж/см² [17].

Выводы

Сделаны расчеты фазового состава стали выбранной композиции Fe–Cr–Mn–Ni–Mo–V, N с варьированием содержания марганца и азота, которые могут улетучиваться при сварке. Показано, что выбранная сварочная азотосодержащая проволока должна иметь аустенитную структуру.

Из выплавленной в лабораторных условиях стали изготовлена сварочная проволока Св-0,57N методами горячей пластической деформации и волочения. Опро-

бование этой проволоки для получения сварного соединения аустенитной литейной стали 05X21AG15H8MФЛ ~0,6 % N с проведением процесса дуговой сварки в аргоне по разработанным технологическим рекомендациям позволило получить бездефектное сварное соединение без потери азота в металле шва.

Металл сварного соединения характеризуется высокой прочностью (0,9 от прочности основного металла) и высокой ударной вязкостью, излом имеет характерное для вязких материалов ямочное строение. Новая сварочная проволока Св-0,57N – перспективный материал для сварки аустенитных высокоазотистых сталей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Wang X., Tian J., Li S., He P., Fang N., Wen G. Weldability of high nitrogen steels: A review. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2023;62(20220325):1–17. <https://doi.org/10.1515/rams-2022-0325>
2. Du Toit M. Filler metal selection for welding a high nitrogen stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2002;11(3):306–312. <https://doi.org/10.1361/105994902770344123>
3. Бишоков Р.В., Барышников А.П., Гежа В.В., Мельников П.В. Сварочные материалы и технологии сварки высокопрочных сталей. *Вопросы материаловедения*. 2014;2(78):128–137. Bishokov R.V., Baryshnikov A.P., Gezha V.V., Mel'nikov P.V. Welding materials and technologies of high strength steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2014;2(78):128–137. (In Russ.).
4. Harzenmoser M. Welding of high nitrogen steels. *Materials and Manufacturing Processes*. 2004;19(1):75–86. <https://doi.org/10.1081/AMP-120027503>
5. Du Toit M. The microstructure and mechanical properties of Cromanite welds. *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*. 1999;99(6):333–339.
6. Mohammed R., Reddy G.M., Rao K.S. Effect of filler wire composition on microstructure and pitting corrosion of nickel free high nitrogen stainless steel GTA welds. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2016;69(10):1919–1927. <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0851-6>
7. Фомина О.В. Создание технологических принципов управления структурой и физико-механическими свойствами высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали: Диссертация ... доктора технических наук. Санкт-Петербург; 2018:433.
8. Mohammed R., Madhusudhan R.G., Rao K.S. Welding of nickel free high nitrogen stainless steel: Microstructure and mechanical properties. *Defence Technology*. 2017;13:59–71. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2016.06.003>
9. Liu Z., Fan C., Yang C., Zhu Ming, Hua Z., Lin S., Wang L. Investigation of the weldability of dissimilar joint between high nitrogen steel and low alloy steel by comparing filler metals. *Materials Today Communications*. 2023;35:105551. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105551>
10. Kumar N., Arora N., Goel S.K., Goel D.B. A comparative study of microstructure and mechanical properties of 21-4-N steel weld joints using different filler materials. *Materials Today Proceedings*. 2018;5(9):17089–17096. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.04.116>

³ Горобченко С.Л., Кривцов Ю.С., Андреев А.К., Солнцев Ю.П. Конкурентоспособность арматурного литья за пределами ударной вязкости или применение нового комплексного метода для подтверждения надежности аустенитных сталей для криогенной арматуры. ТПА. Трубопроводная арматура и оборудование [Электронный ресурс]. URL: <http://www.valverus.info/popular/3219-konkurentosposobnost-armaturnogo-litya.html>

⁴ См.: Там же.

11. Kokawa H. Nitrogen absorption and desorption by steels during arc and laser welding. *Welding International*. 2004;18(4): 277–287. <https://doi.org/10.1533/wint.2004.3235>
12. Du Toit M., Pistorius P.C. Nitrogen control during the auto-genous ARC welding of stainless steel. *Welding in the World*. 2003;47(9–10):30–43. <https://doi.org/10.1007/BF03266398>
13. Huang H.-Y. Effects of shielding gas composition and activating flux on GTAW weldments. *Materials & Design*. 2009;30(7): 2404–2409. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.10.024>
14. Kah P., Martikainen J. Influence of shielding gases in the welding of metals. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2013;64:1411–1421. <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4111-6>
15. Liu Z., Fan C., Chen C., Ming Z., Liu A., Yang C., Lin S., Wang L. Optimization of the microstructure and mechanical properties of the high nitrogen stainless steel weld by adding nitrides to the molten pool. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020; 49:355–364 <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.12.017>
16. Zhao L., Tian Z., Peng Y., Qi Y., Wang Y. Influence of nitrogen and heat input on weld metal of gas tungsten arc welded high nitrogen steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2007;14(5):259–262. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60090-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60090-4)
17. Liu Z., Fan C., Ming Z., Chen C., Yang C., Lin S., Wang L. Optimization of shielding gas composition in high nitrogen stainless steel gas metal arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020;58:19–29. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.001>
18. Qiang W., Wang K. Shielding gas effects on double-sided synchronous autogenous GTA weldability of high nitrogen austenitic stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2017; 250:169–181. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.021>
19. Yang D., Xiong H., Huang Y., Yan D., Li D., Peng Y., Wang K. Droplet transfer behavior and weld formation of gas metal arc welding for high nitrogen austenitic stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;65:491–501. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.03.048>
20. Zhang Y., Jing H., Xu L., Han Y., Zhao L., Xiao B. Microstructure and mechanical performance of welded joint between a novel heat-resistant steel and Inconel 617 weld metal. *Materials Characterization*. 2018;139:279–292. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.012>
21. Pehlke R.D., Elliott J.F. Solubility of nitrogen in liquid iron alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1960;218(6):1088–1101.
22. Bonnefois B., Coudreuse L., Charles J. A-TIG welding of high nitrogen alloyed stainless steels: a metallurgically high-performance welding process. *Welding International*. 2004;18(3):208–212. <https://doi.org/10.1533/wint.2004.3226>
23. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Зверева Т.Н. Исследование свариваемости высокоазотистых коррозионностойких аустенитных сталей типа X22AG16N8M. *Металлы*. 2007;(4):51–67. Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V., Blinov E.V., Zvereva T.N. Study of the weldability of high-nitrogen corrosion-resistant austenitic steels of the X22AG16N8M type. *Metally*. 2007;(4):51–67. (In Russ.).
24. Liu Z., Fan C., Chen C., Ming Z., Yang C., Lin S., Wang L. Design and evaluation of nitrogen-rich welding wires for high nitrogen stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;288:116885. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116885>
25. Костина В.С. Исследование и развитие технологических основ сварки высокоазотистых коррозионностойких Cr-Ni-Mn-Mo аустенитных сталей: Диссертация ... кандидата технических наук. Москва: ИМЕТ РАН; 2020:181.
26. Сварочная проволока с высоким содержанием азота. Костина В.С., Костина М.В., Дормидонтов Н.А., Мурадян С.О. / Патент на изобретение 2768949 С1, 25.03.2022. Заявка № 2021110801 от 16.04.2021. Дата публикации: 25.03.2022.
27. Ригина Л.Г., Васильев Я.М., Дуб В.С. и др. Легирование стали азотом. *Электрометаллургия*. 2005;(2):14–21. Rigina L.G., Vasiliev Ya.M., Dub V.S., etc. Alloying steel with nitrogen. *Elektrometallurgiya*. 2005;(2):14–21. (In Russ.).
28. Mohammed R., Reddy G.M., Rao K.S. Microstructure and pitting corrosion of shielded metal arc welded high nitrogen stainless steel. *Defence Technology*. 2015;11(3):237–243. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2015.04.002>
29. Ogawa M., Hiraoka K., Katada Y., Sagara M., Tsukamoto S. Chromium nitride precipitation behavior in weld heat-affected zone of high nitrogen stainless steel. *ISIJ International*. 2002;42(12):1391–1398. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1391>
30. Moon J., Ha H.-Y., Lee T.-H., Lee C. Different aspect of pitting corrosion and interphase corrosion in the weld heat-affected zone of high-nitrogen Fe-18Cr-10Mn-N steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2013;142(2-3):556–563. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2013.07.052>
31. Мурадян С.О. Структура и свойства литейной коррозионностойкой стали, легированной азотом: Диссертация ... кандидата технических наук. Москва; 2016:132.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Валентина Сергеевна Костина, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0001-7956-499X

E-mail: vskostina@yandex.ru

Мария Владимировна Костина, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvk@imet.ac.ru

Valentina S. Kostina, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-7956-499X

E-mail: vskostina@yandex.ru

Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, Head of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvk@imet.ac.ru

Дмитрий Викторович Зиновеев, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории физикохимии и технологии переработки железорудного сырья, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0003-4520-4659

E-mail: zinoveevimet@yandex.ru

Александр Эдуардович Кудряшов, инженер-исследователь, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Dmitrii V. Zinoveev, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Laboratory "Physicochemistry and Technology of Iron Ore Processing", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-4520-4659

E-mail: zinoveevimet@yandex.ru

Aleksandr E. Kudryashov, Research Engineer, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. С. Костина – проведение исследований, подготовка текста статьи, обработка результатов.

М. В. Костина – доработка текста, корректировка выводов.

Д. В. Зиновеев – проведение расчетов фазового состава.

А. Э. Кудряшов – исследование структуры сварных соединений.

V. S. Kostina – conducting the research, writing the text, processing the results.

M. V. Kostina – finalization of the text, correction of conclusions.

D. V. Zinoveev – carrying out calculations of the phase composition.

A. E. Kudryashov – study of the structure of welded joints.

Поступила в редакцию 14.12.2023

После доработки 18.01.2024

Принята к публикации 28.02.2024

Received 14.12.2023

Revised 18.01.2024

Accepted 28.02.2024



УДК 621.791.927.5

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-303-310

Оригинальная статья
Original article

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 07Х25Н13, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ WAAM

М. С. Аносов, С. А. Сорокина, М. А. Чернигин[✉], Ю. С. Мордовина

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (Россия, 603022, Нижний Новгород, ул. Минина, 24)

honeybadger52@yandex.ru

Аннотация. В настоящее время все более перспективным является применение аддитивных технологий в промышленности. Интенсификация развития 3D-технологий приводит к необходимости более тщательного изучения структуры и свойств металлов, получаемых данным методом. В работе рассматривается влияние термообработки (ТО) на структуру наплавляемого методом электродуговой наплавки (WAAM) металла. Изучено влияние закалки при различных температурах и отжига на структуру аустенитной стали 07Х25Н13. Установлено, что при наплавке металла происходит кристаллизация по типу ФА с образованием грубой дендритной структуры со скелетной и вермикулярной морфологией и состоящей из δ - и σ -фаз. Закалка при температуре 1070 °С практически не изменяет структуру металла. При повышенных температурах (1100 °С) закалка приводит к частичному растворению и сфероидизации выделившихся при наплавке дендритов, однако кардинальных структурных изменений не происходит. Наиболее полное растворение дендритной составляющей происходит во время закалки при температуре 1150 °С. Структура после данной ТО преимущественно аустенитная, остатки дендритной составляющей представлены мелкими сферическими включениями. Структура стали после отжига (1150 °С) практически не отличается от получаемой после закалки при той же температуре. Значительного увеличения размера зерен, характерного для аустенитных сталей, в данном случае не наблюдается. Исходя из структуры, получаемой после ТО, наиболее перспективными для будущих физико-механических свойств вариантами обработки являются закалка и отжиг при температуре 1150 °С.

Ключевые слова: аустенитная сталь 07Х25Н13, аддитивные технологии, WAAM, структурообразование стали, δ -феррит, закалка, отжиг

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-79-00095 «Разработка научно-технологических основ структурообразования конструкционных материалов, полученных путем аддитивного электродугового выращивания для формирования механических свойств при усталости с использованием подходов искусственного интеллекта».

Для цитирования: Аносов М.С., Сорокина С.А., Чернигин М.А., Мордовина Ю.С. Влияние термообработки на структуру аустенитной стали 07Х25Н13, полученной методом аддитивного выращивания WAAM. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):303–310.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-303-310>

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON STRUCTURE OF AUSTENITIC STEEL 07Cr25Ni13 OBTAINED BY WAAM

M. S. Anosov, S. A. Sorokina, M. A. Chernigin[✉], Yu. S. Mordovina

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

honeybadger52@yandex.ru

Abstract. Currently, the use of additive technologies in industry is becoming more promising. The intensification of development of 3D technologies leads to the need for a more thorough study of the structure and properties of metals obtained by this method. In this paper, the effect of heat treatment on structure of the metal deposited by Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) is considered. The paper describes the effect of quenching at various temperatures and annealing on the structure of austenitic steel 07Cr25Ni13. As a result of the work, it was found that during metal deposition, crystallization occurs according to the FA type with the formation of a coarse dendritic structure with mainly skeletal and vermicular morphology, consisting of δ - and σ -phases. It is noted that quenching at 1070 °C practically does not change the metal structure. Despite the fact that quenching at elevated temperatures (1100 °C) leads to partial dissolution and spheroidization of the dendrites released during surfacing, there are no cardinal structural changes. The most complete dissolution of the dendritic component occurs during quenching at 1150 °C. The structure after this procedure is predominantly austenitic, remains of the dendritic component are represented by small spherical inclusions. The steel structure after annealing (1150 °C) practically does not differ from the structure obtained after quenching at the same temperature. A significant increase in grain size, typical

for austenitic steels, is not observed in this case. Based on the structure obtained after heat treatment, the most promising treatment options for future physico-mechanical properties are quenching and annealing at 1150 °C.

Keywords: austenitic steel 07Cr25Ni13, additive technologies, WAAM, steel structure formation, δ -ferrite, quenching, annealing

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-79-00095 “Development of scientific and technological foundations for structure formation of structural materials obtained by additive electric arc manufacturing for the mechanical properties formation during fatigue using artificial intelligence approaches”.

For citation: Anosov M.S., Sorokina S.A., Chernigin M.A., Mordovina Yu.S. Effect of heat treatment on structure of austenitic steel 07Cr25Ni13 obtained by WAAM. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):303–310. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-303-310>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время аустенитные стали получили широкое распространение в химической, нефтяной, пищевой промышленности, медицинской технике, оборудовании для АЭС и др. [1]. Существование ряда отраслей в современной промышленности практически невозможно без применения аустенитных коррозионно-стойких сталей. Данный тип материалов обладает рядом уникальных свойств, таких как высокая коррозионная стойкость в кислотных и щелочных средах разной агрессивности и парамагнитность. Комплекс физико-механических свойств обеспечивается не только за счет легирования большим количеством хрома, никеля, магния и других элементов, но и благодаря однородной аустенитной структуре во время всего срока эксплуатации изделия [2].

В настоящее время применение аддитивных технологий становится все более перспективным для промышленности ввиду снижения общей себестоимости получаемых изделий, особенно в единичном и мелко-серийном производстве. Интенсивное развитие технологий 3D-печати ведет к необходимости тщательного изучения механических свойств, структуры и химического состава металлов, получаемых данным методом. На сегодняшний день основные методы 3D-печати металлами – послойное сплавление порошка (SLM), лазерная наплавка порошка (LENS/DMD) и электродуговая наплавка (WAAM) [3]. Наиболее производительным и простым с технологической точки зрения является метод 3D-печати WAAM, используемый в данной работе [4; 5].

Преимуществами аддитивных методов производства являются:

- возможность полной автоматизации процесса получения изделий;
- существенное снижение расхода материалов при изготовлении изделий из дорогостоящих материалов, например, титана и никелевых сплавов;
- возможность мелкосерийного производства изделий, которое невыгодно при использовании традиционных методов производства [6 – 8].

Технология SLM позволяет осуществлять производство сложных изделий посредством лазерного плавления металлического порошка с использованием CAD-моделей. В месте плавления порошка плотность

энергии выше по сравнению с другими электродуговыми процессами (например, сваркой), но при этом ниже, чем при лазерном воздействии [9]. Основной проблемой деталей, полученных методом SLM, является относительно высокая шероховатость поверхности, которая снижает усталостную стойкость за счет увеличения концентрации напряжений на поверхности образца [10].

Лазерная наплавка порошка осуществляет наплавку детали с помощью наплавления слоя порошкового материала на подложку. Лазерный луч создает наплавочную ванну, в которую вводится металл в порошковой форме, где он плавится и застывает, образуя металлическую связь с подложкой. Во время процесса наплавки металлический порошок из системы подачи автоматически подается на подложку, которая опускается на высоту, равную толщине наплавленного слоя. Однако отмечается, что метод лазерной наплавки не обладает воспроизводимостью химического состава и механических свойств конечных изделий [11; 12], что является серьезным недостатком данной технологии.

Технология WAAM является сравнительно новым способом аддитивного выращивания, появившемся в 1990-е гг. Она заключается в наплавлении обычной сварочной проволоки, широко распространенной в продаже, на подложку, в результате чего образуется готовая деталь. По сравнению с традиционным производством, WAAM позволяет сократить время изготовления на 40 – 60 % и время последующей обработки на 15 – 20 % в зависимости от размера детали. Так, ребра жесткости шасси самолетов по этой технологии изготавливаются с экономией сырья примерно на 78 % по сравнению с традиционным производством [13]. Металлы с хорошей свариваемостью потенциально могут быть использованы для процесса WAAM и до сих пор исследователи успешно изготавливали данным методом объекты из сплавов на основе Ti [13], Al [14], стали [15] и Ni [16].

В процессе аддитивного выращивания наплавленный металл находится в жидком состоянии и впоследствии подвергается многократным циклам высокотемпературных нагревов (в том числе до температур выше критических). В результате микроструктура наплавленного металла отличается от металла, полученного по традиционным технологиям, а, следовательно, физико-химические и прочностные свойства металла также могут отличаться от прокатанного материала.

Таблица 1. Химический состав исследованного материала

Table 1. Chemical composition of the studied material

Материал	Содержание химических элементов, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P
ГОСТ 2246	<0,09	0,5 – 1,0	1,0 – 2,0	23,0 – 26,0	12,0 – 14,0	не реглам.	не реглам.	<0,018	<0,025
ER309LSI	0,016	0,7	1,9	23,3	13,7	0,1	0	0,004	0,019

Зарубежные исследователи все чаще обращаются к изучению возможностей применения различных аддитивных технологий в промышленности. Однако в России данные методы развиваются локально и не имеют такого повсеместного распространения. Применение аддитивных технологий способно не только снизить себестоимость производства мелкосерийных изделий из распространенных на данный момент аустенитных сталей, но и способствовать развитию российской науки.

Цель исследования – изучение влияния режима термообработки (ТО) на структуру аустенитной стали 07X25Ni13, полученной аддитивным выращиванием методом WAAM.

МЕТОДИКА И МАТЕРИАЛЫ

Исследования проводились с применением нестабильной аустенитной стали 07X25Ni13, полученной методом WAAM. Образцы для исследования наплавленного металла изготавливались на специализированном стенде для аддитивной электродуговой наплавки [17]. Наплавка осуществлялась по следующему режиму: $I = 120$ А; $U = 24$ В; $v = 350$ мм/мин. В качестве защитной атмосферы применялась смесь: 98 % Ar и 2 % CO₂. Образцы для металлографических исследований вырезались из полученных заготовок при помощи гидроабразивной резки и последующей фрезеровки. В качестве исходного материала при наплавке применялась сварочная проволока марки ER309LSI. Химический состав наплавляемой проволоки представлен в табл. 1.

В процессе наплавки металла может происходить угар легирующих элементов. Химический состав наплавленного

металла определялся при помощи оптико-эмиссионного спектрального анализатора Foundry-Master.

Уточнение структурной принадлежности наплавленного материала к аустенитному классу проводили по диаграмме Шеффлера. Исходя из литературных данных [15 – 20], получаемый после наплавки фазовый состав зависит от соотношения $Cr_{экр}$ и $Ni_{экр}$ и может быть определен по диаграмме Шеффлера.

Как известно из литературных данных [18 – 23], фазовые превращения при кристаллизации и конечный фазовый состав зависят от соотношения $Cr_{экр}/Ni_{экр}$ и делятся на следующие типы:

- А (<1,25): $L - (L + \gamma) - \gamma$;
- АФ (1,25 ≤ 1,48): $L - (L + \gamma) - (L + \gamma + \delta) - (\gamma + \delta)$;
- ФА (1,48 ≤ 1,95): $L - (L + \delta) - (L + \delta + \gamma) - (\delta + \gamma)$;
- Ф (>1,95): $L - (L + \delta) - (\delta + \gamma)$.

Данные эквиваленты определялись по следующим формулам

$$Cr_{экр} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb + 2Ti; \quad (1)$$

$$Ni_{экр} = Ni + 30C + 0,5Mn. \quad (2)$$

Металлографические исследования осуществлялись в поперечном сечении относительно направления наплавки при увеличениях 100 и 200, также было проведено исследование фрезерованной поверхности образцов. Приготовление шлифов осуществлялось по стандартной методике при помощи механического шлифования наждачной бумагой различной зернистости и полирования с использованием паст. В качестве реактива при химическом травлении применялся раствор, состоящий из 5 см³ HNO₃, 50 см³ HCl и 50 см³ H₂O.

Для исследования влияния ТО на структуру образцов осуществлялась закалка по трем режимам, также был проведен отжиг металла. Параметры ТО представлены в табл. 2.

Таблица 2. Режимы термообработки образцов

Table 2. Modes of the samples heat treatment

Номер режима	Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	Охлаждающая среда
1	1070	30	Воздух
2	1100	60	Воздух
3	1150	60	Воздух
4	1150	60	Печь

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В ходе исследования химического состава наплавленного металла установлено, что происходит снижение содержания всех легирующих элементов (ЛЭ), кроме кремния. Уменьшение концентрации ЛЭ типично для процессов сварки и выплавки металла в связи с их угаром. Повышенное содержание прово-

Таблица 3. Химический состав наплавленного металла

Table 3. Chemical composition of the surfaced metal

Материал	Содержание химических элементов, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P
ER309LSI	0,016	0,700	1,90	23,3	13,7	0,100	0	0,004	0,0190
Наплавленный металл	0,018	0,820	1,75	23,2	13,4	0,036	0	0,005	0,0114

локи в наплавленном металле относительно исходной проволоки объясняется неоднородностью химического состава по ее длине. Следует отметить, что изменение химического состава стали после наплавки не привело к выходу за предел допустимых колебаний в содержании ЛЭ (в соответствии с ГОСТ 2246 – 70). Итоговый состав наплавленного металла представлен в табл. 3.

По формулам (1), (2) рассчитаны хромовый и никелевый эквиваленты, равные: $Cr_{экв} = 23,2578$; $Ni_{экв} = 14,815$. Отношение $Cr_{экв}/Ni_{экв}$ составляет 1,57, соответственно в данном случае превращения при кристаллизации могут быть описаны режимом ФА (отношение $Cr_{экв}/Ni_{экв}$ более 1,48). Ориентировочное содержание феррита в наплавленном металле может быть определено по диаграмме Шеффлера (рис. 1).

Исходя из представленной выше диаграммы, ориентировочное содержание δ -феррита в металле после наплавки находится в районе 7,5 %, что согласуется с теоретическими данными [24].

В ходе микроструктурного анализа образцов до и после ТО изучалось поперечное направление относительно оси наплавки металла. Структура наплавленного металла до ТО представлена на рис. 2.

Дендриты ориентированы нормально к поверхности наплавочного валика, что обусловлено направлением теплоотвода. Дендриты, залегающие в глубине наплавленного металла, имеют более развитое строение границ. Измельчение дендритной структуры на

поверхности наплавочного валика может быть объяснено подведением дополнительной тепловой энергии при наплавке следующего слоя металла. В целом структура наплавленного металла схожа с микроструктурой, получаемой в результате кристаллизации аустенитной стали.

В работе [25] отмечено, что образовавшиеся при наплавке дендриты могут состоять из δ -феррита и σ -фазы. Как видно из рис. 3, б, δ -феррит имеет в основном скелетную и вермикулярную морфологию. Схожая структура получалась при наплавке стали AISI 316L [25] и AISI 316 [26]. Междендритное пространство заполнено γ -фазой (аустенитом).

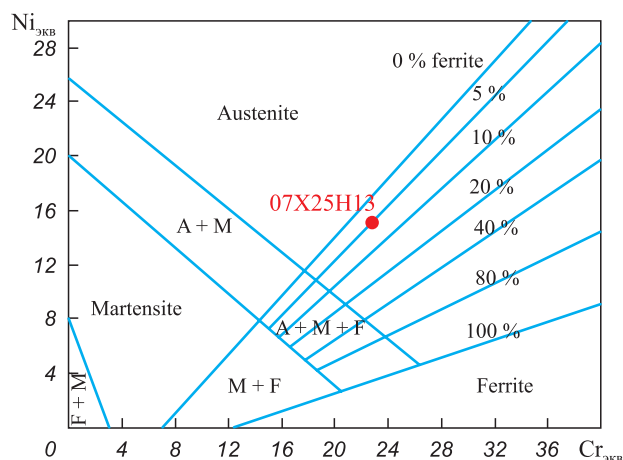


Рис. 1. Расположение стали 07Х25Н13 на диаграмме Шеффлера

Fig. 1. Location of steel 07Cr25Ni13 on the Scheffler diagram

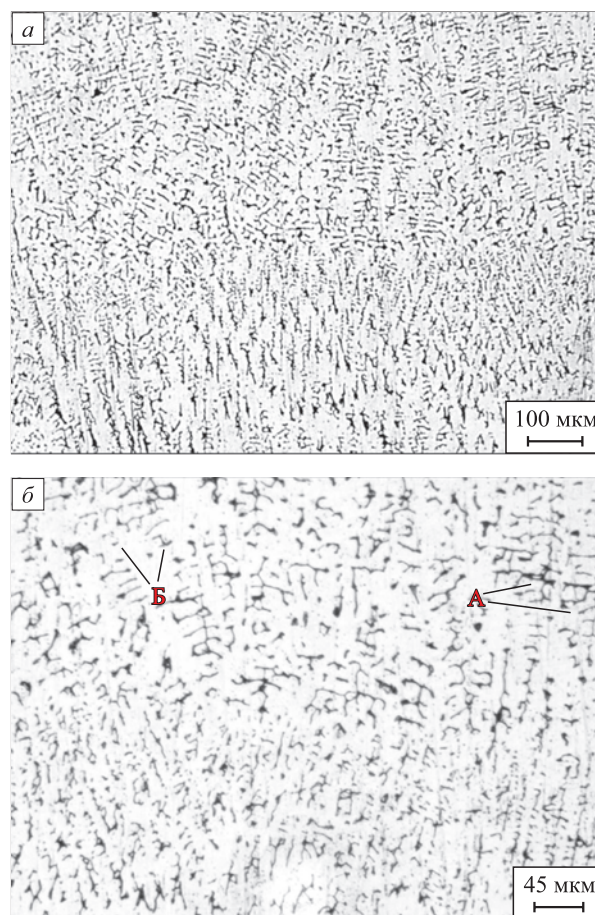


Рис. 2. Структура образца после наплавки: $\times 100$ (а); $\times 200$ (б)

Fig. 2. Structure of the sample after surfacing: $\times 100$ (a); $\times 200$ (b)

Аустенитизация по режиму 1 (1070 °С, 30 мин) не привела к видимым изменениям зеренной структуры, что свидетельствует о недостаточном времени выдержки, температуры или обоих параметров при аустенитизации (рис. 3). Следует отметить повышение общей травимости образцов.

В структуре после ТО по режиму 1 только начинают появляться границы зерен, что также свидетельствует о недостаточной выдержке при температуре аустенитизации (рис. 3). Дендритность структуры не снижается, что косвенно указывает на отсутствие уменьшения содержания δ - и σ -фаз. Морфология δ -феррита не претерпевает значительных изменений.

С целью изучения влияния повышения температуры аустенитизации и времени выдержки проводилась закалка по режиму 2 (1100 °С, 60 мин). На рис. 4 пока-

зана микроструктура образца в направлении, перпендикулярном оси наплавки после ТО по режиму 2.

На микроснимках образца после аустенитизации при 1100 °С образующиеся зерна видны отчетливее. Размер дендритов в целом уменьшается относительно микроструктуры после наплавки и обработки по режиму 1. Данный эффект свидетельствует о более полном протекании диффузионных процессов при аустенитизации. Наблюдается сфероидизация дендритных составляющих с сохранением их общей направленности. Процентное содержание δ -феррита и σ -фазы после данной обработки должно значительно уменьшиться.

После закалки по режиму 3 (1150 °С, 60 мин) в структуре металла отчетливо выделяются границы зерен и аустенитные двойники (рис. 5). Дендритная структура практически полностью растворилась, не

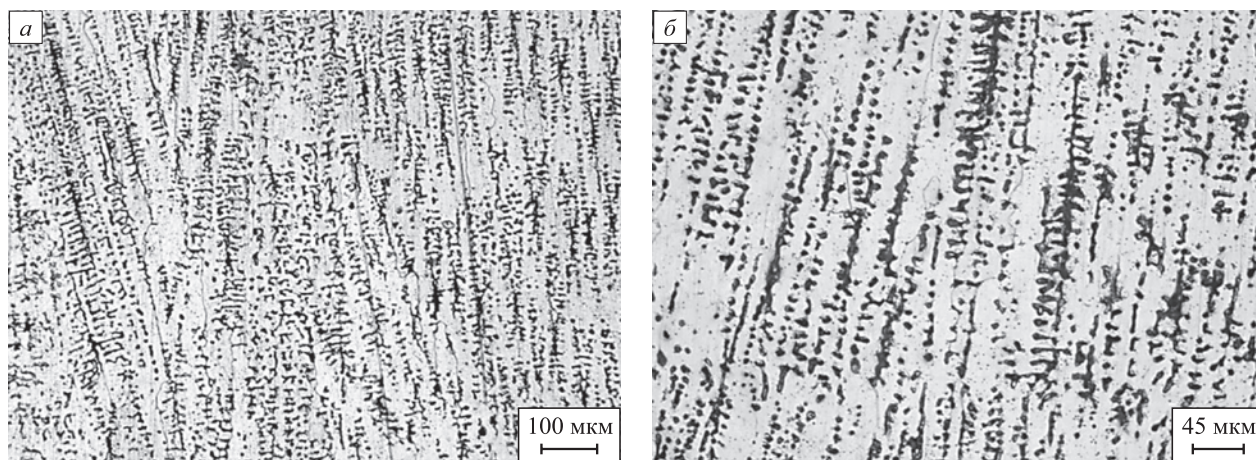


Рис. 3. Структура образца после закалки по режиму 1:
×100 (а); ×200 (б)

Fig. 3. Structure of the sample after quenching according to mode 1:
×100 (a); ×200 (b)

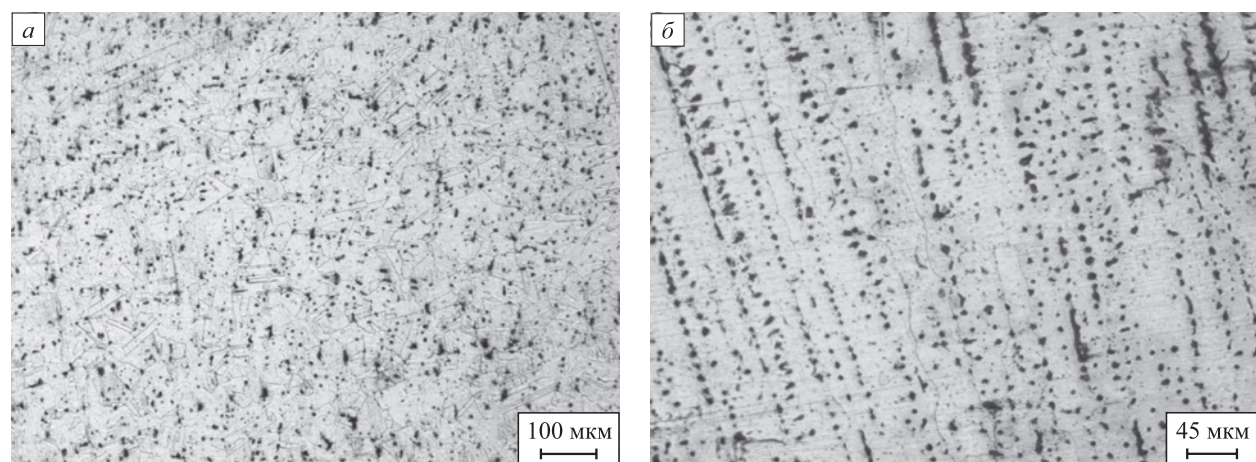


Рис. 4. Структура образца после закалки по режиму 2:
×100 (а); ×200 (б)

Fig. 4. Structure of the sample after quenching according to mode 2:
×100 (a); ×200 (b)

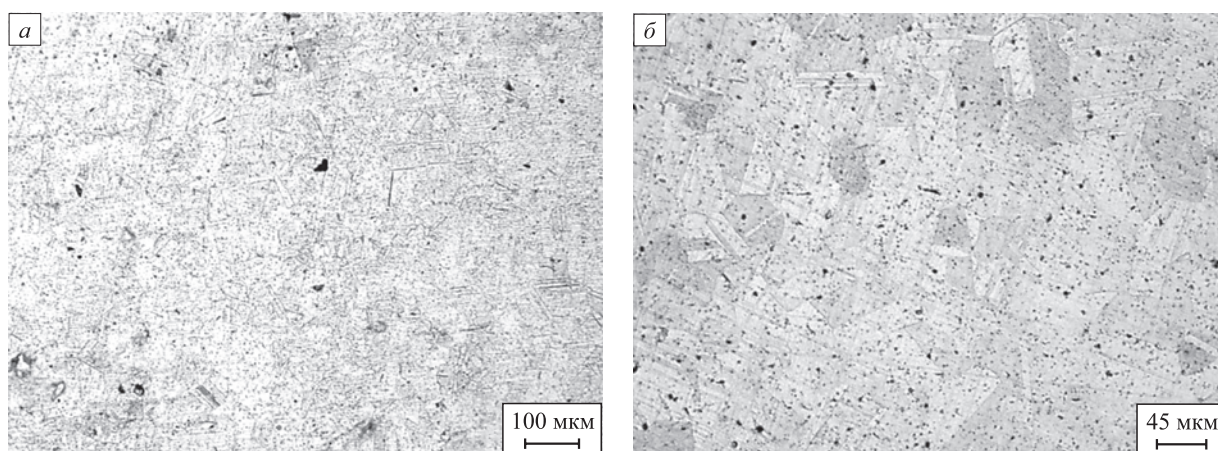


Рис. 5. Структура образца после закалки по режиму 3:
×100 (а); ×200 (б)

Fig. 5. Structure of the sample after quenching according to mode 3:
×100 (a); ×200 (b)

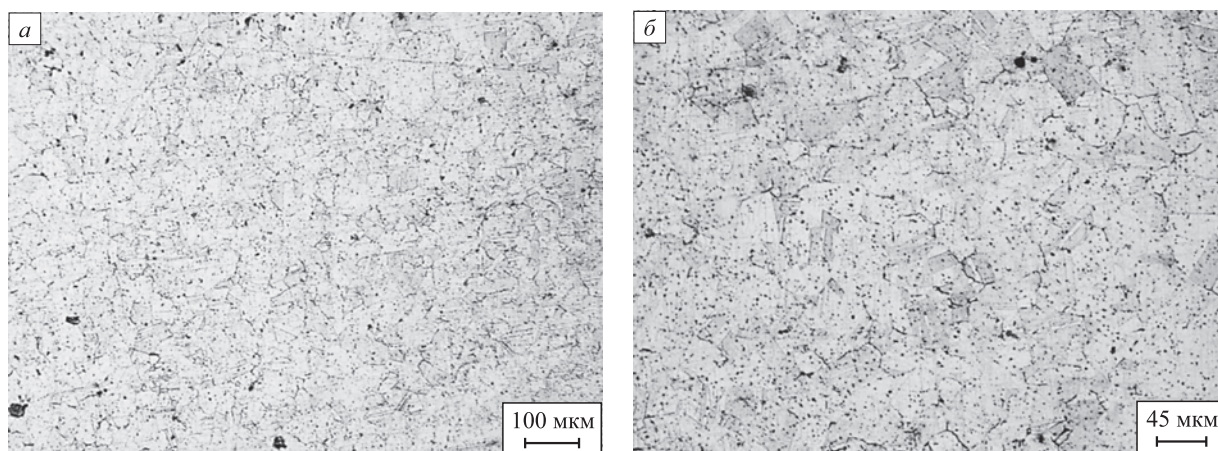


Рис. 6. Структура образца после отжига по режиму 4:
×100 (а); ×200 (б)

Fig. 6. Structure of the sample after annealing according to mode 4:
×100 (a); ×200 (b)

успевшие полностью раствориться дендриты представлены мелкими сфероидизированными включениями.

Режим 4 (1150 °С, 60 мин) приводит к более полному растворению оставшихся дендритов, так как металл находится при температурах, при которых более длительное время активно протекает диффузия. Отчетливо выявляется аустенитная структура металла с характерными двойниками (рис. 6).

Следует отметить, что после отжига по режиму 4 не происходит значительного увеличения зерна относительно закалки при такой же температуре и времени выдержки.

Выводы

Установлено, что после проведения наплавки WAAM в стали 07X25H13 происходит образование

грубой дендритной структуры, которая может состоять из δ -феррита и σ -фазы. В посленаплавочной структуре выделяется δ -феррит скелетной и вермикулярной морфологии. Междендритное пространство заполнено γ -фазой. Фазовый состав наплавленного материала согласуется с составом, определяемым по диаграмме Шеффлера.

Аустенитизация при 1070 °С с выдержкой в течение 30 мин практически не изменяет структуру наплавленного металла. После выдержки образцов при 1100 °С в течение 60 мин отчетливо видно образование аустенитных зерен и уменьшение размера дендритов. Таким образом, для протекания структурно-фазовых превращений в стали 07X25H13 необходим нагрев при ТО до температур выше 1100 °С.

В результате закалки по режиму 3 (1150 °С, 60 мин) происходит практически полное растворение дендри-

тов. Нерастворенные дендриты представлены в виде мелких сфероидизированных частиц.

Структура металла после ТО по режиму 4 (1150 °С, 60 мин, охлаждение с печью) практически не отличается от структуры металла, закаленного от той же температуры. Значительное увеличение размера зерна, характерное для аустенитных сталей, в данном случае не наблюдается.

С точки зрения возможных физико-механических свойств наиболее благоприятными являются режимы ТО 3 и 4.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Чернигин М.А., Сорокина С.А., Воробьев Р.А. Исследование микроструктуры метастабильной аустенитной хромомарганцевой стали 14X15Г9НД методами оптической и электронной микроскопии. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2023;89(4):38–44. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-4-38-44>
2. Chernigin M.A., Sorokina S.A., Vorobyev R.A. Study of the microstructure of metastable austenitic chromium manganese steel 14Kh15G9ND by optical and electron microscopy. *Industrial Laboratory. Diagnostics of Materials*. 2023;89(4):38–44. (In Russ.). <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-4-38-44>
3. Сорокина С.А., Воробьев Р.А., Горшунов М.Г., Чернигин М.А. Опыт использования хромомарганцевой коррозионно-стойкой стали для эксплуатации в системе горячего водоснабжения (ГВС). *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2023;3(813):32–39. <https://doi.org/10.30906/mitom.2023.3.32-39>
4. Sorokina S.A., Vorob'ev R.A., Gorshunov M.G., Chernigin M.A. Use of chromium-manganese corrosion-resistant steel in district heating network applications. *Metal Science and Heat Treatment*. 2023;65(3–4):159–166. <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00908-z>
5. Li J.L.Z., Alkahari M.R., Rosli N.A.B., Hasan R., Sudin M.N., Ramli F.R. Review of wire arc additive manufacturing for 3D metal printing. *International Journal of Automation Technology*. 2019;13(3):346–353. <https://doi.org/10.20965/ijat.2019.p0346>
6. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;81:465–481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
7. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018;35:127–139. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>
8. Осколков А.А., Матвеев Е.В., Безукладников И.И., Трушников Д.Н., Кротова Е.Л. Передовые технологии аддитивного производства металлических изделий. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2018;20(3):90–105. <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2018.3.11>
9. Oskolkov A.A., Matveev E.V., Bezukladnikov I.I., Trushnikov D.N., Krotova E.L. Advanced technologies for additive manufacturing of metal product. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*. 2018;20(3):90–105. (In Russ.). <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2018.3.11>
10. Cunningham C.R., Wikshåland S., Xu F., Kemakolam N., Shokrani A., Dhokia V., Newman S.T. Cost modelling and sensitivity analysis of wire and arc additive manufacturing. *Procedia Manufacturing*. 2017;11:650–657. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2017.07.163>
11. Pant H., Arora A., Gopakumar G.S., Chadha U., Saeidi A., Patterson A.E. Applications of wire arc additive manufacturing (WAAM) for aerospace component manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023;127:4995–5011. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11623-7>
12. Wang F., Williams S., Rush M. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2011;57:597–603. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3299-1>
13. Ahmadkhaniha D., Möller H., Zanella C. Studying the microstructural effect of selective laser melting and electropolishing on the performance of maraging steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30:6588–6605. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05927-6>
14. Beese A.M., Carroll B.E. Review of mechanical properties of Ti–6Al–4V made by laser-based additive manufacturing using powder feedstock. *JOM*. 2016;68:724–734. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1759-z>
15. Kirka M.M., Lee Y., Greeley D.A., Okello A., Goin M.J., Pearce M.T., Dehoff R.R. Strategy for texture management in metals additive manufacturing. *JOM*. 2017;69:523–531. <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2264-3>
16. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + arc additive manufacturing. *Materials Science and Technology*. 2016;32(7):641–647. <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073>
17. Gu J., Ding J., Williams S.W., Gu H., Bai J., Zhai Y., Ma P. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al–6.3Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;651:18–26. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.101>
18. Nannan G., Ming L. Additive manufacturing: Technology, applications and research needs. *Frontiers of Mechanical Engineering*. 2013;8:215–243. <https://doi.org/10.1007/s11465-013-0248-8>
19. Xu F., Lv Y., Liu Y., Shu F., He P., Xu B. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 625 alloy during pulsed plasma arc deposition process. *Journal of Material Science and Technology*. 2013;29(5):480–488. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2013.02.010>
20. Kabaldin Y.G., Shatagin D.A., Anosov M.S., Kolchin P.V., Kiselev A.V. Diagnostics of 3D printing on a CNC machine by machine learning. *Russian Engineering Research*. 2021;41(4):320–324. <https://doi.org/10.36652/0042-4633-2021-1-55-59>
21. Фетисов Г. П., Карпман М. Г. и др. *Материаловедение и технология металлов*. Москва: Высшая школа; 2002:638.
22. Suuatala N., Takalo T., Moisio T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-

- ferritic stainless steel welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1979;10:512–514.
<https://doi.org/10.1007/BF02697081>
20. Kim Y.H., Kim D.G., Sung J.H., Kim I.S., Ko D.E., Kang N.H., Hong H.U., Park J.H., Lee H.W. Influences of Cr/Ni equivalent ratios of filler wires on pitting corrosion and ductility-dip cracking of AISI 316L weld metals. *Metals and Materials International*. 2011;17:151–155.
<https://doi.org/10.1007/s12540-011-0221-1>
 21. Jacob G. Prediction of solidification phases in Cr-Ni stainless steel alloys manufactured by laser based powder bed fusion process. *NIST Advanced Manufacturing Series (NIST AMS)*. 2018;100–114:1–38.
<https://doi.org/10.6028/NIST.AMS.100-14>
 22. Olson D.L. Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties. *Welding Research Supplement*. 1985;64:281–295.
 23. Sindo K. *Welding Metallurgy*. 2nd ed. New York: Wiley; 2003.
 24. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review. *Metals*. 2021;11(7):1052. <https://doi.org/10.3390/met11071052>
 25. Chen X., Li J., Cheng X., He B., Wang H., Huang Z. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;703:567–577.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.024>
 26. Gürol U., Kocaman E., Dilibal S., Koçak M. A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. 2023;47:215–227.
<https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2023.10.005>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Максим Сергеевич Аносов, к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail: anosov-maksim@list.ru

Светлана Александровна Сорокина, к.т.н., доцент кафедры «Материаловедение, технологии материалов и термическая обработка металлов», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail: rihhi@yandex.ru

Михаил Алексеевич Чернигин, аспирант кафедры «Технология и оборудование машиностроения», Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Юлия Сергеевна Мордовина, инженер кафедры «Технология и оборудование машиностроения», аспирант, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail: ips4@nntu.ru

Maksim S. Anosov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University
E-mail: anosov-maksim@list.ru

Svetlana A. Sorokina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Materials Science, Technology of Materials and Heat Treatment of Metals”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University
E-mail: rihhi@yandex.ru

Mikhail A. Chernigin, Postgraduate of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University
E-mail: honeybadger52@yandex.ru

Yuliya S. Mordovina, Engineer of the Chair “Technology and Equipment Engineering”, Postgraduate, R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University
E-mail: ips4@nntu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. С. Аносов – составление плана экспериментального исследования, проведение наплавки экспериментальных образцов, научное руководство.

С. А. Сорокина – научное руководство, металлографический анализ, редактирование статьи.

М. А. Чернигин – металлографический анализ, механическая обработка образцов, химический анализ заготовок после наплавки, термическая обработка образцов, редактирование статьи.

Ю. С. Мордовина – металлографический анализ, анализ изменения химического состава сплава, оформление и редактирование статьи.

M. S. Anosov – planning of experimental research, conducting welding of experimental samples, scientific guidance.

S. A. Sorokina – scientific guidance, metallographic analysis, editing of the article.

M. A. Chernigin – metallographic analysis, mechanical processing of the samples, chemical analysis of ingots after surfacing, thermal treatment of the samples, editing of the article.

Yu. S. Mordovina – metallographic analysis, analysis of changes in the alloy chemical composition, design and editing of the article.

Поступила в редакцию 27.02.2024
После доработки 11.03.2024
Принята к публикации 28.03.2024

Received 27.02.2024
Revised 11.03.2024
Accepted 28.03.2024



УДК 621.039.53

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-311-317



Оригинальная статья

Original article

МИГРАЦИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Fe – 10Ni – 20Cr ПРИ РАДИАЦИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

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 изучение механизмов миграции наклонных симметричных границ $\Sigma 5(210)[001]$ и $\Sigma 5(310)[001]$ в бикристаллических образцах Fe–10Ni–20Cr при радиационном облучении. Плотность радиационных дефектов растет достаточно быстро вплоть до дозы $\sim 0,02$ сна и затем выходит на насыщение. Это обусловлено уравниванием скоростей генерации и аннигиляции радиационных дефектов. Показано, что на ранней стадии облучения границы зерен начинали стохастически отклоняться от исходных положений вследствие взаимодействия с каскадами атомных смещений и поглощения дефектов структуры. В процессе облучения область границ зерен утолщалась и становилась шероховатой. С ростом дозы облучения увеличивались размеры кластеров точечных дефектов (тетраэдров дефектов упаковки и дислокационных петель). Взаимодействие с крупными кластерами точечных дефектов привело к образованию изгибов на изначально плоских поверхностях границ зерен. При малых расстояниях между границами высокая движущая сила между изогнутыми поверхностями существенно увеличивала скорости сближения границ зерен. Показано, что средние скорости миграции границ зерен до их непосредственного взаимодействия друг с другом составляли примерно 0,8 м/с. В результате сближения границы зерен аннигилировали, потенциальная энергия образца скачкообразно уменьшилась, и зерна объединились. Для аннигиляции границ зерен $\Sigma 5(310)[001]$ потребовалась в два раза большая доза облучения по сравнению с границей зерен $\Sigma 5(210)[001]$. Непосредственное взаимодействие границ зерен друг с другом скачкообразно увеличивает скорости их миграции из-за возникновения движущей силы со стороны изогнутых участков поверхностей границ зерен. Изучено влияние дозы радиационного облучения на особенности деформационного поведения образцов при одноосных растяжениях. Показано, что с ростом дозы облучения предел упругости быстро понижается и выходит на насыщение при дозе облучения $\sim 0,01$ сна.

Ключевые слова: молекулярная динамика, радиационные дефекты, дефект упаковки, облучение, одноосное растяжение, Fe–10Ni–20Cr, миграция межзеренных границ

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-29-0062.

Для цитирования: Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П. Миграция границ зерен и изменение механических свойств сплава Fe – 10Ni – 20Cr при радиационном облучении. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):311–317.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-311-317>

GRAIN BOUNDARY MIGRATION AND MECHANICAL PROPERTIES ALTERING IN Fe – 10Ni – 20Cr ALLOY UNDER IRRADIATION

D. S. Kryzhevich , A. V. Korchuganov, K. P. Zolnikov

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634021, Russian Federation)

✉ kryzhev@ispms.ru

Abstract. Mechanisms of $\Sigma 5(210)[001]$ and $\Sigma 5(310)[001]$ symmetrical tilt grain boundaries migration in bicrystal Fe–10Ni–20Cr samples under irradiation were investigated by means of molecular dynamics method. The density of radiation defects grows quite quickly up to a dose of ~ 0.02 dpa and then reaches saturation. This is due to balancing of the radiation defects generation and annihilation rates. It is shown that at the early stage of irradiation, grain boundaries began to deviate stochastically from their initial positions due to interaction with cascades of atomic displacements and absorption of structural defects. During irradiation, the grain boundary region thickened and became rough. With an increase in the radiation dose, size of the clusters of point defects (tetrahedrons of stacking faults and dislocation loops) increased. Interaction with large clusters of point defects led to the formation of bends on initially flat surfaces of grain boundaries. At small distances between the boundaries, the high driving force between

the curved surfaces of grain boundaries significantly increased the rates of their approach. The average migration rates of grain boundaries before their direct interaction with each other were approximately 0.8 m/s. As a result of their approach, the grain boundaries were annihilated, the potential energy of the sample decreased abruptly, and the grains merged. The annihilation of $\Sigma 5(310)[001]$ grain boundaries required twice the radiation dose compared to the $\Sigma 5(210)[001]$ grain boundaries. The direct interaction of grain boundaries with each other abruptly increased the velocity of their migration due to the emergence initiation of a driving force from the curved sections of the grain boundary surfaces. Influence of the radiation dose on deformation behavior features of the samples under uniaxial strains was studied. With an increase in the radiation dose, the elastic limit decreased rapidly and reached saturation at an irradiation dose of ~ 0.01 dpa.

Keywords: molecular dynamics, radiation defects, stacking fault, irradiation, uniaxial tension, Fe–10Ni–20Cr, grain boundary migration

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 23-29-0062.

For citation: Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zolnikov K.P. Grain boundary migration and mechanical properties altering in Fe–10Ni–20Cr alloy under irradiation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):311–317. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-311-317>

ВВЕДЕНИЕ

Формирование различного рода интерфейсов является одним из эффективных способов повышения радиационной стойкости материалов [1–3]. Такие интерфейсы, как границы зерен, способны аккумулировать в себе значительную часть дефектов, генерируемых в процессе облучения. Облучение нанокристаллических образцов Ni и Cu показало, что границы зерен в них являются основным стоком радиационных дефектов, что существенно уменьшает плотность структурных дефектов по сравнению с крупнозернистыми аналогами [4]. В работе [5] в рамках молекулярно-динамического подхода было показано, что границы зерен активно поглощают межузельные атомы, генерируемые каскадами атомных смещений, а большое количество вакансий остается в теле зерен. В последующем избыточные межузельные атомы покидают границы зерен, возвращаясь в тела зерен, где усиливают процесс рекомбинации с вакансиями. Экспериментальное изучение поведения нанокристаллического золота при ионном облучении выявило термическую нестабильность генерируемых дефектов, что было связано с высокой плотностью границ зерен [6]. Особенности взаимодействия границ зерен с радиационно-индуцируемыми дефектами на микроскопическом уровне исследовались в работах [7; 8]. Отмечено, что границы зерен сегрегируют в своей области собственные межузельные атомы, которые характеризуются большей подвижностью по сравнению с вакансиями и порами. Однако вопросы, связанные с поглощением границами зерен дефектов с малой подвижностью, требуют дополнительных исследований.

Высокотемпературный разогрев материалов в зоне атомного реактора существенно ускоряет процесс рекристаллизации, в основе которого лежит миграция границ [9; 10]. Для сдерживания этого процесса важное значение имеет изучение механизмов взаимодействия радиационно-индуцируемых дефектов структуры с движущимися границами зерен. Миграция границ зерен контролирует эволюцию микроструктуры материалов. Движущие силы миграции границ зерен могут иметь различную физическую природу, которая может быть

связана с анизотропией упругой энергии, неоднородной плотностью дефектов и примесей, градиентом температуры, а также изогнутостью поверхности границ зерен [11]. Эти движущие силы часто рассматриваются в экспериментальных и численных исследованиях процессов миграции границ зерен и процесса рекристаллизации в поликристаллических материалах [12–14].

Бикристаллические образцы являются разумной альтернативой для исследования особенностей поведения отдельных границ зерен при различных видах внешнего воздействия как в экспериментах, так и в моделировании [15–18]. При отсутствии внешних воздействий и внутренних градиентов энергии миграция границ зерен носит характер случайных блужданий [18]. Влияние радиационного облучения на подвижность границ зерен является открытой научной задачей, решение которой представляет интерес для выявления механизмов радиационно-стимулированного роста зерен.

В настоящей работе исследованы механизмы миграции границ зерен в бикристаллических образцах Fe–10Ni–20Cr с наклонными симметричными границами зерен $\Sigma 5(210)[001]$ и $\Sigma 5(310)[001]$ в процессе облучения и влияние дозы облучения на зарождение и развитие пластичности в данных образцах при одноосном растяжении.

ОПИСАНИЕ МЕТОДА ИССЛЕДОВАНИЯ

Моделируемые образцы сплава Fe–10Ni–20Cr содержали две наклонные симметричные границы зерен $\Sigma 5(210)[001]$ или $\Sigma 5(310)[001]$ и имели форму параллелепипеда с размерами ребер $12 \times 24 \times 12$ нм. Для определения оптимальной конфигурации границы зерна использовался алгоритм минимизации по гамма-поверхности [19]. Исходная температура в образцах составляла 950 К. Межатомное взаимодействие в материале описывалось многочастичным потенциалом, позволяющим корректно моделировать каскады атомных смещений в образце [20]. Распределение скоростей атомов в исходных образцах соответствовало распределению Максвелла, а их начальное направление задавалось с помощью генератора случайных чисел. Для ускорения расчёта шаг интегрирования менялся динамически,

при этом максимальное смещение атома не превышало 0,5 пм. Для заданных условий нагружения и температуры шаг интегрирования варьировался в интервале от $2 \cdot 10^{-18}$ до $3 \cdot 10^{-16}$ с. Для моделирования облучения в образцах генерировалась последовательность каскадов атомных смещений с энергией первично выбитого атома 10 кэВ. Выбор первично выбитого атома и начальное направление его смещения задавались генератором случайных чисел. Первичный выбитый атом всегда был атомом железа. Для оценки накопленной дозы облучения в приближении NRT теория пороговая энергия смещения задавалась равной 40 эВ, которая обычно используется для железа и сплавов на его основе [21]. После генерации каскада атомных смещений система релаксировалась в течение 10 пс и охлаждалась термостатом до исходной температуры в течение 5 пс перед генерацией следующего каскада атомных смещений. Механическое нагружение задавалось растяжением перпендикулярно плоскости границы зерен с постоянной скоростью 5 м/с путем масштабирования координат атомов и размера моделируемой ячейки. В остальных направлениях система деформировалась таким образом, чтобы поддерживалось нулевое давление в этом направлении. Во всех направлениях моделировались периодические граничные условия. Моделирование проводилось с помощью вычислительного пакета LAMMPS [22]. Для идентификации локальных структурных изменений в нагружаемом образце использовался алгоритм анализа по общим соседям для каждого атома [23]. Для визуализации структуры моделируемых кристаллитов использовался пакет OVITO [24].

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА

С началом облучения в моделируемом образце происходит накопление радиационных повреждений структуры. Количество радиационных дефектов растет доста-

точно быстро вплоть до дозы $\sim 0,02$ сна, при которой плотность радиационных дефектов выходит на постоянную величину. В процессе облучения рост потенциальной энергии межатомного взаимодействия постепенно замедляется (рис. 1). При дозах более 0,02 сна скорости генерации и аннигиляции радиационных дефектов становятся одинаковыми и кривые на рис. 1 выходят на насыщение. В процессе облучения толщины границ зерен увеличиваются, появляются шероховатости и изгибы на их изначально плоских поверхностях. Результаты расчетов положения границ зерен в моделируемых бикристаллах представлены на рис. 2, где хорошо видно, что движение границ зерен носит скачкообразный характер. Кроме того, на кривых, представленных на рис. 2, имеются интервалы облучения, когда границы зерен двигались как навстречу друг другу, так и в обратном направлении. В то же время хорошо прослеживается тенденция к их взаимному сближению. Данные особенности обусловлены влиянием на миграцию границ зерен таких процессов, как зарождение и развитие каскадов атомных смещений, удаленность каскадов от границ зерен, термоактивируемая диффузия дефектов и взаимодействие границ зерен с различными радиационными дефектами структуры [25].

Эволюция необлученного образца в течение более 200 нс при температуре 950 К показывает, что границы зерен не смещаются. Это свидетельствует о том факте, что скорость термоактивируемой миграции границ зерен в образце существенно ниже радиационно-стимулированной. Облучение образца приводит к возникновению радиационно-стимулированной миграции границ зерен, в процессе которой происходят изменения их структуры, что хорошо видно на рис. 3. Изменения в структуре границ зерен обусловлены взаимодействием и поглощением различных радиационных дефектов. На рис. 3 показана структура границ зерен и крупные кластеры при различных дозах облучения.

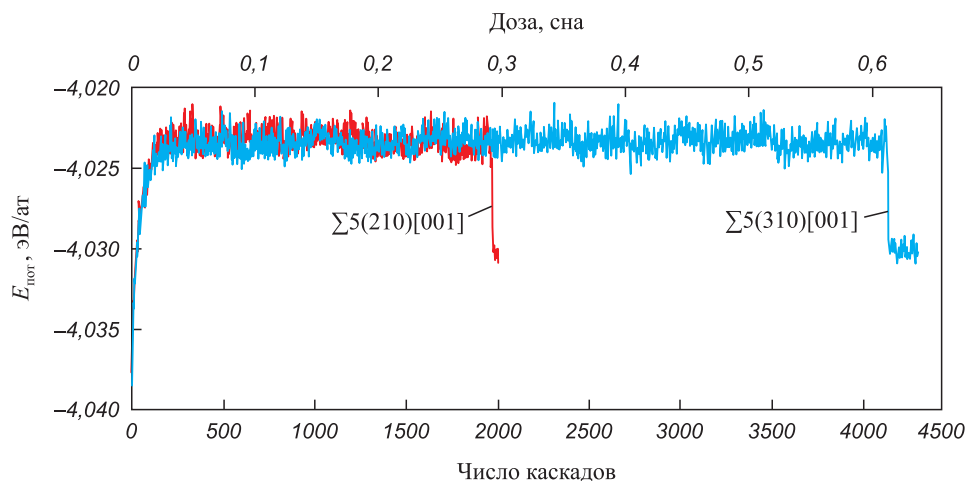


Рис. 1. Изменение потенциальной энергии образцов с различными границами зерен в зависимости от дозы облучения

Fig. 1. Potential energy vs radiation dose for the samples with different grain boundaries

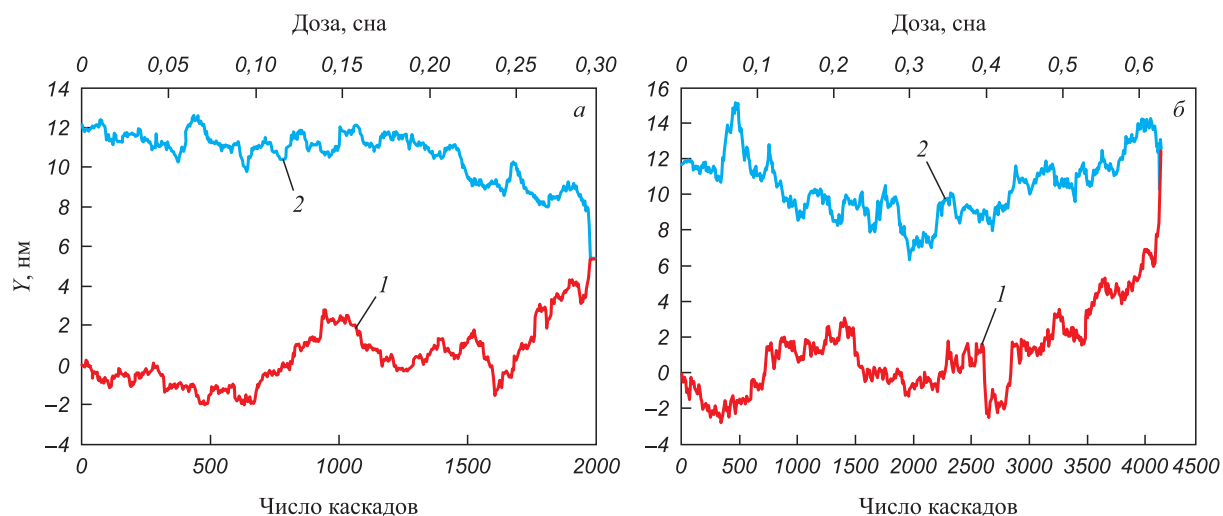


Рис. 2. Изменение положения границ зерен $\Sigma 5[210](001)$ (1) и $\Sigma 5(310)[001]$ (2) в зависимости от дозы облучения

Fig. 2. $\Sigma 5[210](001)$ (1) and $\Sigma 5(310)[001]$ (2) grain boundary location vs radiation dose

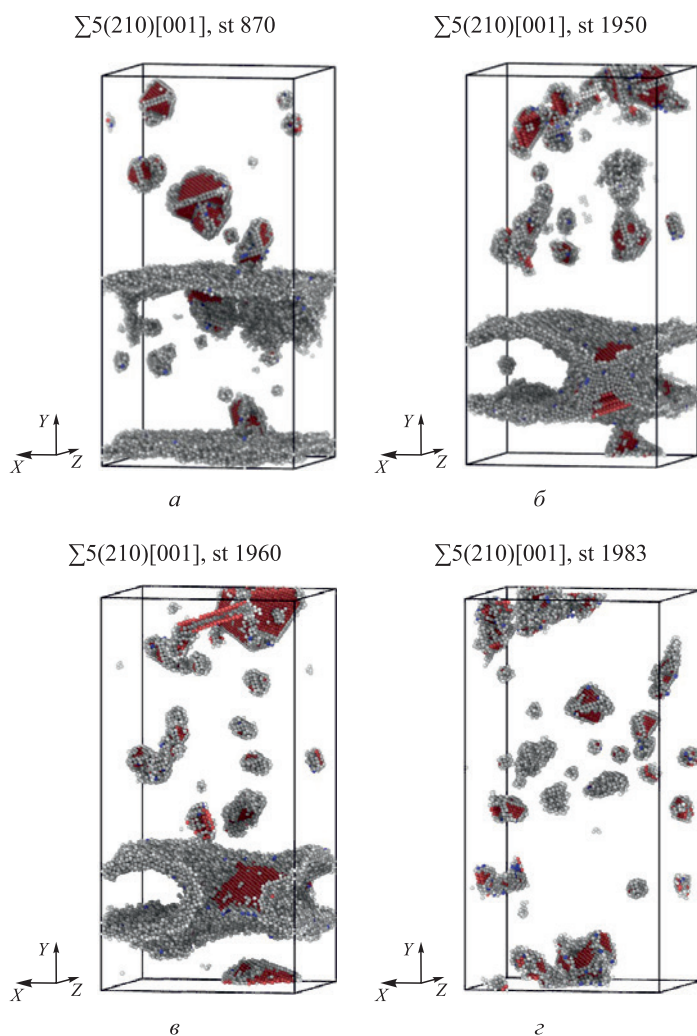


Рис. 3. Границы зерен $\Sigma 5(210)[001]$ и радиационные дефекты для различных доз облучения (красным и серым цветами показаны атомы с ГПУ и неопределенной структурой ближайшего окружения соответственно, остальные атомы невидимы)

Fig. 3. $\Sigma 5[210](001)$ grain boundary and radiation defects for different radiation doses (atoms with hcp and uncertain local structure are marked in red and grey, respectively; other atoms are invisible)

Основная доля крупных кластеров представляет собой тетраэдры дефектов упаковки. При дозе облучения 0,129 снa (рис. 3, а) границы зерен еще незначительно сместились из начального положения, но их исходно плоские поверхности локально изогнулись вследствие взаимодействия с расположенными вблизи крупными кластерами. Как видно из рис. 2, а, расстояние между границами в процессе облучения могло как увеличиваться, так и уменьшаться. Направление смещения границ зерен определялось притяжением к крупным кластерам, которые формировались случайным образом то по одну, то по другую сторону от поверхности границ зерен. Отметим, что взаимное притяжение между кластерами точечных дефектов и межзеренными границами обуславливается действующими между ними упругими силами [26]. При дозе облучения 0,290 снa поверхности границ зерен локально изогнулись навстречу друг другу из-за совместного притяжения к крупному кластеру, сформировавшемуся в области между границами зерен (рис. 3, б). Расстояние между изогнутыми поверхностями стало достаточным для того, чтобы границы зерен стали взаимодействовать и быстро сближаться (рис. 3, в). Расчеты показали, что средние скорости миграции границ зерен до их непосредственного взаимодействия друг с другом составляли примерно 0,8 м/с. Взаимодействие искривленных участков поверхностей увеличило скорость миграции границ зерен примерно на порядок. В результате сближения и последующего слияния границ зерен произошла их аннигиляция (рис. 3, г), которая вызвала скачкообразное уменьшение потенциальной энергии моделируемого образца (рис. 1).

Расчеты показали, что механизмы миграции границ зерен менялись в процессе облучения. Так, на ранней стадии примерно до облучения ~0,01 снa границы зерен увеличивали свою подвижность по сравнению с необлученными за счет взаимодействия с каскадами атомных смещений и поглощения радиационных дефектов. На этой стадии миграция имела характер хаотических колебаний поверхностей границ зерен. С ростом дозы облучения в образце стали формироваться все более крупные кластеры, взаимодействие с которыми привело к ускорению миграции границ зерен. При этом возросла скорость миграции границ зерен и они дальше сместились относительно исходных положений. Для этого интервала доз облучения характер миграции границ зерен перешел от хаотических колебаний локальных участков поверхностей к смещению их как целого. В результате этого границы зерен существенно отклонились от своих исходных положений. Когда расстояние между границами зерен стало менее 4 нм, они начали непосредственно взаимодействовать друг с другом. При этом скорость их миграции скачкообразно возросла из-за высокой движущей силы со стороны изогнутых поверхностей границ зерен. Похожим образом ведет себя при облучении бикристалл с границей зерен

$\Sigma 5(310)[001]$. Однако в этом случае для аннигиляции границ зерен потребовалась в два раза большая доза облучения (рис. 2).

В работе проведено изучение особенностей поведения облученных до разных доз образцов при одноосном растяжении. Расчеты показали, что механические свойства образца существенно зависят от дозы облучения, которая определяет степень радиационной поврежденности образца. Общая тенденция деформационного поведения заключалась в том, что с ростом дозы облучения происходило достаточно быстрое уменьшение предела упругости образцов (рис. 4, а), значение которого выходило на плато при дозах более 0,01 снa (рис. 4, б). При данной дозе облучения плотность и размеры сфор-

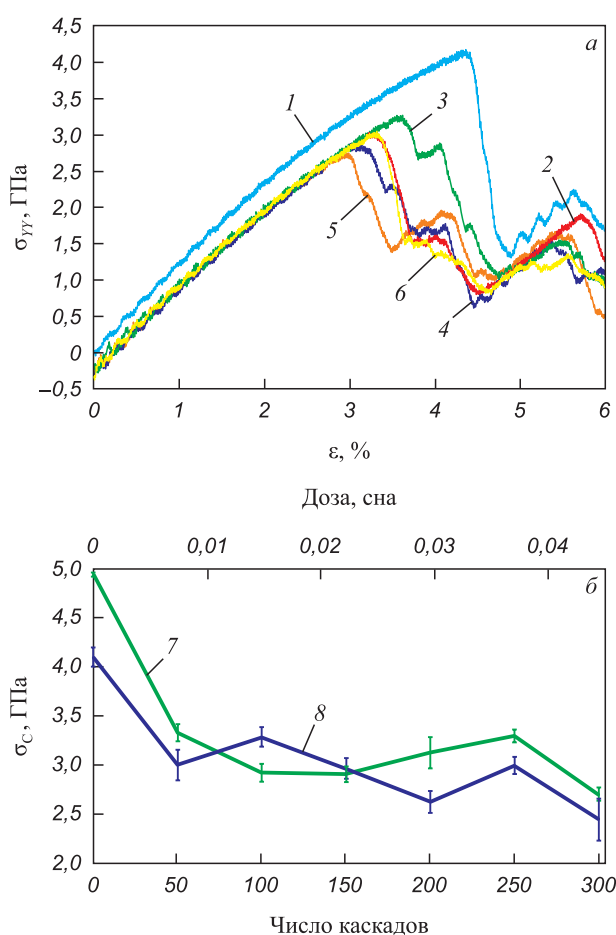


Рис. 4. Зависимости напряжений от величины деформации при одноосном растяжении для различных доз облучения образцов с границами зерен $\Sigma 5(210)[001]$ (а); зависимость предела упругости от дозы облучения для образцов с различными границами зерен (б):
1 – до облучения;
2 – 6 – 10, 50, 100, 150 и 250 каскадов соответственно;
7 – $\Sigma 5(310)[001]$; 8 – $\Sigma 5(210)[001]$

Fig. 4. Stress-strain dependence under uniaxial tension for different radiation doses for the sample with the $\Sigma 5(210)[001]$ grain boundary (a). Elastic limits vs radiation dose for samples with different types of grain boundaries (b):
1 – before radiation;
2 – 6 – 10, 50, 100, 150 and 250 cascades, respectively;
7 – $\Sigma 5(310)[001]$; 8 – $\Sigma 5(210)[001]$

мированных радиационных дефектов минимизировали величину энергетических барьеров для зарождения и распространения дефектов упаковки – основных носителей пластической деформации в моделируемом материале. Отметим, что предел упругости выходит на плато при более низкой дозе облучения, чем происходит уравнивание процессов генерации и аннигиляции радиационных дефектов. Отклонения от среднего значения предела упругости при более высоких дозах облучения были вызваны особенностями изменения внутренней структуры, прежде всего, связанными с изменениями конфигурации и распределения в объеме наиболее крупных кластеров и дислокационных петель. Данные изменения дефектной системы носили стохастический характер (рис. 4, б).

Выводы

Результаты моделирования показали, что механизмы миграции симметричных наклонных границ зерен в бикристалле Fe–10Ni–20Cr меняются в процессе радиационного облучения. При малых дозах облучения миграция границ зерен носит характер стохастических отклонений от исходных положений. Это обусловлено взаимодействием границ зерен с каскадами атомных смещений и поглощением подвижных дефектов структуры. При более высоких дозах облучения формируются крупные кластеры, взаимодействие с которыми увеличивает скорость миграции границ зерен и локальную изогнутость их поверхности. Движущей силой миграции границ зерен является их упругое взаимодействие с крупными кластерами. С дальнейшим ростом дозы облучения проявляется общая тенденция границ зерен к еще большему сближению, которая заканчивается их аннигиляцией. Скорость миграции при взаимодействии границ друг с другом скачкообразно возрастает. Движущая сила миграция обусловлена сильным взаимным притяжением между близ расположенными изогнутыми участками границ зерен.

Расчеты показали, что предел упругости моделируемого сплава достаточно быстро уменьшается с ростом дозы облучения до 0,01 сна и затем выходит на плато. При дальнейшем облучении предел упругости незначительно отклоняется от среднего значения. Обнаружено, что предел упругости выходит на плато при меньшей дозе облучения, чем происходит выход на насыщение плотности выживших радиационных дефектов. Это обусловлено тем, что при более низкой дозе облучения происходит минимизация величины энергетических барьеров, необходимых для зарождения и развития пластической деформации в исследуемом материале.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Zhang X., Hattar K., Chen Y., Shao L., Li J., Sun C., Yu K., Li N., Taheri M.L., Wang H., Wang J., Nastasi M. Radiation

damage in nanostructured materials. *Progress in Materials Science*. 2018;96:217–321.

<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.03.002>

2. Grimes R.W., Konings R.J.M., Edwards L. Greater tolerance for nuclear materials. *Nature Materials*. 2008;7:683–685.
<https://doi.org/10.1038/nmat2266>
3. Ackland G. Controlling radiation damage. *Science*. 2010; 327(5973):1587–1588.
<https://doi.org/10.1126/science.1188088>
4. Nita N., Schaeublin R., Victoria M. Impact of irradiation on the microstructure of nanocrystalline materials. *Journal of Nuclear Materials*. 2004;329–333B:953–957.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.04.058>
5. Bai X.-M., Voter A.F., Hoagland R.G., Nastasi M., Uberuaga B.P. Efficient annealing of radiation damage near grain boundaries via interstitial emission. *Science*. 2010; 327(5973):1631–1634.
<https://doi.org/10.1126/science.1183723>
6. Chimi Y., Iwase A., Ishikawa N., Kobiyama M., Inami T., Okuda S. Accumulation and recovery of defects in ion-irradiated nanocrystalline gold. *Journal of Nuclear Materials*. 2001;297(3):355–357.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(01\)00629-8](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(01)00629-8)
7. Bai X.-M., Uberuaga B.P. The influence of grain boundaries on radiation-induced point defect production in materials: A review of atomistic studies. *JOM*. 2013;65:360–373.
<https://doi.org/10.1007/s11837-012-0544-5>
8. Beyerlein I.J., Demkowicz M.J., Misra A., Uberuaga B.P. Defect-interface interactions. *Progress in Materials Science*. 2015;74:125–210.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.02.001>
9. Li Y.H., Wang L., Li B., E J.C., Zhao F.P., Zhu J., Luo S.N. Thermally driven grain boundary migration and melting in Cu. *The Journal of Chemical Physics*. 2015;142(5):054706.
<https://doi.org/10.1063/1.4907272>
10. Chen K., Han J., Srolovitz D.J. On the temperature dependence of grain boundary mobility. *Acta Materialia*. 2020; 194:412–421. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.04.057>
11. Gottstein G., Shvindlerman L.S. Grain Boundary Migration in Metals. CRC Press; 2009:711.
<https://doi.org/10.1201/9781420054361>
12. 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>
13. Zhang H., Upmanyu M., Srolovitz D.J. Curvature driven grain boundary migration in aluminum: molecular dynamics simulations. *Acta Materialia*. 2005;53(1):79–86.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.09.004>
14. Tonks M., Millett P., Cai W., Wolf D. Analysis of the elastic strain energy driving force for grain boundary migration using phase field simulation. *Scripta Materialia*. 2010; 63(11):1049–1052.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.07.034>
15. Cahn J.W., Mishin Y., Suzuki A. Coupling grain boundary motion to shear deformation. *Acta Materialia*. 2006; 54(19):4953–4975.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.08.004>
16. Zhang H., Mendelev M.I., Srolovitz D.J. Computer simulation of the elastically driven migration of a flat grain boundary. *Acta Materialia*. 2004;52(9):2569–2576.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.02.005>

17. Yu W.S., Demkowicz M.J. Non-coherent Cu grain boundaries driven by continuous vacancy loading. *Journal of Materials Science*. 2015;50:4047–4065.
<https://doi.org/10.1007/s10853-015-8961-9>
18. Olmsted D.L., Holm E.A., Foiles S.M. Survey of computed grain boundary properties in face-centered cubic metals – II: Grain boundary mobility. *Acta Materialia*. 2009; 57(13):3704–3713.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.015>
19. Mishin Y., Farkas D. Atomistic simulation of [001] symmetrical tilt grain boundaries in NiAl. *Philosophical Magazine A*. 1998;78(1):29–56.
<https://doi.org/10.1080/014186198253679>
20. Béland L.K., Tamm A., Mu S., Samolyuk G.D., Osetsky Y.N., Aabloo A., Klintonberg M., Caro A., Stoller R.E. Accurate classical short-range forces for the study of collision cascades in Fe–Ni–Cr. *Computer Physics Communication*. 2017;219:11–19.
<https://doi.org/10.1016/j.cpc.2017.05.001>
21. Stoller R.E., Toloczko M.B., Was G.S., Certain A.G., Dwarknath S., Garner F.A. On the use of SRIM for computing radiation damage exposure. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B*. 2013;310:75–80.
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.05.008>
22. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics. *Journal of Computational Physics*. 1995; 117(1):1–19. <https://doi.org/10.1006/jcph.1995.1039>
23. Honeycutt J.D., Andersen H.C. Molecular dynamics study of melting and freezing of small Lennard-Jones clusters. *Journal of Physical Chemistry*. 1987;91(19):4950–4963.
<https://doi.org/10.1021/j100303a014>
24. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO – the Open Visualization Tool. *Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2010;18:015012.
<https://doi.org/10.1088/0965-0393/18/1/015012>
25. Jin M., Cao P., Short M.P. Mechanisms of grain boundary migration and growth in nanocrystalline metals under irradiation. *Scripta Materialia*. 2019;163:66–70.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.12.038>
26. Jin M., Cao P., Yip S., Short M.P. Radiation damage reduction by grain-boundary biased defect migration in nanocrystalline Cu. *Acta Materialia*. 2018;155:410–417.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.05.071>

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 the 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 Laboratory of Computer-Aided Design of Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-3765-5911

E-mail: avkor@ispms.ru

Konstantin P. Zolnikov, 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 the 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. Zolnikov – writing the text, planning experiments, analysis and selection of literary sources.

Поступила в редакцию 15.11.2023

После доработки 18.11.2023

Принята к публикации 28.03.2024

Received 15.11.2023

Revised 18.11.2023

Accepted 28.03.2024



УДК 621.785.532

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-318-324



Оригинальная статья

Original article

ДИФфуЗИЯ АЗОТА ПО ГРАНИЦАМ СЛОЕВ ПРИ АЗОТИРОВАНИИ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ

К. Б. Поликевич¹, А. Л. Петелин^{1,2}, А. И. Плохих¹, Л. П. Фомина³¹ Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (Россия, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., 5/1)² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)³ Производственный комплекс «Салют» АО «Объединенная двигателестроительная корпорация» (Россия, 105118, Москва, пр. Буденного, 16, кор. 2)

✉ polikevich94@mail.ru

Аннотация. Диффузионные процессы играют ключевую роль в формировании структур новых материалов и технологических процессов упрочняющих термических обработок, так как именно благодаря диффузии происходит перераспределение вещества в твердых телах. Актуальной задачей является разработка технологичных и эффективных методов упрочнения материалов в целях повышения их эксплуатационных свойств. Возрастает потребность в усовершенствовании методов химико-термической обработки, что напрямую влияет на износостойкость рабочих поверхностей, а, следовательно, и на ресурс изделия. Приповерхностные объемы испытывают повышенные нагрузки, поэтому важной задачей является формирование высокопрочных слоев. Известно достаточно много методов поверхностного упрочнения, среди которых широкое применение получили цементация, азотирование, нитроцементация и др. Наиболее перспективным является азотирование, поскольку при этом происходит повышение твердости, прочности, предела усталости, жаростойкости. Однако при должных достоинствах азотирование имеет ряд недостатков, среди которых длительность выдержки и малая толщина диффузионных слоев. Поэтому разработка методик, позволяющих интенсифицировать рассматриваемый процесс, также является актуальной задачей. Традиционно, решение связано с интенсификацией технологического процесса путем повышения температуры азотирования, активации сред азотирования или непосредственно поверхности деталей. Все эти решения направлены на ускорение процессов диффузии как по объему зерна, так и по межзеренным границам, скорость по которым многократно превосходит скорость объемной диффузии. Учитывая это, эффективным может оказаться использование нового типа конструкционных металлических материалов с многослойным строением из сотен слоев с толщинами микронного и субмикронного диапазона, разделенными между собой большими угловыми границами. В работе приведены результаты металлографического исследования, показывающие влияние чередования слоев сталей в многослойных металлических материалах на глубину диффузии при проведении химико-термической обработки азотированием. Предложена модель ускоренного проникновения диффундирующего элемента по границам слоев.

Ключевые слова: многослойные материалы, химико-термическая обработка, азотирование, границы слоев, диффузия

Для цитирования: Поликевич К.Б., Петелин А.Л., Плохих А.И., Фомина Л.П. Диффузия азота по границам слоев при азотировании многослойных материалов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):318–324. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-318-324>

NITROGEN DIFFUSION ALONG THE LAYER BOUNDARIES AFTER NITRIDING OF MULTILAYER MATERIALS

К. Б. Polikevich¹, А. Л. Petelin^{1,2}, А. И. Plokhikh¹, Л. П. Fomina³¹ Bauman Moscow State Technical University (5/1 Baumanskaya 2-ya Str., Moscow 105005, Russian Federation)² National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)³ Industrial Complex “Salyut”, JSC “United Engine Corporation” (16/2 Budennogo Ave., Moscow 105118, Russian Federation)

✉ polikevich94@mail.ru

Abstract. Diffusion processes play a key role in formation of the structures of new materials and technological processes of strengthening heat treatments, since diffusion is the reason for redistribution of substances in solids. An urgent task is to develop technologically advanced and effective methods for strengthening materials in order to improve their performance properties. There is an increasing need to improve chemical heat treatment methods, which directly affects the wear resistance of working surfaces, and, consequently, the product service life. Near-surface volumes experience increased loads, so the formation of high-strength layers becomes an important task. Quite a few methods of surface hardening are known, among which carburization, nitriding, nitrocarburization and others are widely used. The most interesting is nitriding, since it increases hardness, strength, fatigue

limit, and heat resistance. However, despite the proper advantages, nitriding has a number of disadvantages, including the holding duration and small thickness of diffusion layers. The solution is related to intensification of the technological process by increasing the nitriding temperature, activating the nitriding media or directly the parts surface. All these solutions are aimed at accelerating diffusion processes, both in grain volume and along grain boundaries, the velocity along which is many times higher than the velocity of volumetric diffusion. It may be effective to use a new type of structural metal materials with a multilayer structure of hundreds of layers, with thicknesses in the micron and submicron ranges separated by large angular boundaries. The results of metallographic studies showed the effect of the steel layers interchange in the multilayer metal material on diffusion depth after chemical heat treatment. The authors proposed an accelerate diffusion model of diffusible element along the layer boundaries.

Keywords: multilayer metal materials, chemical heat treatment, nitriding, layer boundaries, diffusion

For citation: Polikevich K.B., Petelin A.L., Plokhikh A.I., Fomina L.P. Nitrogen diffusion along the layer boundaries after nitriding of multilayer materials. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):318–324. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-318-324>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время известны различные механические обработки дерева, производимые с помощью фрезерования. Основным узлом фрезера является фреза. Существует достаточно большое количество фрез различных конструкций и геометрий, однако в каждом случае фрезы должны обладать высокими прочностью и износостойкостью, чего возможно достичь при проведении химико-термической обработки [1]. Применение многослойных материалов после азотирования для изготовления фрез за счет значительно упрочненного слоя может позволить повысить стойкость инструмента, сохранить его геометрию, увеличить срок эксплуатации, а также увеличить производительность обработки. Пример такой фрезы представлен на рис. 1.

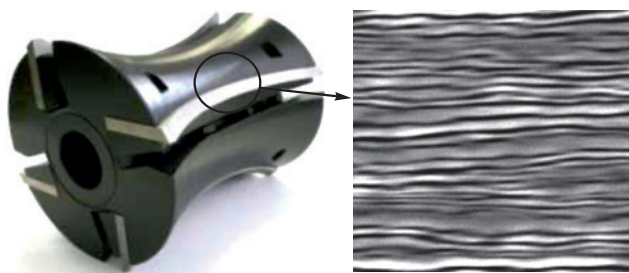


Рис. 1. Схема фрезы из многослойного материала

Fig. 1. Layout of a cutter from a multilayer material

Помимо этого, многослойные материалы возможно применять для изготовления зубчатых колес, которые также работают в условиях износа (рис. 2).

Получение такой структуры возможно в том случае, если в исходной композиции участвуют стали, имеющие различное кристаллическое строение [2 – 4]. Применение разработанного экспериментального технологического маршрута (рис. 3) позволяет получать листовые заготовки толщиной от 2 до 10 мм [5].

Микроструктура материала имеет многослойное ламинарное строение со слоями толщиной от 100 до 0,8 мкм. При этом слои имеют кристаллографическую разориентировку от 15 до 20°, что соответствует большеугловым границам зерен в исходных сталях (рис. 4) [6; 7].

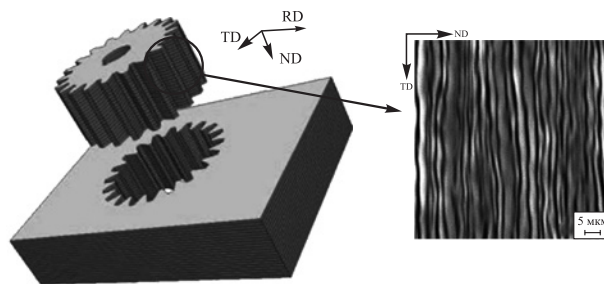


Рис. 2. Схема изготовления зубчатого колеса из многослойного материала

Fig. 2. Scheme of manufacturing a gear wheel from a multilayer material

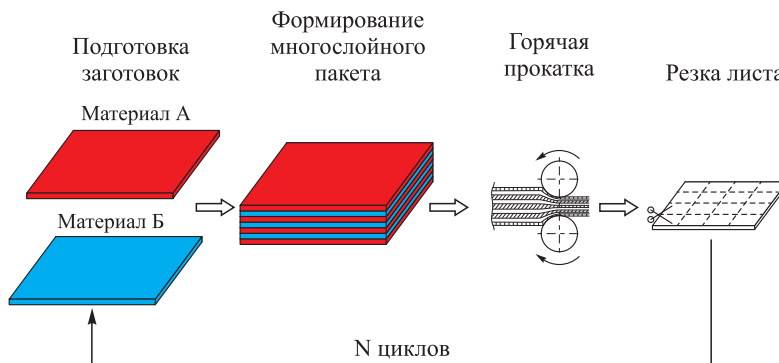


Рис. 3. Схема технологического маршрута

Fig. 3. Scheme of technological route

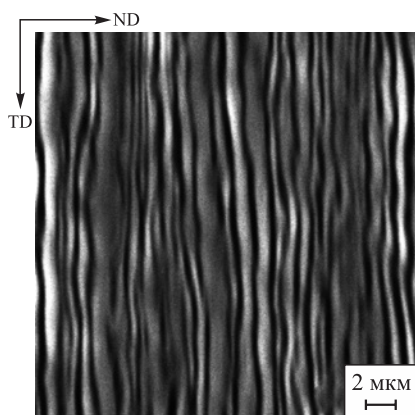


Рис. 4. Типичная микроструктура поперечного сечения многослойного материала (композиция из сталей 08X18H10 и 40X13)

Fig. 4. Typical microstructure of cross section of a multilayer material (composition based on steels AISI420 and AISI304)

В работах [8; 9] показано, что при соответствующем выборе сталей, входящих в состав исходной композитной заготовки, многослойное строение сохраняется вплоть до температуры 1000 °С, что соответствует температуре горячей пакетной прокатки. При этом поперечное сечение листовых заготовок имеет структурную ориентировку, готовую для проведения химико-термической обработки (рис. 5).

Предварительная оценка азотирования многослойной композиции, состоящая из сталей 08X18H10 и 08X18, показала, что глубина азотирования в многослойном материале больше, чем его глубина в трудно азотируемой стали 08X18H10. Причиной увеличения толщины азотированного слоя в многослойных материалах может являться ускоренная диффузия азота по границам слоев с последующим насыщением объемов слоев от их границ, как от источников диффундирующего элемента [10].

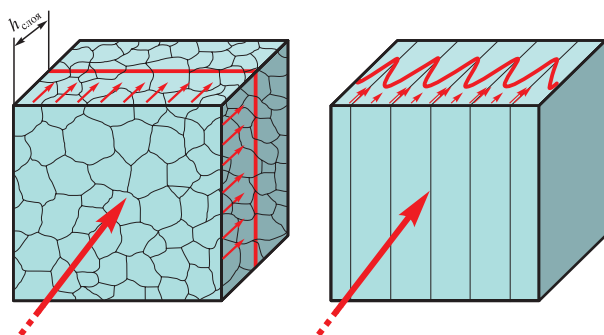


Рис. 5. Схема полиэдрического и ламинарного строения конструктивных металлических материалов с указанием диффузионных профилей. Стрелками указано направление потока диффузанта

Fig. 5. Scheme of polyhedral and laminar structure of structural metallic materials indicating diffusion profiles. Arrows indicate the direction of diffuser flow

Для детального изучения полученного эффекта использовались модельные композиции многослойных материалов, содержащие стали различных составов (марок). Для азотирования были выбраны следующие объекты исследования: композиции, состоящие из сталей 08кп и 08X18H10, и стали У8 и 08X18H10. После проведения горячей пакетной прокатки получены образцы толщиной 10 мм с количеством слоев 100 при толщине единичного слоя 100 мкм.

Образцы данных композиций подвергались азотированию, причем поверхности азотирования во всех случаях были перпендикулярны направлениям прокатки, используемой для получения многослойных образцов. Азотирование проводилось в газовой атмосфере, содержащей продукты диссоциации аммиака на 20 – 40 %. Использовались два условия азотирования со следующими температурно-временными режимами: 540 °С в течение 45 ч и 580 °С в течение 25 ч. Для изучения строения (структуры) получаемых азотируемых слоев и определения их геометрических характеристик приготавливались шлифы, поверхности которых были перпендикулярны направлению прокатки и параллельны направлению диффузионного проникновения азота, которое происходило в процессе азотирования (рис. 6).

Общий вид образующихся в процессе азотирования диффузионных профилей для композиций 08X18H10 + 08кп (а) и 08X18H10 + У8 (б), полученных после азотирования при 540 °С в течение 45 ч, приведен на рис. 7.

На микрофотографиях можно видеть концентрационный профиль диффундирующего азота в стали 08X18H10, который имеет большую глубину проникновения азота (и большой путь диффузии азота соответственно) по границам слоев многослойного материала. Внутри слоя компонента 08X18H10 для обоих случаев расстояние проникновения азота сокращается с увеличением расстояния от межслоевой границы. Наименьшая глубина проникновения азота составляет около 100 мкм от внешней поверхности образцов и находится посередине между слоями соседних компо-

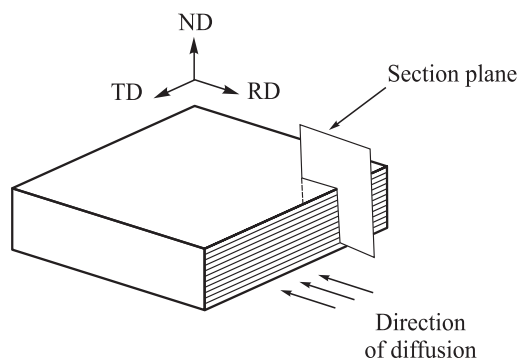


Рис. 6. Схема вырезки образцов для проведения металлографического анализа

Fig. 6. Scheme of sample cutting for metallographic analysis

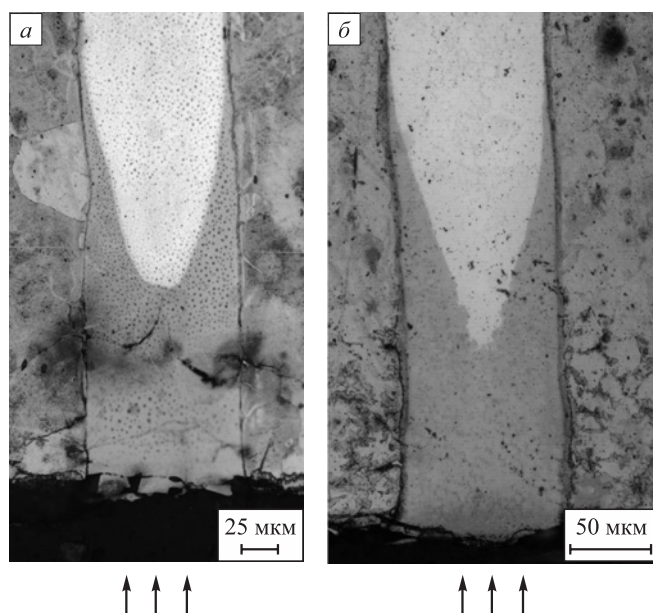


Рис. 7. Микроструктура азотированного слоя композиций 08X18H10 + 08кп (а) и 08X18H10 + У8 (б). Стрелками указано направление диффузионного потока азота

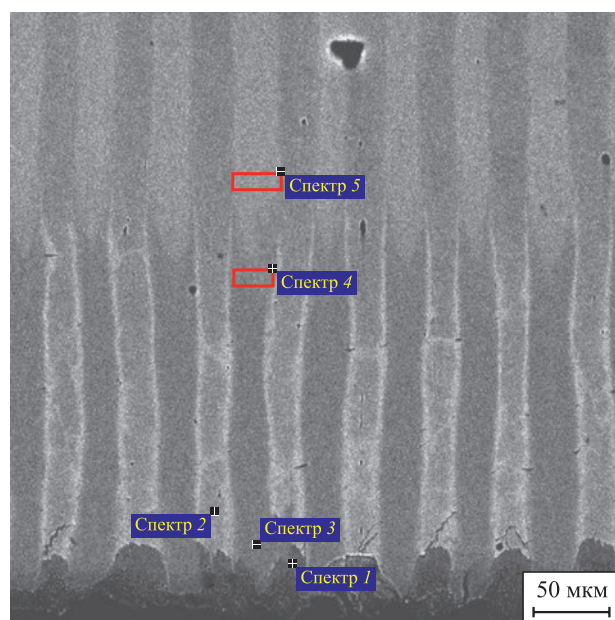
Fig. 7. Microstructure of nitrided layer of composition based on steels: AISI304 and 1008 (a), AISI304 and W108 (b). Arrows indicate the direction of nitrogen diffusion flow

нентов (посередине между слоями стали 08кп (а) и стали У8 (б)) внутри слоя стали 08X18H10. Это свидетельствует, что источником проникновения азота в объем стали 08X18H10 при азотировании является граница раздела слоев материала, диффузия по этим границам происходит с опережающей скоростью по сравнению со скоростью диффузии через слой стали 08X18H10 с внешней поверхности.

Проникновение азота в слои сталей 08кп и У8 на этой глубине от поверхности азотирования не обнаруживалось. Это доказывают результаты электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа. Объемная диффузия азота в сталях 08кп и У8 практически не происходит вследствие низкой растворимости азота в α -железе (не более 0,1 мас. %), которая является основным путем диффузионного распространения азота в ферритной фазе [11]. Второй причиной, тормозящей движение азота в стали 08кп, является образовавшаяся поверхностная нитридная корка, состоящая из нитридов (Fe_2N), что также доказывают результаты электронной микроскопии (рис. 8).

Таким образом, можно считать, что процесс азотирования в многослойных материалах данного типа происходит путем опережающего распространения азота по границам слоев [12; 13].

Можно предположить, что параллельно с этим происходит миграция атомов азота внутрь стали 08X18H10 перпендикулярно к межслойной границе, которую можно рассматривать как протяженный источник диффузии азота. Поскольку данная сталь является



Спектр	Содержание, мас. %					
	N	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
1	4,53	0	0,63	0,42	94,42	0
2	0	0	0,63	0,46	98,68	0,24
3	4,62	0,57	18,20	1,73	67,43	7,45
4	4,24	0,44	17,48	1,74	68,61	7,49
5	0	0,57	18,10	1,67	72,09	7,57

Рис. 8. Результаты качественного МРС анализа диффузионного слоя композиции У8 + 08X18H10

Fig. 8. Results of qualitative MRS analysis of the diffusion layer of composition based on steels W108 and AISI304

сталью аустенитного класса и растворимость азота в аустените (γ -железе) составляет около 2,8 мас. %, то диффузионное насыщение слоев 08X18H10 азотом возможно. Согласно литературным данным [14], коэффициент диффузии азота в γ -железе при температурах 500 – 600 °С определяется уравнением

$$D_{\gamma} = 4,6 \cdot 10^{-5} \exp\left(-\frac{108\,474}{RT}\right), \text{ м}^2/\text{с}. \quad (1)$$

Для определения диффузионной проницаемости границ слоев многослойного материала воспользуемся моделью Фишера для расчета диффузии по границам зерен в металлических образцах [15 – 18]. Согласно этой модели, произведение коэффициента диффузии D_b по границе зерен (границам слоев в данном случае) на толщину собственно границы δ , т. е. значение $s\delta D_b$, можно рассчитать по формуле [19]

$$s\delta D_b = (\pi t)^{1/2} D_{\gamma}^{3/2} \text{ctg}^2 \theta, \quad (2)$$

где θ – угол при вершине концентрационного профиля компонента (рис. 7), который переходит в объем фазы

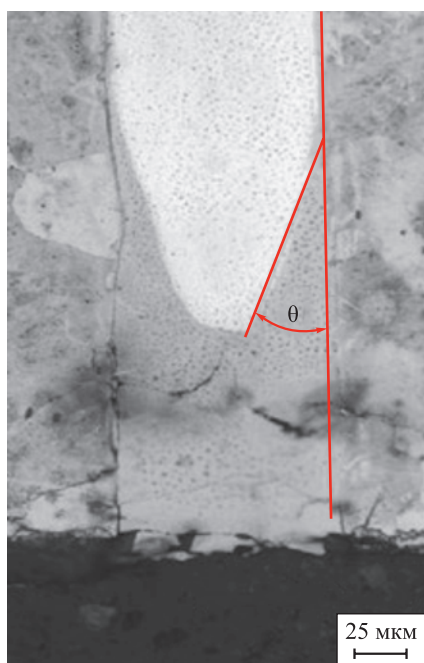


Рис. 9. Концентрационный угол θ для определения диффузионной проницаемости слоевых границ в многослойном материале

Fig. 9. Concentration angle θ for determining the diffusion coefficient in a multilayer material

(слоя) из границы зерна (слоя); s – коэффициент обогащения границы атомами диффундирующего компонента, который можно оценить по зависимости, предложенной в работе [20]:

$$sx_0 = 6,2 \pm 4,5, \quad (3)$$

где x_0 – объемная концентрация примеси в мольных долях.

Если считать, что обогащение границ слоев в основном определяется ферритной фазой, так как в соответствии с фазовой диаграммой Fe–N концентрация азота в ней наименьшая, то, согласно формуле (3), можно принять величину обогащения слоевых границ $s = 5 \cdot 10^3$.

Следует отметить, что формула (2) пригодна для описания диффузии вдоль границы слоя в том случае, когда диффузионный отвод компонента (в данном случае – азота) от границы в объем является односторонним – объемная диффузия происходит только в сторону слоев стали 08X18H10. Диффузия азота в сторону слоев стали 08кп (рис. 10, а) и в сторону слоев стали У8 (рис. 10, б), как это следует из экспериментальных данных, не происходит.

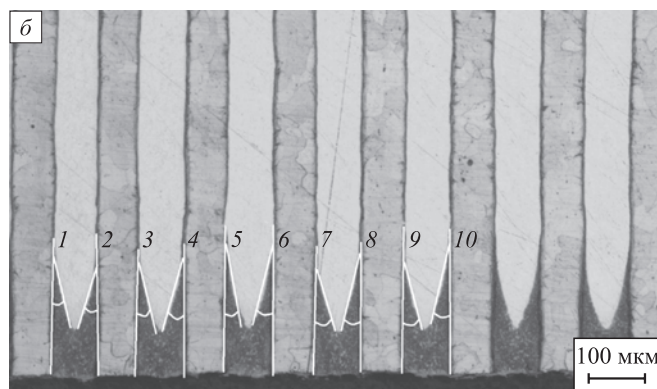
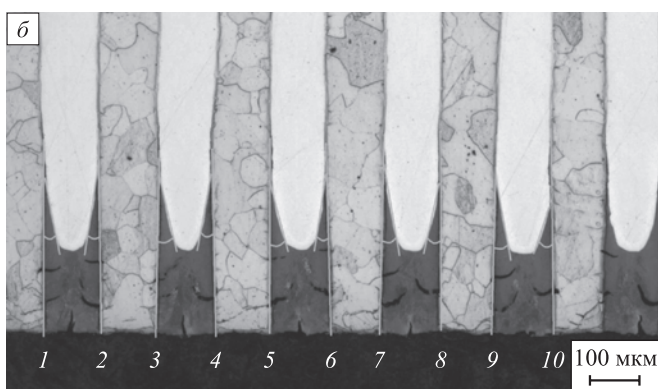
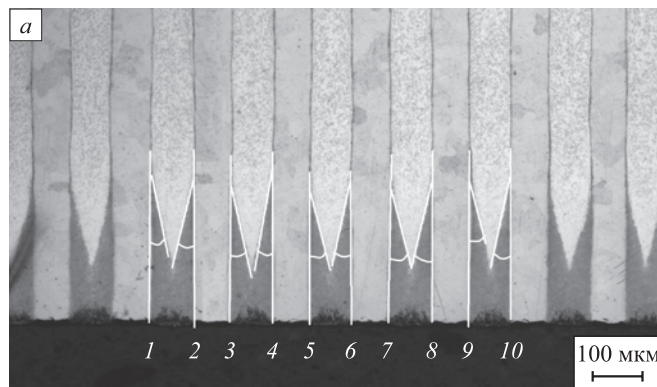
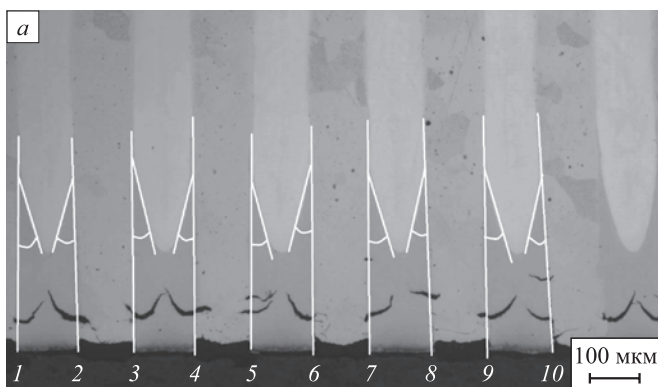


Рис. 10. Определение углов θ для расчета произведения δD_b для композиции 08кп + 08X18H10 после азотирования при 540 °C, 45 ч (а); 580 °C, 25 ч (б)

Рис. 11. Определение углов θ для расчета произведения δD_b для композиции У8 + 08X18H10 после азотирования при 540 °C, 45 ч (а); 580 °C, 25 ч (б)

Fig. 10. Determination of the angles θ for calculating the product of δ and D_b for the composition based on steels 1008 and AISI304 after nitriding: $t = 540$ °C, 45 h (а); $t = 580$ °C, 25 h (б)

Fig. 11. Determination of the angles θ for calculating the product of δ and D_b for the composition based on steels W108 and AISI304 after nitriding: $t = 540$ °C, 45 h (а); $t = 580$ °C, 25 h (б)

Коэффициенты диффузии азота по границам слоев D_b , м²/с

Nitrogen diffusion coefficients along the layer boundaries D_b , м²/с

Композиция	Режим азотирования	
	540 °C, 45 ч	580 °C, 25 ч
08кп + 08X18H10	$1,9 \cdot 10^{-8}$	$8,1 \cdot 10^{-8}$
У8 + 08X18H10	$4,3 \cdot 10^{-8}$	$15,9 \cdot 10^{-8}$

Определение значений углов θ , необходимых для расчета величины коэффициента диффузии D_b по границам слоев, проводилось с помощью анализа микрофотографий шлифов сечений многослойных образцов обеих композиций после азотирования при двух используемых режимах обработки.

Для композиции 08кп + 08X18H10 способ измерения этих углов представлен на рис. 8, а для режима 540 °C, 45 ч и на рис. 10, б для режима 580 °C, 25 ч. Для композиции У8 + 08X18H10 аналогичная процедура показана на рис. 11.

В таблице приведены значения коэффициентов диффузии атомов азота по границам слоев для многослойных композиций 08кп + 08X18H10 и У8 + 08X18H10, полученные при анализе экспериментальных данных в ходе исследования процессов азотирования образцов данных материалов. В расчете принято, что толщина слоевых границ δ составляет 10^{-9} м.

Выводы

Экспериментальное изучение процессов азотирования образцов многослойных металлических материалов с чередованием слоев двух различных марок сталей показало, что основным механизмом процесса является массоперенос (диффузия) атомов азота по границам слоев материала.

Анализ экспериментальных данных, полученных при исследовании поперечных сечений поверхностных слоев двух композиций многослойных материалов после проведения азотирования по двум режимам, позволил получить оценочные значения коэффициентов диффузии азота D_b по слоевым границам. Значения D_b оказались в 10^4 раз более высокими, чем коэффициенты объемной диффузии азота в стали 08X18H10 при этих же условиях.

Проведенное исследование показало, что увеличение глубины азотирования в обеих многослойных композициях связано с ускоренным диффузионным проникновением атомов азота по границам слоев многослойных материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Лахтин Я.М., Коган Я.Д., Шпис Г.И., Бемер З. Теория и технология азотирования. Москва: Металлургия; 1991:320.

2. Huang B., Ishihara K.N., Shingu P.H. Preparation of high strength bulk nano-scale Fe/Cu multilayers by repeated pressing-rolling. *Materials Science Letters*. 2001;20:1669–1670. <https://doi.org/10.1023/A:1012465117652>
3. Yoshioka T., Yasuda M., Miyamura H., Kikuchi S., Tokumitsu K. Structure of Fe-Ag super-laminates fabricated by repeated rolling and mechanically alloyed Fe-Ag powder. *Materials Science Forum*. 2002;386–388:503–508. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.386-388.503>
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. Torizuka S. Present trend of the development of ultrafine-grained steels and its technology transfer. *Materia Japan*. 2006;45(6):438–443.
6. Kolesnikov A.G., Plokhikh A.I., Shinkarev A.S., Mironova M.O. Multilayer steel composition rolling peculiarities. *Blanking Productions in Mechanical Engineering*. 2013;(8):39–42.
7. Колесников А.Г., Плохих А.И., Комисарчук Ю.С., Михальцев И.Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки. *MiTOM*. 2010;(6):44–49.
- Kolesnikov A.G., Plokhikh A.I., Komisarchuk Yu.S., Mikhail'tsevlch I.Yu. A study of special features of formation of submicro- and nanosize structure in multilayer materials by the method of hot rolling. *MiTOM*. 2010;(6):44–49.
8. Табатчикова Т.И., Плохих А.И., Яковлев И.Л., Ключева С.Ю. Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки. *Физика металлов и металловедение*. 2013;114(7):633–646.
- Tabatchikova T.I., Plokhikh A.I., Yakovlev I.L., Klyueva S.Yu. Structure and properties of a steel-based multilayer material produced by hot pack rolling. *The Physics of Metals and Metallography*. 2013;114(7):580–592.
9. Арюлин С.Б., Халипов И.В. Получение многослойных композиционных материалов методом горячей прокатки. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2013;(7):31–35.
- Aryulin S.B., Khalipov I.V. Preparation of multilayer composite materials by hot rolling. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2013;(7):31–35.
10. Плохих А.И. О возможности применения многослойных металлических материалов для деталей машин упрочняемых ХТО. *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2013;(6(109)):13–17.
- Plokhikh A.I. On the possibility of using metallic materials for machine parts hardened by chemical heat treatment. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2013;(6(109)):13–17.
11. Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Москва: Металлургия; 1986:224.
12. Polikevich K.B., Plokhikh A.I. Study of the process of nitriding in multilayer materials based on steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019;683:012048. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/683/1/012048>

13. Petelin A.L., Plokhikh A.I., Novikov A.A. The model of the layer boundary diffusion in multilayer materials. *Defect and Diffusion Forum*. 2015;363:142–147.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.363.142>
14. Федоров А.А. Диффузия азота в нержавеющей стали. Технические науки в России и за рубежом: *Материалы III Международной научной конференции (Москва, июль 2014 г.)*. Москва: Буки-Веди; 2014:85–88. URL: <https://moluch.ru/conf/tech/archive/90/5561/> (дата обращения: 07.10.2024).
15. Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. Москва: Металлургия; 1986:224.
16. Boksteyn B.S., Nikolskiy G.S., Smirnov A.N. Grain boundary segregation of antimony in alloys of the cooper-antimony system. *The Physics of Metals and Metallography*. 1995;72:142–146.
17. Bokstein B.S., Straumal B.B. Diffusion in materials science and technology. In: *Diffusive Spreading in Nature, Technology and Society*. Springer, Cham; 2018:261–275.
https://doi.org/10.1007/978-3-319-67798-9_13
18. Kaur I., Mishin Y., Gust W. Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion. 3rd ed. John Wiley & Sons; 1995:536.
19. Mishin Y., Herzig Chr. Grain boundary diffusion: recent progress and future research. *Materials Science and Engineering: A*. 1999;260(1–2):55–71.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00978-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00978-2)
20. Hondros E.D., Seah M.P. Segregation to interfaces. *International Metals Reviews*. 1977;22(1):262–301.

Сведения об авторах

Ксения Борисовна Поликевич, старший преподаватель кафедры «Материаловедение», Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана
E-mail: polikevich94@mail.ru

Александр Львович Петелин, д.ф.-м.н., профессор, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана; профессор кафедры физической химии, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
E-mail: alexander-petelin@yandex.ru

Андрей Иванович Плохих, к.т.н., доцент кафедры «Материаловедение», Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана
E-mail: plokhikh@bmstu.ru

Людмила Петровна Фомина, к.т.н., доцент, Производственный комплекс «Салют» АО «Объединенная двигателестроительная корпорация»
E-mail: fominalp@yandex.ru

Information about the Authors

Kseniya B. Polikevich, Senior Lecturer of the Chair “Materials Science”, Bauman Moscow State Technical University
E-mail: polikevich94@mail.ru

Aleksandr L. Petelin, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Bauman Moscow State Technical University; Prof. of the Chair of Physical Chemistry, National University of Science and Technology “MISIS”
E-mail: alexander-petelin@yandex.ru

Andrei I. Plokhikh, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Materials Science”, Bauman Moscow State Technical University
E-mail: plokhikh@bmstu.ru

Lyudmila P. Fomina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Industrial Complex “Salyut”, JSC “United Engine Corporation”
E-mail: fominalp@yandex.ru

Вклад авторов

К. Б. Поликевич – анализ литературы, подбор и подготовка объектов исследования.

А. Л. Петелин – разработка математической модели и определение коэффициентов диффузии для рассматриваемых объектов исследования.

А. И. Плохих – постановка проблемы, разработка концепции исследования.

Л. П. Фомина – проведение технологического процесса азотирования на исследуемых композициях.

Contribution of the Authors

K. B. Polikevich – literary review, selection and preparation of the research objects.

A. L. Petelin – development of a mathematical model and determination of diffusion coefficients for the research objects.

A. I. Plokhikh – statement of the problem, development of the research concept.

L. P. Fomina – carrying out the technological process of nitriding on the studied compositions.

Поступила в редакцию 30.06.2023
После доработки 04.02.2024
Принята к публикации 28.03.2024

Received 30.06.2023
Revised 04.02.2024
Accepted 28.03.2023



УДК 539.213:669.017

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-325-331

Оригинальная статья
Original article

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФРОНТОВ ПРИ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛЮДЕРСА В α -ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Д. В. Орлова[✉], В. И. Данилов, В. В. Горбатенко,
Л. В. Данилова, А. В. Бочкарева

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

[✉ dvo@ispms.ru](mailto:dvo@ispms.ru)

Аннотация. При комнатной температуре деформация большинства ОЦК-металлов, которые содержат небольшое количество элементов внедрения, сопровождается образованием полосы Людерса и ее монотонным распространением на площадке текучести при растяжении. В рамках автоволновой концепции фронт полосы Людерса является автоволной переключения, которая реализует переход из метастабильного упруго деформируемого в стабильное пластически деформируемое состояние. Однако в температурном интервале синеломкости мягких сталей 423 – 510 К, когда имеет место взаимодействие атомов растворенного вещества с подвижными дислокациями, распространение полосы Людерса сопровождается прерывистым течением. В настоящей работе рассмотрены закономерности распространения фронтов Чернова-Людерса в АРМКО-железе в интервале температур от 296 до 503 К и скоростей деформирования от $6,67 \cdot 10^{-6}$ до $3,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Установлено, что в этих условиях может реализовываться как монотонная, так и дискретная кинетика движения фронтов. Независимо от характера движения, деформация Людерса и ширина фронта в течение всего процесса остаются неизменными. Локальная скорость деформации на фронте зависит от величины действующего напряжения, причем при монотонной кинетике она возрастает с напряжением по степенному закону, а при дискретной – по линейному закону. Данное различие обусловлено разными автоволновыми модами, которые при этом формируются. Монотонной кинетике соответствует автоволна переключения локализованной пластичности, а дискретной – автоволна возбуждения.

Ключевые слова: деформация Чернова-Людерса, фронты локализованной деформации, локальная скорость деформации, автоволны, локализованная пластичность

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

Для цитирования: Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Бочкарева А.В. Особенности кинетики деформационных фронтов при скачкообразной деформации Людерса в α -железе при повышенной температуре. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):325–331. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-325-331>

KINETICS OF DEFORMATION FRONTS DURING SERRATED LÜDERS DEFORMATION IN α -IRON AT HIGH TEMPERATURE

D. V. Orlova[✉], V. I. Danilov, V. V. Gorbatenko,
L. V. Danilova, A. V. Bochkareva

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

[✉ dvo@ispms.ru](mailto:dvo@ispms.ru)

Abstract. At room temperature, the deformation of most bcc metals, which contain a small amount of interstitial elements, is accompanied by the formation of a Lüders band and its monotonic propagation over the tensile yield area. Within the framework of the autowave concept, front of the Lüders band is a switching autowave, which realizes the transition from a metastable elastically deformable state to a stable plastically deformable state. However, in the temperature range of blue brittleness of mild steels of 423 – 510 K, when the interaction of atoms of the dissolved substance with mobile dislocations takes place, propagation of the Lüders band is accompanied by a discrete flow. The patterns of propagation of the Chernov-Lüders

fronts in ARMCO iron in the temperature range from 296 to 503 K and strain rates from $6.67 \cdot 10^{-6}$ to $3.7 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ are considered in this paper. It was established that under these conditions both monotonic and discrete kinetics of front movement can be realized. Regardless of the movement nature, the Lüders deformation and width of the front remain unchanged throughout the entire process. The local strain rate at the front depends on magnitude of the effective stress, and with monotonic kinetics it increases with stress according to an exponential law, and with discrete kinetics it increases according to a linear law. This difference is due to different autowave modes that are formed in this case. The autowave of localized plasticity switching corresponds to monotonic kinetics, and the autowave of excitation – to discrete kinetics.

Keywords: Chernov-Lüders deformation, deformation front, local strain rate, autowave, localized plasticity

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 Science, subject No. FWRW-2021-0011.

For citation: Orlova D.V., Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Danilova L.V., Bochkareva A.V. Kinetics of deformation fronts during serrated Lüders deformation in α -iron at high temperature. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):325–331.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-325-331>

ВВЕДЕНИЕ

При комнатной температуре деформация большинства ОЦК-металлов, которые содержат небольшое количество элементов внедрения, сопровождается образованием полосы Чернова-Людерса и ее монотонным распространением на площадке текучести при растяжении [1 – 4]. Характер распространения полосы Людерса может изменяться в зависимости от размера зерна, температуры, приложенного напряжения и скорости деформации. Расширение полосы на площадке текучести происходит равномерно, и в любой момент вся деформация сосредоточена на ее границах, то есть на деформационных фронтах. Скорости перемещения фронтов пропорциональны скорости, которая задается нагружающим устройством. В рамках автоволновой концепции [5 – 7] фронт полосы Чернова-Людерса является автоволной переключения, которая реализует переход из метастабильного упруго деформируемого состояния в стабильное пластически деформируемое [8; 9]. Однако в температурном интервале сине-ломкости мягких сталей 423 – 510 K [10 – 12], когда движение дислокаций определяется эффектом динамического деформационного старения, распространение полосы Людерса сопровождается прерывистым течением. В работе [13] установлено, что в интервале температур 393 – 503 K в АРМКО-железе стационарная кинетика движения фронтов Людерса сменяется скачкообразной. Температура перехода к скачкообразному развитию деформации Людерса тем выше, чем больше скорость деформирования. При этом на скачкообразной площадке текучести дискретно распространяющийся фронт полосы Людерса представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности. Следует отметить, что движение фронта в этом случае происходит только во время спада напряжения в процессе скачка. Возникает вопрос о характере зависимости скорости локальной деформации в области фронта от действующего напряжения в процессе скачка.

Настоящая работа посвящена установлению кинетических закономерностей распространения деформационных фронтов при скачкообразной деформации Людерса в α -железе при повышенной температуре.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве материала для исследования было использовано АРМКО-железо следующего состава (мас. %): С 0,025; Si 0,05; Cu 0,05; Mn 0,035; S 0,025; P 0,015; Fe – остальное. Образцы для испытаний в форме двусторонней лопатки были вырезаны лазером из горячекатаного листа толщиной 1,5 мм. Размер рабочего поля образца 50×10 мм. Для унификации напряженного и структурного состояний перед испытаниями образцы были подвергнуты отжигу второго рода в вакууме по режиму: 1233 K в течение 1 ч, охлаждение с печью до комнатной температуры.

Подготовленные образцы подвергались одноосному растяжению на испытательной машине LFM-125 со скоростями от 0,02 до 10 мм/мин. Испытания проводили при температурах от 296 до 503 K. Использовали печь STE-12H (Walter + Bai) с независимым контролем температуры в трех зонах. Измерения температуры образца осуществляли с помощью трех термопар, установленных вдоль оси образца на расстоянии 20 мм друг от друга.

Анализ кинетики деформационных фронтов Людерса осуществляли методом корреляции цифровых изображений [14; 15] и методом цифровой статистической спекл-фотографии [16; 17]. Для формирования спекл-структуры образец освещали когерентным светом полупроводникового лазера (635 нм, 15,0 мВт). Изображения образца регистрировали цифровой видеокамерой Point Grey FL3-GE-50S5MC с разрешением 2448×2048 пикселей со скоростью от 2 до 25 кадров в секунду, в зависимости от скорости растяжения. По полученным массивам данных строили хронограммы [18], которые позволяли выявить области зарождения полос Людерса и определить кинетические характеристики их фронтов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показаны площадки текучести деформационной кривой АРМКО-железа, полученные при комнатной и повышенной температурах. При комнатной температуре деформационная кривая содержит типич-

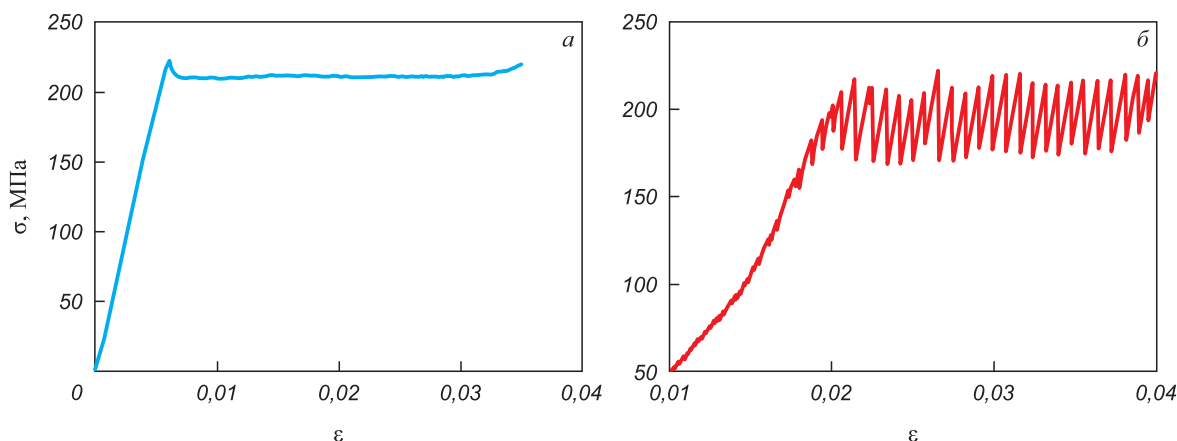


Рис. 1. Площадка текучести образцов α -железа при $T = 295$ К, $\dot{\epsilon} = 6,67 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (а) и $T = 423$ К, $\dot{\epsilon} = 6,67 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (б)

Fig. 1. Yield plateau in α -iron samples at $T = 295$ K, $\dot{\epsilon} = 6.67 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (a) and $T = 423$ K, $\dot{\epsilon} = 6.67 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (b)

ные для малоуглеродистых сталей зуб и гладкую площадку текучести. При температуре испытания 423 К и скорости деформирования $6,67 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на площадке текучести реализуются периодические скачки напряжения.

Известно, что при температуре ниже 393 К в АРМКО-железе должна быть нормальная скоростная чувствительность, то есть напряжение течения на площадке (нижний предел текучести $\sigma_y^{(l)}$) должно возрастать с увеличением скорости деформирования и уменьшаться с ростом температуры [19]. На рис. 2, а видно, что, действительно, при комнатной температуре нижний предел текучести нелинейно возрастает с увеличением скорости деформирования.

Исследования в температурной области скачкообразного развития деформации Людерса показали, что с увеличением скорости деформирования амплитуда скачков уменьшается, причем уровень напряжения, до которого происходит спад $\sigma_y^{(l)}$, остается постоянным

(рис. 2, б). Таким образом, в температурном интервале скачкообразного течения скоростная чувствительность нижнего предела текучести отсутствует. В то же время напряжение начала скачка (верхний предел текучести $\sigma_y^{(u)}$) с увеличением скорости деформирования монотонно снижается.

Исследования характера локализации деформации методом цифровой статистической спекл-фотографии позволили установить, что как на гладкой (рис. 3, а), так и на скачкообразной (рис. 3, б) площадках текучести формируются и движутся фронты локализованной пластической деформации. Однако, если в первом случае фронт движется монотонно с постоянной скоростью V_f , то во втором – дискретно, только во время спада напряжения в процессе скачка.

Исходя из того факта, что деформационный фронт проходит всю длину образца L за время наблюдаемой площадки текучести Δt , то $L = V_f \Delta t$. За это время происходит удлинение образца, выражающееся как $\Delta L = V_d \Delta t$

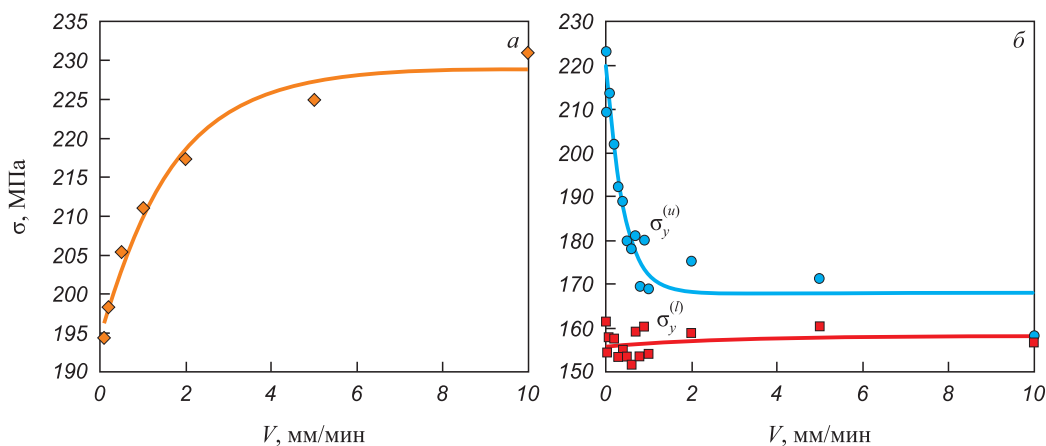


Рис. 2. Скоростная зависимость нижнего предела текучести при $T = 295$ К (а) и скоростная зависимость нижнего (■) и верхнего (●) предела текучести при $T = 423$ К (б)

Fig. 2. Strain rate dependence of the lower yield strength at $T = 295$ K (a) and strain rate dependence of the lower (■) and upper (●) yield strength at $T = 423$ K (b)

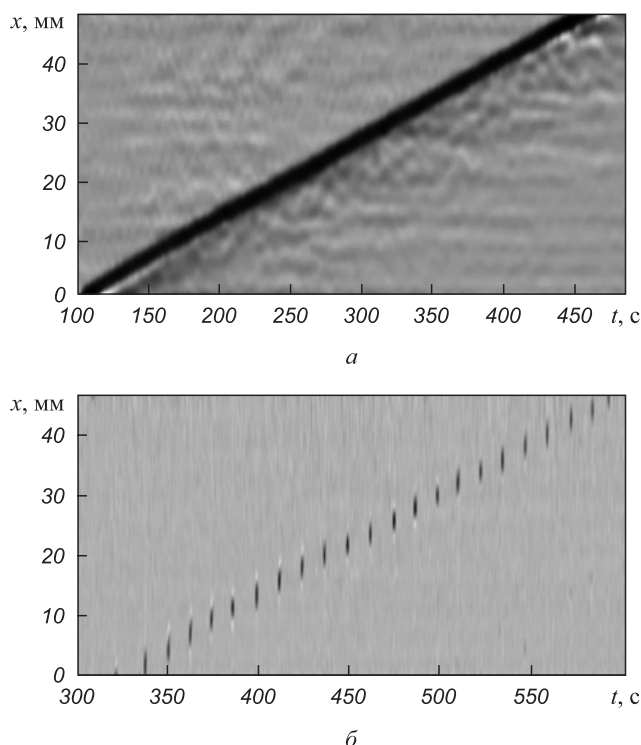


Рис. 3. Хронограммы движения деформационных фронтов на площадках текучести при скорости растяжения $6,67 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ и температурах 293 К (а) и 423 К (б)

Fig. 3. Chronograms of deformation fronts movement on yield plateaus at strain rate of $6,67 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ and temperatures 293 K (a) and 423 K (б)

(где V_d – скорость деформирования, задаваемая нагружающим устройством). Тогда деформация, приобретаемая образцом на площадке текучести, может быть представлена как

$$\varepsilon_L = \frac{\Delta L}{L} = \frac{V_d}{V_f}. \quad (1)$$

Отсюда следует, что скорость фронта и скорость деформирования взаимосвязаны соотношением $V_d = \varepsilon_L V_f$. Если пронормировать это соотношение на ширину

фронта δ , то относительная скорость деформации выразится как

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V_d}{\delta} = \varepsilon_L \frac{V_f}{\delta} = \frac{\varepsilon_L}{t_f}, \quad (2)$$

где t_f – время движения фронта в процессе скачка с определенной скоростью V_f .

Таким образом, относительная скорость деформации $\dot{\varepsilon}$ и скорость движения фронта V_f должны быть линейно связаны друг другом, если деформация ε_L в любой момент времени одинакова и сосредоточена на фронте. Кроме того, для выполнения соотношения (2) ширина деформационного фронта δ в процессе движения также должна оставаться постоянной.

Для проверки первого постулата о постоянстве ε_L были проведены измерения смещения маркеров на поверхности образца в ходе деформирования на скачкообразной площадке текучести. На поверхности образца с помощью микротвердомера ПМТ-3М были нанесены маркеры в три ряда на расстоянии 100 мкм друг от друга. Затем на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-21 были сделаны две серии снимков этих маркеров до и после деформации. Измерения расстояния между центрами двух соседних маркеров до деформации l и после деформации l_1 позволили определить смещение каждого маркера $\Delta l = l_1 - l$, то есть получить поле смещений $\Delta l(x)$ (где x – координата маркера). Путем численного дифференцирования данного поля была вычислена локальная деформация в каждой точке как $\varepsilon_L = \Delta l / l$. На рис. 4 представлен график распределения ε_L по длине образца. Применение гипотезы о нормально распределенной генеральной совокупности [20] показало, что изменения ε_L носят случайный характер; величина может считаться постоянной, а ее среднее значение составляет $\varepsilon_L = 0,0184 \pm 0,0003$.

Как указано в работе [17], при использовании метода цифровой статистической спекл-фотографии для визуализации деформационных фронтов яркость изображения фронта пропорциональна деформации

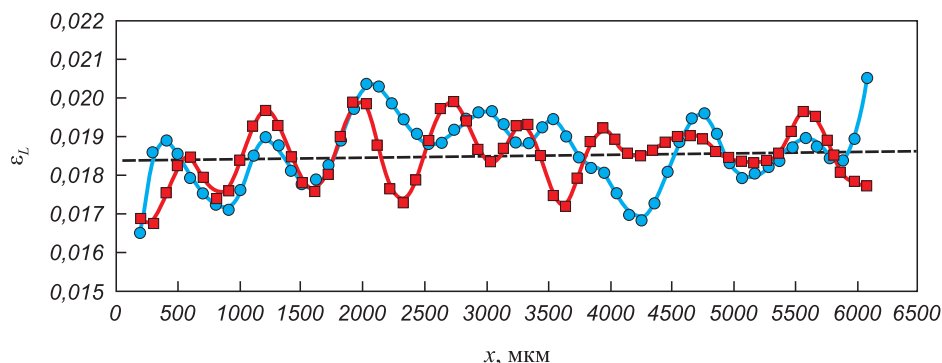


Рис. 4. Зависимость локальной деформации ε_L на площадке текучести от положения маркеров x

Fig. 4. Dependence of local deformation ε_L on yield plateau on the position of markers x

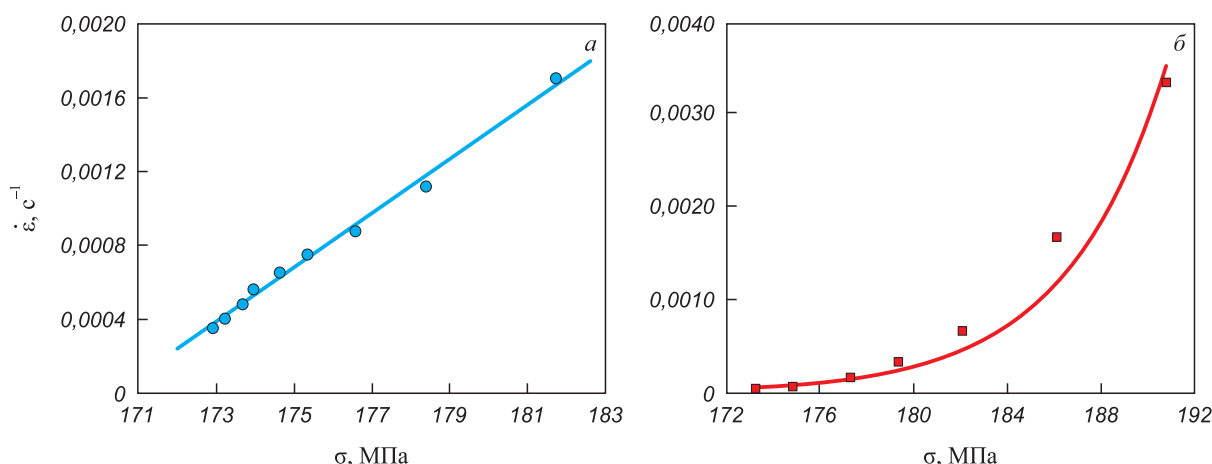


Рис. 5. Изменение скорости деформации при скачкообразном движении фронта (а) и изменение скорости деформации при монотонном движении фронта (б)

Fig. 5. Change of strain rate during serrated movement of the front (a) and change in deformation rate during monotonic movement of the front (b)

в нем. Отсюда может быть определена средняя ширина фронта δ . Такие измерения для фронтов, двигавшихся в процессе всех скачков (рис. 1, б и 3, б), показали, что их ширина постоянна и составляет 105 ± 7 мкм. Таким образом, второй постулат о постоянстве ширины фронтов также выполняется, и выражение (2) может быть использовано для исследования зависимости локальной скорости деформации от напряжения во время реализации скачка.

На рис. 5, а показана эта зависимость. Видно, что $\dot{\epsilon}$ возрастает с ростом напряжения по линейному закону. Коэффициент корреляции интерполирующей зависимости $r = 0,99$. С другой стороны, в случае монотонно движущегося фронта, на основании корреляционной зависимости (рис. 2) и выражений (1) и (2) можно рассчитать скорости деформации на фронте для каждого значения $\sigma_y^{(i)}$ (рис. 5, б). Видно, что она не может быть интерполирована линейной функцией. То есть скорости деформации в монотонно движущемся фронте и во фронте, движущемся скачкообразно, по-разному реагируют на изменение напряженного состояния.

Причиной этого различия может быть смена автоволновой моды деформации от автоволны переключения к автоволне возбуждения. В работе [13] показано, что характер кинетики движения фронтов Людерса в АРМКО-железе действительно контролируется эффектом динамического деформационного старения, то есть временем t_w задержки подвижных дислокаций на барьерах, преодолеваемых термически активируемым путем, и временем t_a осаждения примесных атомов углерода на этих дислокациях. При температурах ниже 393 К, когда $t_a \gg t_w$, фронт движется монотонно и является автоволной переключения локализованной пластичности. При этом локальная скорость деформации возрастает с напряжением нелинейно по параболическому закону. Дискретный характер движения

деформационных фронтов возникает в таких температурно-скоростных условиях, когда t_w и t_a соизмеримы. Скачкообразно движущийся деформационный фронт представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности. В этом случае локальная скорость деформации от действующего напряжения зависит линейно.

Выводы

Деформация, накапливаемая на скачкообразной площадке текучести в α -железе, постоянна. В этих условиях ширина фронта в первом приближении также является постоянной величиной.

Локальная скорость деформации при монотонном движении фронта (296 – 393 К) с ростом напряжения изменяется по степенному закону. При скачкообразном характере деформации Людерса (393 – 503 К) локальная скорость деформации прямо пропорциональна величине действующего напряжения.

Различие в кинетике фронтов определяется характером реакции активных деформируемых сред на внешнее механическое воздействие и контролируется эффектом динамического деформационного старения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Hall E.O. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys. New York: Plenum Press; 1970:296.
2. Seeger A., Frank W. Non Linear Phenomena in Materials Science. New York: Trans. Tech. Publ.; 1988:125–137.
3. Fridel J. Dislocations. Oxford – London – Edinburg – N. Y. – Paris – Frankfurt: Pergamon Press; 1964:576.
4. Cottrell A.H. Dislocation and Plastic Flow in Crystals. New York: Oxford Univ. Press.; 1953:223.
5. Zuev L.B. Using a crystal as a universal generator of localized plastic flow autowaves. *Bulletin of the Russian Aca-*

- demy of Sciences: Physics*. 2014;78(10):957–964.
<https://doi.org/10.3103/S1062873814100256>
6. Zuev L.B., Barannikova S.A., Danilov V.I., Gorbatenko V.V. Plasticity: from crystal lattice to macroscopic phenomena. *Progress in Physics of Metals*. 2021;22(1):3–57.
<https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
 7. Krinsky V.I. Self-Organization: Autowaves and Structures Far from Equilibrium. Berlin: Springer-Verlag; 1984:270.
 8. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В. Кинетика деформации Людерса 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>
 9. Зуев 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.
<https://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.).
<https://doi.org/10.17223/00213411/65/2/89>
 10. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. Москва: Металлургия; 1972:320.
 11. Liu W., Lian J. Stress-state dependence of dynamic strain aging: Thermal hardening and blue brittleness. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2021;28(5):854–866.
<https://doi.org/10.1007/s12613-021-2250-1>
 12. Prokhorov A., Vshivkov A., Plekhov O., Kashaev N., Fomin F., Ozerov M., Zhrebtsov S. The effect of LSP on the structure evolution and self-heating of ARMCO-iron under cyclic loading. *Metals*. 2021;11(8):119.
<https://doi.org/10.3390/met11081198>
 13. Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Effect of temperature on the kinetics of localized plasticity autowaves in Lüders deformation. *Metals*. 2023;13(4):773.
<https://doi.org/10.3390/met13040773>
 14. Sutton M.A. Digital Image Correlation for Shape and Deformation Measurements. Springer Handbooks. Boston MA: Springer; 2008:1100.
 15. Briers J.D., Webster S. Quasi real-time digital version of single-exposure speckle photography for full-field monitoring of velocity or flow fields. *Optics Communication*. 1995;116(1-3): 36–42. [https://doi.org/10.1016/0030-4018\(95\)00042-7](https://doi.org/10.1016/0030-4018(95)00042-7)
 16. Erbeck R., Merzkirch W. Speckle photographic measurements of turbulence in an air stream with fluctuating temperature. *Experiments in Fluids*. 1988;6(2):89–93.
<https://doi.org/10.1007/BF00196458>
 17. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*. 2010;21(5):054014.
<http://dx.doi.org/10.1088/0957-0233/21/5/054014>
 18. 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*. 2003;57(29):4535–4539.
[https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(03\)00358-6](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(03)00358-6)
 19. Estrin Yu., Kubin L.P. Plastic instabilities: phenomenology and theory. *Materials Science and Engineering: A*. 1991;137: 125–134. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90326-1](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90326-1)
 20. Зажигаев Л.С., Кишьян А.А., Романников Ю.И. Методы планирования и обработки результатов физического эксперимента. Москва: Атомиздат; 1978:232.

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

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

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

Анна Валентиновна Бочкарева, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-3140-5292
E-mail: avb@ispms.ru

Dina V. Orlova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-0068-2542
E-mail: dvo@ispms.ru

Vladimir I. Danilov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5741-7574
E-mail: dvi@ispms.ru

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 the 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 the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-4124-0516
E-mail: dlv@ispms.ru

Anna V. Bochkareva, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-3140-5292
E-mail: avb@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Д. В. Орлова – анализ и обсуждение экспериментальных результатов, написание первичного варианта рукописи.

В. И. Данилов – формирование идеи, утверждение окончательного варианта рукописи.

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

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

А. В. Бочкарева – проведение экспериментальных исследований, анализ данных по ширине и скорости деформационного фронта.

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

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

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

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

A. V. Bochkareva – conducting experiments, analysis of width and rate of the deformation front.

Поступила в редакцию 27.02.2024

После доработки 12.03.2024

Принята к публикации 18.04.2024

Received 27.02.2024

Revised 12.03.2024

Accepted 18.04.2024



УДК 620.192.63

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-332-339



Оригинальная статья

Original article

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ И ХАРАКТЕРИСТИК МИКРОСТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ АВИАЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Д. В. Саулин , К. Г. Кузьминых, В. З. Пойлов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (Россия, 614990, Пермь, Комсомольский пр., 29)

sdv_perm@mail.ru

Аннотация. В работе представлены результаты исследований влияния длительности воздействия водорода при атмосферном давлении и комнатной температуре на образцы двух авиационных сплавов. Один сплав (сплав 1) получен методом горячего изостатического прессования и используется для изготовления дисков ротора газовых турбин. Другой сплав (сплав 2) получен методом направленной кристаллизации и используется для изготовления лопаток газовых турбин. Установлено, что в ходе воздействия водорода на образцы сплавов в течение 1000 ч микротвердость образцов увеличивается, но при этом относительное увеличение микротвердости невелико, составляя 2,5 % для образца сплава 1 и 2 % для образца из сплава 2. Корреляционный анализ параметров дифрактограмм показал наличие положительных и отрицательных корреляционных статистически значимых связей между параметрами пиков дифрактограмм, длительностью воздействия водорода и микротвердостью образцов. У сплава 1 в процессе наводороживания наблюдается снижение ширины и увеличение высоты пиков дифрактограммы, что может быть связано со снижением количества дислокаций в зернах или их локальным накоплением на границах зерен материала. Напротив, у сплава 2 происходит расширение пиков, что может свидетельствовать об увеличении количества дислокаций в структуре зерен материала. Расчеты показали, что в процессе наводороживания размер кристаллита и плотность дислокаций у сплава 1 снижаются, но с задержкой по времени от начала процесса, а у сплава 2 монотонно увеличиваются, что соответствует тенденциям изменения микротвердости образцов в процессе наводороживания.

Ключевые слова: водород, авиационные сплавы, микротвердость, корреляционный анализ, дифрактограмма, ширина пиков, плотность дислокаций, размер кристаллитов

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на проведение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2023-0004).

Для цитирования: Саулин Д.В., Кузьминых К.Г., Пойлов В.З. Определение влияния водорода на изменение микротвердости и характеристик микроструктуры образцов авиационных сплавов. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(3):332–339.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-332-339>

DETERMINATION OF HYDROGEN INFLUENCE ON MICROHARDNESS AND MICROSTRUCTURE CHARACTERISTICS OF AVIATION ALLOYS

D. V. Saulin , K. G. Kuzminykh, V. Z. Poilov

Perm National Research Polytechnic University (29 Komsomolskii Ave., Perm 614990, Russian Federation)

sdv_perm@mail.ru

Abstract. This paper presents results of the studies of hydrogen exposure duration influence on the characteristics of two aviation alloys at atmospheric pressure and room temperature. First alloy (alloy 1) was obtained by hot isostatic pressing, and was used for the manufacture of gas turbine rotor discs. Second alloy (alloy 2) was obtained by directional crystallization, and was used for the manufacture of gas turbine blades. It was determined that microhardness of the samples increased during 1000 h of hydrogen exposure duration. The relative increase of the microhardness was insignificant, and for the sample of alloy 1 it was 2.5 %, and for the sample of alloy 2 – 2 %. Correlation analysis of the XRD diagram parameters indicated positive and negative statistically significant relationships correlation between XRD diagrams peaks parameters, hydrogen exposure duration and microhardness of the samples. It was revealed that XRD diagrams peaks of alloy 1 were broadened and their heights increased during hydrogenation, which can be associated with a decrease of dislocations in the grains and their local accumulation at the grains boundaries. Conterwise, XRD diagrams peaks

of alloy 2 were narrowed, which can indicate an increase of dislocations in the material grain structure. XRD diagrams processing demonstrated that the crystallite size and dislocation density for alloy 1 decreased with a delay from the hydrogenation start, but for alloy 2 these parameters monotonically increased, and it corresponds to microhardness changes trends of the samples during hydrogenation.

Keywords: hydrogen, aviation alloys, microhardness, correlation analysis, XRD diagram, peak width, dislocation density, crystallite size

Acknowledgements: The results were obtained while fulfilling the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation for fundamental scientific research (project FSNM-2023-0004).

For citation: Saulin D.V., Kuzminykh K.G., Poilov V.Z. Determination of hydrogen influence on microhardness and microstructure characteristics of aviation alloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):322–339. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-332-339>

ВВЕДЕНИЕ

Одним из видов коррозии, которая сопровождается разрушением металлов и сплавов, является водородная коррозия. Ее особенность заключается в образовании внутри массива сплава продуктов взаимодействия водорода с элементами сплава, газовой фазы или дефектов структуры сплава, что приводит к образованию микротрещин. Чем прочнее и тверже сплав, тем более ярко проявляется проблема водородного охрупчивания, а концентрации водорода в материале в количестве нескольких ppmw часто бывает достаточно, чтобы привести к серьезным изменениям свойств материала [1].

Известно, что водородное охрупчивание является процессом, приводящим к снижению вязкости и пластичности металла из-за присутствия атомарного водорода. Для того, чтобы внутри структуры металла началось водородное охрупчивание, водород должен продиффундировать внутрь структуры металла. Как известно, скорость диффузии водорода в металлах зависит от концентрации диффундирующего вещества, температуры, давления и кристаллической структуры¹ [2]. Например, в объемно-центрированных кубических решетках металлов (ОЦК) коэффициент диффузии водорода обычно на четыре-пять порядков выше, чем в гранцентрированных кубических решетках (ГЦК) или в гексагонально плотноупакованных (ГПУ). Однако существуют и исключения, например, такие металлы как Pd (ГЦК) и Co (ГПУ), имеющие значения коэффициента диффузии на несколько порядков больше, чем большинство других металлов с решетками со структурой ОЦК и ГПУ.

Если исключить процессы образования гидридов или взаимодействие водорода с карбидами, то процесс насыщения сплавов водородом обычно разделяют на виды, связанные с особенностями и механизмами взаимодействия водорода с кристаллической решеткой металла и его зернами, которые позволяют объяснить особенности процессов водородного охрупчивания. На основании этих механизмов были построены наиболее известные микромеханические модели взаимодействия водорода и материала: HEDE, HELP, AIDE и HESIV [2 – 5]. Существуют также комбинированные

модели водородного охрупчивания, однако наибольшее количество исследователей останавливаются на моделях HEDE и HELP. Так, в работах [6 – 8] отмечается, что наиболее вероятно одновременное протекание механизмов HELP (усиленную водородом локализованную пластичность) и HEDE (усиленную водородом декогеренцию), т. е. на вызванные водородом одновременно проявляющиеся явления упрочнения и размягчения материала. При этом количественное измерение локального распределения концентраций водорода в сплавах до сих пор является трудной нерешенной задачей, что не позволяет полноценно верифицировать модели, включающие диффузию водорода.

В работе [9] представлены результаты исследования, согласно которым делаются выводы, что связь между пластичностью и механизмом разрушения, усиленная водородом, не только изменяет пластичность и ускоряет изменение микроструктуры металла, но и приводит к локально высоким концентрациям водорода и локальному напряженному состоянию. При этом условия, при которых вследствие водородного охрупчивания образуются трещины, определяются дислокационными процессами, которые усиливаются и ускоряются в присутствии водорода.

Весьма интересной является теория «ловушек» водорода. Так, в работе [10] представлено описание взаимодействия водорода с дефектами кристаллической решетки и приведена классификация водородных ловушек: обратимых, необратимых и смешанных с точки зрения их энергетических уровней, а также показано влияние водородных ловушек на коэффициент диффузии водорода. По теме диффузионной подвижности водорода в стали в работе [11] представлены результаты исследования влияния диффузионно-подвижного водорода на пластичность авиационной стали, предназначенной для силовых деталей и узлов изделий авиационной техники. Авторы работы отмечают, что водородное охрупчивание определяет не общее содержание водорода в металле, а только его диффузионно-подвижная часть, обладающая малой энергией связи с дефектами кристаллической решетки, которая постепенно перемещается в зону максимальных напряжений и способствует значительному снижению пластичности стали.

Касательно изменения микроструктуры металлов при наличии водорода, в работе [12] рассматриваются

¹ Hydrogen Embrittlement. NASA Technical Memorandum. URL: <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20160005654/downloads/20160005654.pdf>

механизмы образования усталостных трещин HEDE и HELP. Причем при механизме HELP наличие водорода облегчает движение дислокаций (дефектов кристаллической решетки) внутри зерен металла. При этом дислокации могут накапливаться как внутри зерен металла, так и на границах зерен, что приводит к изменению ширины дифракционных пиков дифрактограмм. В случае, если происходит расширение дифракционных пиков, это будет свидетельствовать о более равномерном распределении дислокаций (дефектов) по зернам. Напротив, в случае сужения дифракционных пиков количество дислокаций (дефектов) в зернах будет снижаться, однако при этом может наблюдаться скопление дислокаций на границе зерен. Зависимость размера кристаллита от изменения ширины пиков дифрактограммы можно рассчитать по формуле Шеррера [12; 13], а по методу Вильямсона–Холла – величину средней относительной деформации решетки и плотность дислокаций [14 – 16].

В связи с тем, что при наличии водорода дефекты структуры металла рано или поздно могут привести к трещинам и разрушению металла, основная цель работы заключается в определении влияния атмосферы водорода на микроструктуру авиационных сплавов при комнатной температуре и атмосферном давлении.

ХАРАКТЕРИСТИКА ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В качестве исходных материалов использовали образцы авиационных сплавов, которые широко используются при изготовлении газовых турбин:

– образец сплава 1, содержащий Ni, Co, Cr, Al, Ti, Mo, Nb, W, аналогичный сплаву BV750П, описываемому в литературе [17], полученный методом горячего изостатического прессования и использующийся для изготовления дисков ротора газовых турбин, например, для двигателя ПД-14.

– образец сплава 2, содержащий Ni, Al, Co, Cr, W, Ta, Re, аналогичный сплаву ЖС-32, описываемому в литературе [18], полученный методом направленной кристаллизации и использующийся для изготовления лопаток газовых турбин.

Водород, используемый для наводороживания образцов, получали с помощью генератора водорода ЦветХром-50АВ.

МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА И АНАЛИЗА, ПАРАМЕТРЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Изучение воздействия водорода на образцы сплавов проводили при комнатной температуре и атмосферном давлении. Образцы сплавов помещали в герметичную стеклянную емкость, заполненную чистым водородом, полученным в генераторе водорода, и выдерживали при комнатной температуре в течение заданного времени с периодическим контролем их характеристик: микро-

твердости и фазового состава. Длительность нахождения образцов в среде водорода составила более 1000 ч.

Измерение твердости образцов по Виккерсу производили с помощью твердомера Q60N, Qness с нагрузкой 9,807 Н (1 кгс). В связи с неоднородностью микротвердости поверхности образцов все периодические измерения микротвердости в ходе наводороживания проводили в зонах предыдущих измерений, причем количество таких зон было не менее 12. Далее результаты измерений обрабатывали с отсеком аномальных значений и определяли среднее значение микротвердости поверхности образца.

Исследование кристаллической структуры сплавов проводили с помощью рентгеновского дифрактометра XRD-7000, Shimadzu (CuK_α излучение, $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$). Съемку дифрактограмм осуществляли при вращении образцов, напряжении на трубке 30 кВ, токе 30 мА, скорости сканирования $1^\circ/\text{мин}$ с шагом $0,02^\circ$. Обработку дифрактограмм производили с использованием программного обеспечения XRD 6000/7000 Ver. 5.21.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлено изменение микротвердости образцов в ходе процесса наводороживания при комнатной температуре. Как видно, средняя микротвердость образца из сплава 1 выше, чем средняя микротвердость образца из сплава 2. При этом в ходе процесса наводороживания микротвердость образцов как из сплава 1, так и из сплава 2 незначительно увеличивается, причем основное изменение микротвердости образцов происходит в течение первых 400 – 500 ч. За 1000 ч выдержки в среде водорода при комнатной температуре у образца сплава 1 изменение микротвердости составило порядка

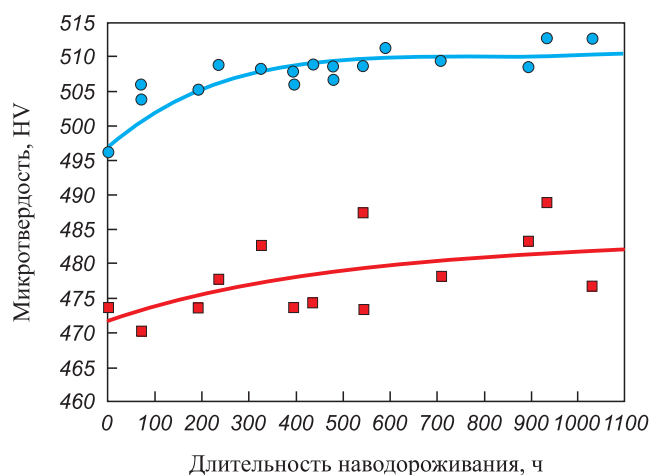


Рис. 1. Изменение микротвердости образцов в процессе наводороживания при комнатной температуре:

● – сплав 1; ■ – сплав 2

Fig. 1. Change in microhardness of the samples during hydrogenation at room temperature:

● – alloy 1; ■ – alloy 2

2,5 %, а у образца из сплава 2 – 2 %. При этом следует отметить, что дисперсия значений микротвердости в обоих случаях весьма велика.

Для проверки гипотезы зависимости микротвердости образцов сплавов от длительности процесса наводороживания проведен корреляционный анализ. Вычисление коэффициентов корреляции между микротвердостью образцов и длительностью наводороживания проводили в MS Excel. Расчет показал наличие положительной корреляционной связи между длительностью процесса и микротвердостью образцов. В результате получено, что коэффициент корреляции для сплава 1 составляет 0,775 при $R_{кр} = 0,482$, а для сплава 2 – 0,556 при $R_{кр} = 0,553$, т. е. коэффициенты корреляции являются статистически значимыми.

По данным дифрактограмм определено, что образец сплава 1 имеет кубическую структуру $Pm\bar{3}m$ и содержит четыре основных (по снижению интенсивности) пиков: 43,60 ($hkl = 111$), 50,50 ($hkl = 200$), 74,60 ($hkl = 220$) и 90,40 ($hkl = 311$), а образец сплава 2 имеет плотноупакованную кубическую гранецентрированную структуру $Fm\bar{3}m$ (кубооктаэдр) и содержит пять основных (по снижению интенсивности) пиков: 43,60 ($hkl = 111$), 50,60 ($hkl = 200$), 40,60 ($hkl = 110$), 90,40 ($hkl = 311$) и 74,60 ($hkl = 220$).

Для определения влияния процесса наводороживания на структуру сплавов проведен корреляционный анализ параметров дифрактограмм, снятых для образцов сплавов при различной длительности воздействия водорода. В связи с различным количеством пиков на дифрактограммах для корреляционного анализа выбраны три пика, имеющих одинаковый индекс hkl : 111, 200 и 311.

В качестве параметров пиков дифрактограмм для корреляционного анализа использованы:

- межплоскостное расстояние (d), Å;
- интенсивность пика (I), имп.;
- ширина пика на половине высоты пика (FWHW), град;
- интегральная интенсивность или площадь пика (S), имп.·град;
- длительность выдержки образца в среде водорода (τ), ч;
- значения текущей средней микротвердости образца по Виккерсу, HV.

Результаты корреляционного анализа для образца из сплава 1 представлены в табл. 1. Коэффициенты корреляции, превышающие по модулю критический коэффициент корреляции ($R_{кр} = 0,621$), т. е. являющиеся статистически значимыми, выделены жирным шрифтом и подчеркиванием.

Таблица 1. Коэффициенты корреляции параметров дифрактограмм образца сплава 1

Table 1. Correlation coefficients of XRD diagram parameters for alloy 1

Параметры	τ , ч	d , Å	I , имп.	FWHW, град	S , имп.·град	HV
Пик с hkl : 111						
τ , ч	1	–0,206	0,230	<u>–0,880</u>	–0,209	–
d , Å		1	–0,108	0,388	0,395	0,325
I , имп.			1	–0,318	0,549	0,263
FWHW, град				1	0,446	–0,576
S , имп.·град					1	0,147
HV						1
Пик с hkl : 200						
τ , ч	1	–0,202	<u>0,644</u>	<u>–0,696</u>	0,239	–
d , Å		1	0,419	0,362	0,370	0,356
I , имп.			1	<u>–0,649</u>	0,331	<u>0,817</u>
FWHW, град				1	–0,096	–0,516
S , имп.·град					1	<u>0,622</u>
HV						1
Пик с hkl : 311						
τ , ч	1	–0,237	0,210	<u>–0,721</u>	<u>–0,892</u>	–
d , Å		1	–0,606	0,595	0,010	0,260
I , имп.			1	–0,531	–0,134	0,132
FWHW, град				1	<u>0,626</u>	–0,357
S , имп.·град					1	<u>–0,694</u>
HV						1

Исходя из анализа результатов расчетов следует, что для всех пиков наблюдается отрицательная корреляционная связь между длительностью процесса наводороживания и шириной пиков, т. е. в ходе процесса наводороживания ширина всех пиков снижается. Следует отметить также отрицательную корреляционную связь между интенсивностью пика с hkl : 200 и его шириной, а также положительную между его интенсивностью и длительностью процесса или твердостью.

Таким образом, по данным корреляционного анализа установлено, что с увеличением длительности наводороживания увеличивается микротвердость образца из сплава 1 и снижается ширина пиков, что можно трактовать как снижение количества дефектов в структуре зерен материала или локальное расположение дислокаций, например, на границе зерен, что впоследствии может привести к разрушению структуры по границам зерен [19; 20].

Результаты корреляционного анализа для образца из сплава 2 представлены в табл. 2. Коэффициенты корреляции, превышающие по модулю критический коэффициент корреляции ($R_{кр} = 0,669$), т. е. являющиеся статистически значимыми, выделены жирным шрифтом и подчеркиванием.

Исходя из анализа результатов расчетов следует, что у сплава 2, в отличие от сплава 1, наблюдается поло-

жительная корреляционная связь между длительностью воздействия водорода и шириной пика с hkl : 111, но отрицательная корреляционная связь между длительностью воздействия и интенсивностью пика, т. е. с увеличением длительности воздействия водорода пик расширяется, а его интенсивность снижается. Отрицательная корреляционная связь между шириной пиков и их интенсивностью также наблюдается у пиков с hkl : 200 и 311. Между микротвердостью и параметрами дифрактограммы статистически значимая корреляционная связь имеется только для пика с hkl : 311 и с повышением микротвердости интенсивность данного пика снижается, а площадь пика увеличивается. Кроме того, для сплава 2 для пика с hkl : 200 наблюдается отрицательная корреляционная связь между величиной межплоскостного расстояния и шириной пика, что не наблюдалось у сплава 1.

Таким образом, с увеличением длительности воздействия водорода увеличивается микротвердость образца, но снижается интенсивность некоторых пиков (hkl : 111 и 311) при наличии у этих пиков значимой отрицательной корреляционной связи между шириной пика и его интенсивностью. У пика с hkl : 111, в отличие от пика с тем же hkl сплава 1, наблюдается положительная корреляционная связь между длительностью процесса и шириной пика, что можно трактовать как уве-

Таблица 2. Коэффициенты корреляции параметров дифрактограмм образца сплава 2

Table 2. Correlation coefficients of XRD diagram parameters for alloy 2

Параметры	τ , ч	d , Å	I , имп.	FWHM, град	S , имп.·град	HV
Пик с hkl : 111						
τ , ч	1	0,079	<u>-0,860</u>	<u>0,873</u>	-0,455	–
d , Å		1	-0,035	0,448	-0,359	-0,080
I , имп.			1	<u>-0,743</u>	0,617	-0,630
FWHM, град				1	-0,380	0,384
S , имп.·град					1	-0,105
HV						1
Пик с hkl : 200						
τ , ч	1	0,653	<u>-0,812</u>	0,169	-0,301	–
d , Å		1	-0,302	<u>-0,681</u>	-0,259	0,098
I , имп.			1	-0,467	0,537	-0,586
FWHM, град				1	-0,176	0,337
S , имп.·град					1	-0,435
HV						1
Пик с hkl : 311						
τ , ч	1	-0,077	-0,269	0,119	<u>0,771</u>	–
d , Å		1	0,102	-0,068	-0,039	-0,150
I , имп.			1	<u>-0,839</u>	-0,221	<u>-0,677</u>
FWHM, град				1	0,383	0,588
S , имп.·град					1	<u>0,681</u>
HV						1

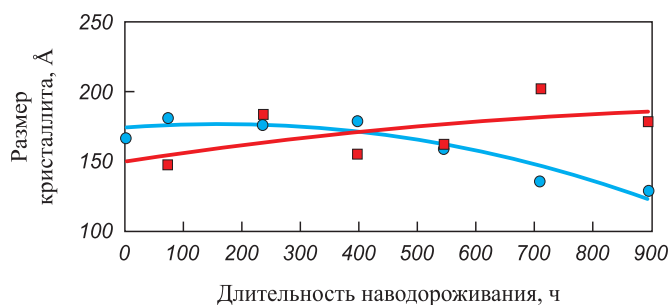


Рис. 2. Влияние длительности воздействия водорода на изменение размеров кристаллитов:
● – сплав 1; ■ – сплав 2

Fig. 2. Effect of hydrogen exposure duration on crystallite size:
● – alloy 1; ■ – alloy 2

личение количества дислокаций (дефектов) в структуре зерен материала.

Для определения характеристик кристаллической решетки и плотности дислокаций по параметрам дифрактограмм использовали метод Вильямсона–Холла, а размер кристаллита рассчитывали по формуле Шеррера. Результаты расчета изменения среднего размера кристаллита и плотности дислокаций в процессе наводороживания представлены на рис. 2, 3.

Как видно на графиках, средний размер кристаллита у сплава 1 в ходе процесса снижается (более 30 %), а у сплава 2 увеличивается (менее 25 %). При этом у сплава 1 в течение 400 ч воздействия водорода размер кристаллита остается практически постоянным, а затем начинает снижаться, в то время как размер кристаллита у сплава 2 увеличивается. Аналогичные зависимости наблюдаются по изменению плотности дислокаций (рис. 3), у сплава 1 плотность дислокаций падает практически до нулевых значений с задержкой в 400 ч, в то время как у сплава 2 она увеличивается.

Согласно графикам на рис. 3, основное изменение микротвердости образца сплава 1, полученного методом горячего изостатического прессования, также происходит в течение первых 400–500 ч, а далее изменяется весьма незначительно. Таким образом, можно заключить, что воздействие водорода в течении 400–500 ч на сплав 1 при комнатной температуре и атмосферном давлении приводит к накоплению водорода в образце сплава 1 с повышением его микротвердости, но без изменения микроструктуры. При дальнейшем насыщении образца водородом происходит изменение микроструктуры сплава практически без изменения его твердости. Для сплава 2, полученного методом направленной кристаллизации, твердость и микроструктура металла при воздействии водорода изменяются непрерывно.

Выводы

В результате исследований установлено, что при воздействии водорода на образцы сплавов в течение

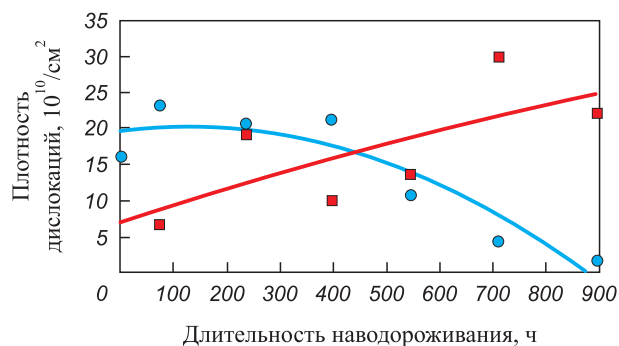


Рис. 3. Влияние длительности воздействия водорода на изменение плотности дислокаций:
● – сплав 1; ■ – сплав 2

Fig. 3. Effect of hydrogen exposure duration on dislocation density:
● – alloy 1; ■ – alloy 2

1000 ч микротвердость образцов возрастает, при этом ее относительное увеличение у образца сплава 1 составило 2,5 %, а у образца из сплава 2 – 2 %. Корреляционный анализ изменения параметров дифрактограмм в процессе наводороживания образцов сплавов показал наличие положительных и отрицательных корреляционных статистически значимых связей между параметрами пиков дифрактограмм, длительностью воздействия водорода и микротвердостью образцов. Выявлено, что для сплава 1 при воздействии водорода наблюдается снижение ширины и увеличение высоты пиков дифрактограммы, что может свидетельствовать о снижении количества дислокаций (дефектов) в зернах или о локальном их накоплении на границах зерен материала. Напротив, у сплава 2 при воздействии водорода происходит некоторое расширение пиков, что может свидетельствовать об увеличении количества дислокаций в структуре зерен материала. Проведенные расчеты величин эффективного размера кристаллита и средней плотности дислокаций показали, что в процессе наводороживания размер кристаллита и плотность дислокаций у сплава 1 снижаются, но с задержкой по времени от начала процесса, а у сплава 2 монотонно увеличиваются, что соответствует тенденциям изменения микротвердости образцов в процессе наводороживания.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Sun B., Lu W., Gault B., Ding R., Makineni S.K., Wan D., Wu C.-H., Chen H., Ponge D., Raabe D. Chemical heterogeneity enhances hydrogen resistance in high-strength steels. *Nature Materials*. 2021;20:1629–1634. <https://doi.org/10.1038/s41563-021-01050-y>
2. Gonzalez M.S., Hernandez I.R. Review: Hydrogen embrittlement of metals and alloys in combustion engines. *Tecnologia en Marcha*. 2018;31(2):3–13. <http://dx.doi.org/10.18845/tm.v31i2.3620>
3. Djukic M.B., Zeravcic V.S., Bakic G.M., Sedmak A., Rajicic B. Hydrogen damage of steels: A case study and hydrogen embrittlement model. *Engineering Failure Analysis*.

- 2015;58–2:485–498.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.05.017>
4. Traidia A., Chatzidouros E., Jouiad M. Review of hydrogen-assisted cracking models for application to service lifetime prediction and challenges in the oil and gas industry. *Corrosion Reviews*. 2018;36(4):323–347.
<https://doi.org/10.1515/correv-2017-0079>
5. Bruck S., Schippl V., Schwarz M., Christ H.-J., Fritzen C.-P., Weihe S. Hydrogen embrittlement mechanism in fatigue behavior of austenitic and martensitic stainless steels. *Metals*. 2018;8(5):339. <https://doi.org/10.3390/met8050339>
6. Djukic M.B., Bakic G.M., Zeravcic V.S., Sedmak A., Rajicic B. Review: The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion. *Engineering Fracture Mechanics*. 2019;216:106528.
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106528>
7. Сергеев Н.Н., Сергеев А.Н., Кутепов С.Н., Гвоздев А.Е., Агеев Е.В. Анализ теоретических представлений о механизмах водородного растрескивания металлов и сплавов. *Известия Юго-Западного государственного университета*. 2017;21(3):6–33.
<https://doi.org/10.21869/2223-1560-2017-21-3-6-33>
Sergeev N.N., Sergeev A.N., Kutepov S.N., Gvozdev A.E., Ageev E.V. A review of theoretical concepts of hydrogen cracking in metals and alloys. *Proceedings of the Southwest State University*. 2017;21(3):6–33. (In Russ.).
<https://doi.org/10.21869/2223-1560-2017-21-3-6-33>
8. Яковлев Ю.А., Полянский В.А., Седова Ю.С., Беляев А.К. Модели влияния водорода на механические свойства металлов и сплавов. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. 2020;(3):136–160.
<https://doi.org/10.15593/perm.mech/2020.3.13>
Yakovlev Yu.A., Polyanskii V.A., Sedova Yu.S., Belyaev A.K. Models of hydrogen influence on the mechanical properties of metals and alloys. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2020;(3):136–160. (In Russ.).
<https://doi.org/10.15593/perm.mech/2020.3.13>
9. Robertson I.M., Sofronis P., Nagao A., Martin M.L., Wang S., Gross D.W., Nygren K.E. Hydrogen embrittlement understood. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015;46:2323–2341.
<https://doi.org/10.1007/s11661-015-2836-1>
10. Сергеев Н.Н., Кутепов С.Н. О взаимодействии водорода с дефектами кристаллической решетки в металлах и сплавах. *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. 2017;(4):131–141.
Sergeev N.N., Kutepov S.N. On the interaction of hydrogen with lattice defects in metals and alloys. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki*. 2017;(4):131–141. (In Russ.).
11. Вознесенская Н.М., Тонышева О.А., Леонов А.В., Дульнев К.В. Влияние водорода на свойства высокопрочной коррозионной стали ВНС65-Ш (18X13H4K4C2AM3-Ш) и пути устранения водородной хрупкости. *Труды ВИАМ*. 2018;(10):3–9.
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-10-3-9>
Voznesenskaya N.M., Tonyшева O.A., Leonov A.V., Dul'nev K.V. Hydrogen influence on high-strength corrosion-resistant steel VNS65-Sh properties and ways of elimination of hydrogen embrittlement. *Proceedings of VIAM*. 2018;(10):3–9. (In Russ.). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-10-3-9>
12. Connolly M., Martin M., Bradley P., Lauria D., Slifka A., Amaro R., Looney C., Park J.-S. In situ high energy X-ray diffraction measurement of strain and dislocation density ahead of crack tips grown in hydrogen. *Acta Materialia*. 2019;180:272–286.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.09.020>
13. Chaki S.H., Malek T.J., Chaudhary M.D., Tailor J.P., Deshpande M.P. Magnetite Fe₃O₄ nanoparticles synthesis by wet chemical reduction and their characterization. *Advances in Natural Sciences: Nanoscience and Nanotechnology*. 2015;6(3):035009.
<https://doi.org/10.1088/2043-6262/6/3/035009>
14. Pushkarev S.S., Grekhov M.M., Zenchenko N.V. X-Ray diffraction analysis of features of the crystal structure of GaN/Al_{0.32}Ga_{0.68}N HEMT-heterostructures by the Williamson–Hall method. *Semiconductors*. 2018;52(6):734–738.
<https://doi.org/10.1134/s1063782618060209>
15. Wang L., Cheng X., Peng H., Zhao P.W., Cai Z.X. Effect of tempering temperature on hydrogen embrittlement in V-containing low alloy high strength steel. *Materials Letters*. 2021;302:130327.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130327>
16. Mote V., Purushotham Y., Dole B. Williamson–Hall analysis in estimation of lattice strain in nanometer-sized ZnO particles. *Journal of Theoretical and Applied Physics*. 2012;6:6.
<https://doi.org/10.1186/2251-7235-6-6>
17. Волков А.М., Востриков А.В., Бакрадзе М.М. Принципы создания и особенности легирования гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД. *Труды ВИАМ*. 2016;(8):2.
<http://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-8-2-2>
Volkov A.M., Vostrikov A.V., Bakradze M.M. Development principles and alloying features of P/M Ni-base superalloys for jet-engine disks application. *Proceedings of VIAM*. 2016;(8):2. (In Russ.).
<http://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-8-2-2>
18. Колядов Е.В., Рассохина Л.И., Висик Е.М., Герасимов В.В., Филонова Е.В. Исследование монокристаллических рабочих турбинных лопаток из сплава ЖС32 с перспективной схемой охлаждения. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2018;84(10):35–40.
<https://doi.org/10.26896/1028-6861-2018-84-10-35-40>
Kolyadov E.V., Rassokhina L.I., Visik E.M., Gerasimov V.V., Filonova E.V. Study of single crystal turbine blades made of ZhS32 alloy with a promising scheme of cooling. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2018;84(10):35–40. (In Russ.).
<https://doi.org/10.26896/1028-6861-2018-84-10-35-40>
19. Nagao A., Dadfarnia M., Somerday B.P., Sofronis P., Ritchie R.O. Hydrogen-enhanced-plasticity mediated decohesion for hydrogen-induced intergranular and “quasi-cleavage” fracture of lath martensitic steels. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2018;112:403–430.
<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2017.12.016>
20. Nagao A., Smith C.D., Dadfarnia V., Sofronis P., Robertson I.M. The role of hydrogen in hydrogen embrittlement fracture of lath martensitic steel. *Acta Materialia*. 2012;60(13–14):5182–5189.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.06.040>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Дмитрий Владимирович Саулин, к.т.н., доцент кафедры «Химические технологии», Пермский национальный исследовательский политехнический университет

ORCID: 0009-0009-0228-7379

E-mail: sdv_perm@mail.ru

Константин Геннадьевич Кузьминых, старший преподаватель кафедры «Химические технологии», Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: kgkuz@mail.ru

Владимир Зотович Пойлов, д.т.н., профессор кафедры «Химические технологии», руководитель ЦКП «Центр наукоемких химических технологий и физико-химических исследований», Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: vladimirpoilov@mail.ru

Dmitrii V. Saulin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Chemical Engineering", Perm National Research Polytechnic University

ORCID: 0009-0009-0228-7379

E-mail: sdv_perm@mail.ru

Konstantin G. Kuzminykh, Senior Lecturer of the Chair "Chemical Engineering", Perm National Research Polytechnic University

E-mail: kgkuz@mail.ru

Vladimir Z. Poilov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Chemical Engineering", Head of CUC "Center for High-tech Chemical Technologies and Physico-Chemical Research", Perm National Research Polytechnic University

E-mail: vladimirpoilov@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Д. В. Саулин – анализ литературных данных, проведение экспериментальной части, анализ результатов экспериментов, написание статьи.

К. Г. Кузьминых – анализ литературных данных, проведение экспериментальной части, анализ результатов экспериментов, написание статьи.

В. З. Пойлов – научное руководство, обсуждение результатов экспериментов, написание статьи.

D. V. Saulin – analysis of literary data, conducting experiments, analysis of results, writing the text.

K. G. Kuzminykh – analysis of literary data, conducting experiments, analysis of results, writing the text.

V. Z. Poilov – scientific guidance, discussion of results, writing the text.

Поступила в редакцию 20.10.2023

После доработки 11.12.2023

Принята к публикации 28.03.2024

Received 25.10.2023

Revised 11.12.2023

Accepted 28.03.2024



УДК 669.018.8

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-340-350



Оригинальная статья

Original article

ПРОБЛЕМЫ ПОДБОРА КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ В НЕФТЕГАЗОВОЙ ОТРАСЛИ ПОД УСЛОВИЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ

А. С. Федоров[✉], В. С. Карасев, Е. Л. Алексеева,
А. А. Альхименко, Н. О. Шапошников

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (Россия, 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29)

✉ fedorov_as@spbstu.ru

Аннотация. Коррозионностойкие стали и сплавы обладают рядом уникальных свойств, позволяющих использовать их в различных отраслях промышленности. Однако, несмотря на свое название, они в той или иной мере подвержены различным видам коррозионных и коррозионно-механических повреждений. В данной работе рассматриваются случаи коррозионного разрушения изделий из коррозионностойких сталей и сплавов в нефтегазовой отрасли. Установлено, что причинами разрушения могут стать как некорректная эксплуатация и некачественный материал изделий, так и некорректный подбор материала под условия эксплуатации. Для каждой группы причин отказа рассмотрены примеры из открытых источников и из практики коллектива авторов работы. Обоснована важность проведения предварительных лабораторных исследований коррозионностойких материалов и их испытаний с воспроизведением факторов среды для обоснованного выбора под конкретные условия эксплуатации. Показано, что на практике обоснованному выбору коррозионностойких материалов не всегда уделяется должное внимание, поэтому кажущиеся на первый взгляд экономически выгодными решения могут оказаться некорректными. Основной фокус сделан на практической стороне вопроса для того, чтобы в будущем избежать подобных проблем. Актуальность работы подтверждается остро стоящей в последнее время проблемой замещения зарубежных марок сталей.

Ключевые слова: коррозионностойкие стали и сплавы, обоснованный выбор, причины разрушений, условия эксплуатации, некорректная эксплуатация, лабораторные испытания, физическое моделирование

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках программы Исследовательского центра мирового уровня: Передовые цифровые технологии (соглашение № 075-15-2022-311 от 20.04.2022).

Для цитирования: Федоров А.С., Карасев В.С., Алексеева Е.Л., Альхименко А.А., Шапошников Н.О. Проблемы подбора коррозионностойких сталей и сплавов в нефтегазовой отрасли под условия эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(3):340–350.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-340-350>

PROBLEMS OF SELECTION OF CORROSION-RESISTANT STEELS AND ALLOYS IN OIL AND GAS INDUSTRY FOR OPERATING CONDITIONS

A. S. Fedorov[✉], V. S. Karasev, E. L. Alekseeva,
A. A. Al'khimenko, N. O. Shaposhnikov

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

✉ fedorov_as@spbstu.ru

Abstract. Corrosion-resistant steels and alloys have a number of unique properties. This allows them to be used in various industries. Despite their name, they are to some extent subject to various types of corrosion and corrosion-mechanical damage. This article discusses cases of corrosion damage of products made of corrosion-resistant steels and alloys in the oil and gas industry. The reasons of material failure can be incorrect exploitation of material, low-quality material of products, and incorrect selection of material for operating conditions. For each group of failure causes the examples from open sources and from the practice of the team of authors of this work are considered. The paper substantiates the importance of preliminary laboratory studies of corrosion-resistant materials and their testing with simulation of environmental factors. It is necessary for reasonable choice under specific operating conditions. It is shown that in practice the reasonable choice of corrosion-resistant materials is not always given due attention, so the seemingly economically favorable solutions may turn out to be incorrect. The main focus is made on the practical side of the issue in order to avoid such problems in the future. The relevance of the work is confirmed by the recent acute problem of substitution of foreign steel grades.

Keywords: corrosion-resistant steels and alloys, reasonable selection, causes of failure, operating conditions, incorrect operation, laboratory tests, physical simulation

Acknowledgements: The research was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under the World Class Research Centre Program: Advanced Digital Technologies (Agreement No. 075-15-2020-311 dated 20.04.2022).

For citation: Fedorov A.S., Karasev V.S., Alekseeva E.L., Al'khimenko A.A., Shaposhnikov N.O. Problems of selection of corrosion-resistant steels and alloys in oil and gas industry for operating conditions. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):340–350.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-340-350>

ВВЕДЕНИЕ

Коррозионностойкие стали и сплавы занимают особую роль в различных отраслях промышленности [1–4]. Обладая повышенной коррозионной стойкостью в сочетании с требуемыми механическими свойствами [5–7], коррозионностойкие материалы используются в агрессивных условиях, где от них требуется долговечность без потери эксплуатационных характеристик [8; 9]. Исторически сложилось так, что высокая стоимость коррозионностойких материалов ограничивала их использование. Тем не менее, с течением времени понимание преимуществ коррозионностойких материалов привело ко все большему распространению изделий из них, в частности, за счет оптимизации состава и свойств для применения в специфических средах в узлах и конструкциях ответственного назначения [10–12]. На данный момент коррозионные стали и сплавы используются для более ответственного, дорогого, сложного оборудования, где потенциальные риски, издержки или выгоды превосходят стоимость материала.

При этом для отечественной металлургии в настоящее время остро стоит проблема производства импортозамещающих марок коррозионностойких сталей и сплавов. Россия занимает 0,4 % общемирового производства коррозионностойкой стали, а выпускаемый объем продукции удовлетворяет не более 25 % потребления общего объема стали различными отраслями промышленности на внутреннем рынке [13–15]. Так, в 2021 г. в РФ было произведено 120 тыс. т коррозионностойкой стали, а импортировано из-за рубежа 463 тыс. т. При этом отечественные аналоги не всегда удовлетворяют требованиям конечного потребителя по показателям физико-механических и коррозионных свойств.

Большой проблемой также является то, что отечественная нормативно-техническая документация (НТД), содержащая требования к технологии производства и оценке качества продукции из коррозионностойких сталей и сплавов, либо является устаревшей и содержит минимальные требования к продукции, либо вовсе отсутствует.

Актуальность данного исследования заключается в том, что, с одной стороны, появилось большое количество запросов по импортозамещению, подбору, сравнительной оценке свойств нержавеющей сталей

и сплавов для внедрения отечественных продуктов, оборудования и технологий, а с другой – данные из открытых источников и многолетний опыт анализа причин разрушений НТК «Новые технологии и материалы» Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. Также стоит добавить, что рассуждения на тему разрушений и тем более их открытый анализ – тема очень спорная, так как ведет за собой поиск виновных и наказание, однако в данной работе авторы сфокусировались на научной или практической стороне вопроса для того, чтобы в будущем избежать подобных проблем.

ОБЗОР РАЗРУШЕНИЙ

Проведение лабораторных испытаний и исследований является неотъемлемой частью обоснованного выбора материала под заданные условия эксплуатации или их диапазон [16–18]. В лабораторных условиях можно проводить как стандартные испытания по существующим методикам (ГОСТ, ASTM, ISO, DIN и пр.), так и исследовательские работы с моделированием агрессивных сред, приближенных к реальным объектам.

Как показывают многочисленные примеры из открытых источников, а также из многолетней практики авторов, зачастую выбор того или иного материала в зависимости от условий эксплуатации может быть некорректен [19–22]. Помимо этого, могут быть не учтены факторы монтажа, технологических воздействий [23–25] и взаимодействий с другими материалами [26–28], изменения условий эксплуатации, металлургическое качество [29–31]. Все это ведет к разрушениям и серьезным экономическим и экологическим последствиям.

В табл. 1–3 приведен обзор разрушений различных изделий из коррозионностойких материалов в нефтегазовой отрасли и показаны причины их разрушений. Анализ источников показал, что случаи разрушений можно сгруппировать по трем категориям: некорректная эксплуатация материала, некачественный материал изделий и некорректный подбор материала под условия эксплуатации. В число случаев с некорректной эксплуатацией вошли также те случаи, в которых произошло нарушение состояния поставки материала в процессе монтажа непосредственно на объекте – к примеру, при проведении сварочных работ при возведении конструкций из коррозионностойких сталей.

**Таблица 1. Обзор разрушений коррозионностойких материалов.
Некорректная эксплуатация материала**

**Table 1. Overview of damage to corrosion-resistant materials.
Incorrect exploitation of material**

Номер	Материал	Изделие	Отказ/причины	Источник
1	UNS S32760 0,025 % C – 25 % Cr – 7,5 % Ni – 3,8 % Mo – 0,25 % N – – 0,57 % Cu – 0,5 % W	Сварная труба для транспортировки нефти	Труба вышла из строя через один месяц эксплуатации по причине того, что в зоне термического влияния (ЗТВ) возникли питтинги из-за образования σ -фазы в количестве 8 об. % в процессе нагрева перед сваркой.	[20]
2	UNS S31803 0,016 % C – 22,4 % Cr – – 5,8 % Ni – 3,1 % Mo – – 0,17 % N – 0,55 % Si	Ректификационная колонна	Материал проявил высокую скорость общей коррозии всего за несколько месяцев использования. Колонна работала в бескислородной среде с избытком серной кислоты в жидкости, что препятствовало образованию стабильной пассивной пленки на поверхности стали.	[21]
3	UNS S32750 0,020 % C – 24,2 % Cr – – 8,7 % Ni – 3,8 % Mo – – 0,22 % N – 0,5 % Si – – 0,1 % Cu – 0,38 % Mn	Сварной сосуд высокого давления	Коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) в ЗТВ. При сварке в ЗТВ образовалась σ -фаза в количестве 2 об. %. Эксплуатационная среда была насыщена хлоридами (~220 ppm), а температура эксплуатации составляла 110 °С. Щелевая коррозия способствовала распространению КРН по границам феррита и аустенита.	[22]

**Таблица 2. Обзор разрушений коррозионностойких материалов.
Некачественный материал изделий**

**Table 2. Overview of damage to corrosion-resistant materials.
Low-quality material**

Номер	Материал	Изделие	Отказ/причины	Источник
1	UNS S32900 0,040 % C – 25 % Cr – 4 % Ni – – 1,5 % Mo – 0,5 % Si – 0,5 % Mn	Шток двухдискового запорного клапана	Вышел из строя после 30 лет эксплуатации в среде, содержащей сероводород (pH = 4, температура эксплуатации 128 °С) по причине сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением (СКРН). Трещина СКРН преимущественно распространялась в феррите и вдоль границы феррита и аустенита из-за присутствия σ -фазы. Несмотря на то, что шток отработал 30 лет, при корректно проведенной термической обработке он мог бы прослужить дольше.	[23]
2	UNS S32304 0,020 % C – 23,7 % Cr – – 4,2 % Ni – 0,3 % Mo – – 0,09 % N – 0,67 % Si – – 0,31 % Cu – 1,4 % Mn	Сварная гибкая труба	Труба подверглась межкристаллитной коррозии, которая привела к трещинам в сварных швах. Причиной этого послужил избыток феррита (~70 %) в сварном шве и дополнительное присутствие неблагоприятных нитридов хрома по границам феррита и аустенита. Избыточное содержание феррита возникло из-за низких значений погонной энергии, используемой в процессе сварки.	[24]

**Таблица 2 (продолжение). Обзор разрушений коррозионностойких материалов.
Некачественный материал изделий**

**Table 2 (continuation). Overview of damage to corrosion-resistant materials.
Low-quality material**

Номер	Материал	Изделие	Отказ/причины	Источник
3	AISI 304 0,052 % C – 17,1 % Cr – 8,1 % Ni – 0,1 % Mo – 0,36 % Si – 1,02 % Mn	Конвекционная труба геотермальной воды	Некорректная термообработка перед вводом трубы в эксплуатацию привела к провоцирующему нагреву, который повышает склонность к межкристаллитному растрескиванию. Остаточные напряжения, возникающие в процессе производства, также способствовали процессу разрушения. Наличие хлоридов в рабочей среде вызвало появление трещин КРН. На начальной стадии трещины КРН распространялись по границам аустенитных зерен, а затем они трансформировались в сосуществующий режим межкристаллитного и транскристаллитного растрескивания. Авторы объясняют отказ трубы синергическим эффектом провоцирующего нагрева, наличия хлоридов и остаточных напряжений.	[25]
4	14X17H2 0,135 % C – 16,8 % Cr – – 1,66 % Ni – 0,51 % Si – – 0,58 % Mn	Фланец запорной арматуры	Неоднородность структуры, а также большое содержание карбидов хрома по границам зерен. Помимо единичных питтингов и локальных участков с коррозионными поражениями, было обнаружено межкристаллитное разрушение поверхности металла. Неудовлетворительное металлургическое качество фланца усугубилось активным протеканием коррозионных процессов в агрессивной среде, содержащей хлориды. Как итог – сталь данного производства непригодна для эксплуатации в условиях морской воды.	НТК «Новые технологии и материалы»
5	AISI 904L 0,011 % C – 20,7 % Cr – – 23,2 % Ni – 4,2 % Mo – – 0,32 % Si – 1,46 % Cu – – 1,16 % Mn	Стальной прокат	В данном случае причиной межкристаллитной коррозии явилось наличие избыточных фаз, расположенных по границам аустенитных зерен основного металла и в междендритных пространствах сварного соединения, а также микропоры, которые послужили концентраторами для распространения трещин МКК.	НТК «Новые технологии и материалы»
6	EN 1.4469 (GX2CrNiMoN26-7-4) 0,020 % C – 27,3 % Cr – – 7,5 % Ni – 4 % Mo – 0,67 % Si – 0,55 % Cu – 0,59 % Mn – – 0,2 % N – 0,05 % Ti	Литые компоненты центробежных насосов	Основной причиной пониженной стойкости к щелевой коррозии изделия явилось наличие зернограницных выделений σ -фазы (6,7 об. %), обедняющей твердый раствор легирующими элементами, которые отвечают за коррозионную стойкость, таких как хром и молибден.	НТК «Новые технологии и материалы»
7	07X16H6 0,040 % C – 15,2 % Cr – 6,6 % Ni – 0,64 % Si – 0,16 % Cu – 0,49 % Mn	Рабочее колесо первой ступени ротора	Причиной разрушения явилось наличие структурной неоднородности и выделения карбидов по границам фаз. Данные факторы привели к разрушению колеса по механизму КРН.	НТК «Новые технологии и материалы»

**Таблица 3. Обзор разрушений коррозионностойких материалов.
Некорректный подбор материала под условия эксплуатации**

**Table 3. Overview of damage to corrosion-resistant materials.
Incorrect selection of material for operating conditions**

Номер	Материал	Изделие	Отказ/причины	Источник
1	42ХФА (AISI 4130) 0,30 % C – 1 % Cr – 0,2 % Mo – 0,25 % Si – 0,5 % Mn	Шпонка	Возникновение контактной коррозии в месте контакта шпонки со штоком запорной арматуры. Отказ привел к выбросу перекачиваемого флюида в окружающую среду.	[26]
	22Cr (DSS) 0,03 % C – 22,5 % Cr – 5,5 % Ni – 3 % Mo – 1 % Mn	Шток запорной арматуры		
2	AISI 410 0,07 % C – 13 % Cr – 0,5 % Ni – 0,3 % Mo – 0,2 % Si – 0,5 % Mn	Лопатки паровой турбины	Преобладающим механизмом является усталостное разрушение, вызванное изменяющимися условиями работы лопаток в поступающем паре. Наличие коррозионных язв и межкристаллитных трещин способствовало активизации коррозионной усталости. Циклическое нагружение при высоких температурах привело к быстрому росту и распространению трещин.	[27]
3	Super 13Cr 0,03 % C – 13 % Cr – 6 % Ni – 1,7 % Mo – 0,3 % Si – 0,1 % Cu – 0,7 % Mn – 0,09 % N	Трубопровод скважины Resak A-6 в Малайзии	На всех поверхностях излома извлеченных компонентов разрушения обнаружены межкристаллитные трещины. Присутствие кислорода, CO ₂ и H ₂ S в соляном растворе CaCl ₂ послужило наиболее вероятной причиной разрушения. Результаты лабораторных испытаний показали, что данная сталь подвержена КРН в среде эксплуатации при температуре пластовой воды скважины.	[28]
4	12X18H9 (AISI 304) 0,05 % C – 18,1 % Cr – 8,1 % Ni – 0,05 % Mo – 0,5 % Si – 0,05 % Cu – 1,22 % Mn	Теплообменные элементы аппарата низкотемпературной сепарации природного газа	Согласно утвержденной проектной документации, материалом для теплообменного аппарата должна была служить сталь 12X18H10T (AISI 321). Однако в ходе исследований была обнаружена подмена данной марки стали на 12X18H9 (AISI 304). Основной причиной разрушения стало нарушение требований проектной документации в части несогласованного изменения марки стали. Это привело к некорректному выбору режима сварки, который способствовал активации металла в зоне термического влияния стали, нестабилизированной титаном, в результате чего под воздействием коррозионной среды образовались сквозные питтинги.	НТК «Новые технологии и материалы»
5	05X16H4Д2Б 0,020 % C – 13 % Cr – 4 % Ni – 0,18 % Si – 2,1 % Cu – 0,32 % Mn	Вал насоса	Твердость данного материала не соответствовала сертификату качества на материал и не удовлетворяла требованиям стандарта NACE MR0175. При проведении лабораторных испытаний на стойкость к СКРН разрушение во всех случаях произошло в течение первых суток с начала испытаний.	НТК «Новые технологии и материалы»

Рассмотрим подробнее наиболее интересные случаи повреждений и способов решения возникших проблем из каждой категории.

Некорректная эксплуатация материала. Разберем пример из открытых источников. Авторы работы [21] анализировали причины коррозионных повреждений ректификационной колонны установки по производству ацетата целлюлозы, изготовленной из дуплексной стали UNS S31803. Технологическая жидкость представляла собой водный раствор 80 %-ной уксусной кислоты, который отделялся ректификацией. Вследствие неполной нейтрализации серной кислоты в технологической жидкости, используемой в качестве катализатора гидролиза эфиров, колонна работала в восстановительной среде, что препятствовало образованию стабильной пассивной пленки на поверхности металла.

Для решения этой проблемы авторы предложили модификацию состава технологической жидкости. Путем добавления перекиси водорода в лабораторных условиях они создали окислительные условия, способствующие образованию устойчивой пассивной пленки. Основываясь на результатах лабораторных исследований, в работающую колонну непрерывно добавляли перекись водорода. Этот подход оказался успешным для того, чтобы остановить коррозионные процессы вплоть до следующей остановки установки для планового технического обслуживания.

Некачественный материал изделий. Рассмотрим случай из практики авторов, связанный с межкристаллитным разрушением, на примере стального проката AISI 904L. Перед введением материала в эксплуатацию необходимо было провести приемосдаточные испытания на стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК). Испытания проводили по ГОСТ 6032 – 2017 по методу ВУ в кипящем водном растворе сернокислого окисного железа ($\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$) и серной кислоты (H_2SO_4) в колбе с обратным холодильником. Продолжительность выдержки в кипящем растворе составляла 48 ч. По окончании испытаний для обнаружения МКК образцы изгибали на угол 90° таким образом, чтобы оценить растрескивание основного металла и сварного соединения. На рис. 1, а, б показаны межкристаллитные трещины основного металла и металла сварного соединения.

В данном случае причиной межкристаллитной коррозии явилось наличие избыточных фаз, расположенных по границам аустенитных зерен основного металла и в междендритных пространствах сварного соединения, а также микропоры, которые послужили концентраторами для распространения трещин МКК. Таким образом, в ходе проведения лабораторных испытаний было установлено, что материал данного производства склонен к МКК. При введении данного проката в эксплуатацию существует большой риск его последующего растрескивания.

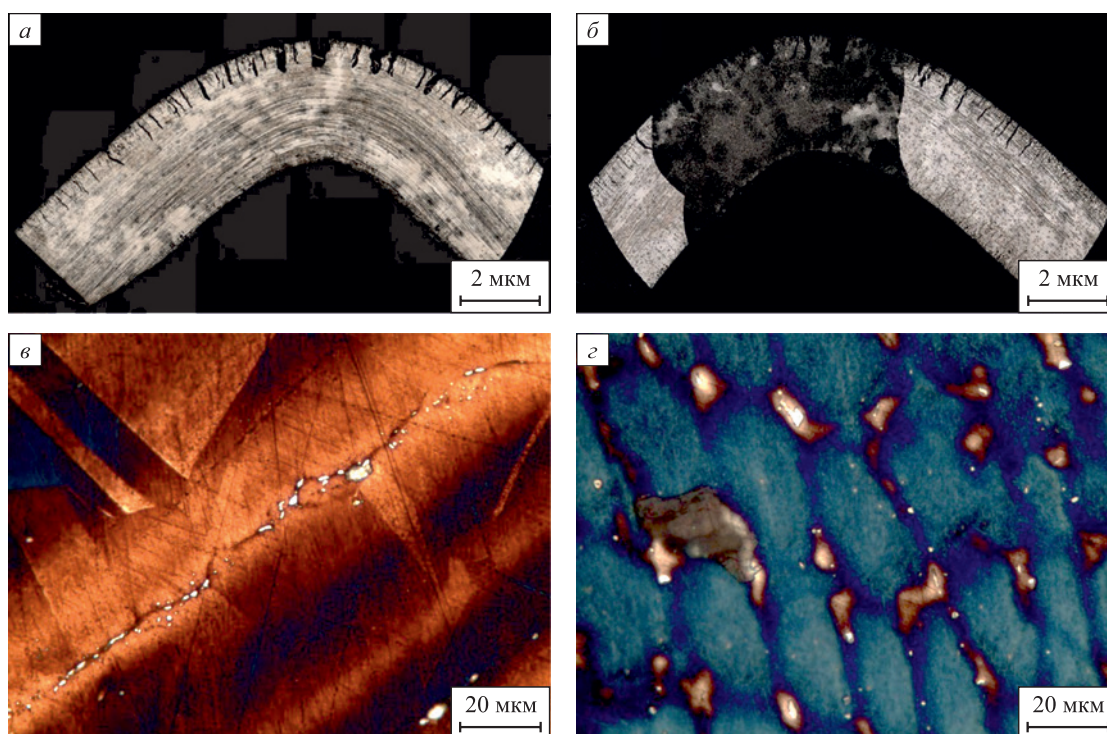


Рис 1. Межкристаллитные трещины в основном металле (а) и в сварном соединении (б), а также изображения избыточных фаз в основном металле (в) и в сварном соединении (г)

Fig. 1. Intergranular cracks in the base metal (а) and in the welded joint (б), and images of excess phases in the base metal (в) and in the welded joint (г)

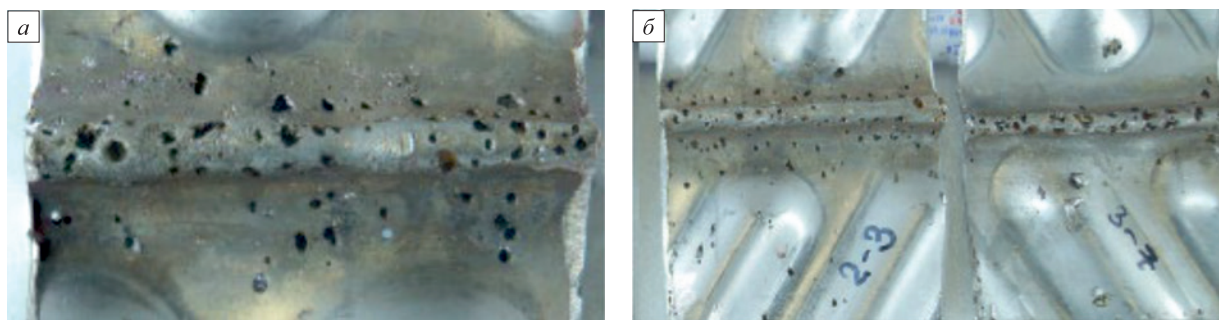


Рис. 2. Внешний вид коррозионных поражений в области сварного соединения теплообменных элементов аппарата низкотемпературной сепарации природного газа

Fig. 2. Appearance of corrosion damage in the area of welded joint of heat-exchange elements of low-temperature natural gas separation unit

Некорректный подбор материала под условия эксплуатации.

Рассмотрим разрушение теплообменных элементов аппарата низкотемпературной сепарации природного газа вследствие сквозной питтинговой коррозии в области сварного соединения из практики авторов (рис. 2). Согласно утвержденной проектной документации, материалом для него должна была служить сталь 12X18H10T (AISI 321) с содержанием Ti от 0,4 до 1,0 мас. %. Однако в ходе исследований была обнаружена подмена марки стали на 12X18H9 (AISI 304). С точки зрения стойкости к питтинговой коррозии стали 12X18H10T и 12X18H9 близки по коррозионным свойствам [32; 33], однако в случае со сваркой сталей, нестабилизированных титаном, коррозионная стойкость шва и околошовной зоны может быть значительно ниже основного металла [34]. Наличие титана обеспечивает образование благоприятных карбидов TiC вместо нежелательных карбидов $Cr_{23}C_6$, которые снижают коррозионную стойкость.

Таким образом, основная причина появления сквозных дефектов в данном случае – это нарушение требований проектной документации в части несогласованного изменения марки стали. Это привело к некорректному выбору режима сварки, который вызвал активацию металла в зоне термического влияния стали, нестабилизированной титаном, в результате чего под воздействием коррозионной среды образовались сквозные питтинги.

Дискуссия

Рассмотренное относительно небольшое количество разрушений поднимает глубокий пласт проблем, касающихся производства качественных коррозионностойких сталей и сплавов, подбора материалов под условия эксплуатации, неполноты существующей НТД, а также квалификации специалистов.

Проблема качества коррозионностойких материалов обширна и потому требует разработки и внедрения новой НТД, описывающей требования к качеству. Это долгосрочная и кропотливая работа, но тем не

менее в отечественной практике существуют удачные примеры таких разработок [35 – 38]. Стоит отметить, что в настоящее время единственный документ в нефтегазовой промышленности, относящийся к выбору и эксплуатации коррозионностойких сталей, это NACE MR0175, часть 3, который так и не был гармонизирован с ГОСТ. К тому же этот документ относится только к сероводородсодержащим средам, хотя в настоящее время становится все более актуальной оценка возможности эксплуатации сталей в CO_2 -содержащих средах [39].

Наконец, некорректный подбор материалов связан с отсутствием методик выбора и корректных методик оценки коррозионной стойкости. Руководства для подбора материалов, как правило, разрабатываются внутри компаний и подчинены внутренней политике, однако появившийся сравнительно недавно Институт нефтегазовых технологических инициатив (ИНТИ) постепенно может решать и такие вопросы. При этом разрабатываемые методики испытаний для оценки коррозионной стойкости материала должны учитывать воспроизведение агрессивных условий эксплуатации на объектах.

Так, для проведения физического моделирования в НТК «Новые технологии и материалы» существует большая испытательная база различных стендов и установок, которая позволяет испытывать материалы с воссозданием условий, максимально приближенных к эксплуатационным, в том числе и параметров потока. Коллективом авторов были спроектированы и изготовлены автоклавные установки различного объема (рис. 3, а), позволяющие проводить испытания при повышенном давлении и температуре как в статических, так и в динамических условиях [40]. В автоклавах также проводят испытания с участием сверхкритических флюидов.

Агрессивность среды может проявляться не только наличием коррозионно-активных агентов, но также наличием абразивных частиц, приводящих к абразивному износу. Совместное влияние этих двух факторов может заметно усугубить протекание процесса разрушения материалов. Смоделировать их совместное

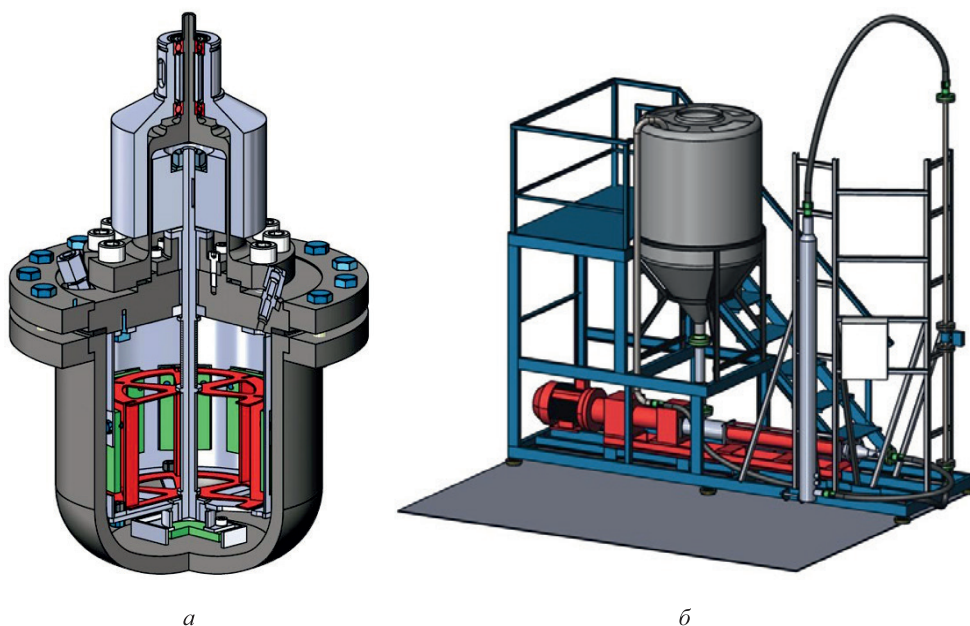


Рис. 3. Испытательная база для проведения физического моделирования с воспроизведением агрессивных условий эксплуатации: динамический автоклав с вращением (а); коррозионно-эрозионный стенд (б)

Fig. 3. Test facility for physical modelling with reproduction of aggressive operating conditions: dynamic autoclave with rotation (a); corrosion-erosion bench (b)

влияние возможно с использованием замкнутых стендов типа «flow-loop», в которых также учтены термобарические параметры и воздействие потока флюида (рис. 3, б).

Однако на проведение испытаний, в которых контролируется большое количество параметров среды, затрачивается много времени и ресурсов. Поэтому, используя результаты большого числа проведенных испытаний, создаются базы данных, учитывающие параметры, определяемые на стенде, которые в дальнейшем ложатся в математическую модель для разработки цифрового двойника.

Таким образом, обзор проблем, связанных с обоснованным выбором коррозионностойких сталей и сплавов в нефтегазовой отрасли, раскрывает важные аспекты, связанные с их эксплуатацией в агрессивных условиях.

В нефтегазовой отрасли материалы сталкиваются с агрессивными средами, высокими температурами, циклическими нагрузками и механическими напряжениями. При этом на практике обоснованному выбору коррозионностойких материалов не всегда уделяется должное внимание, поэтому кажущиеся на первый взгляд экономически выгодными решения могут оказаться некорректными. Впоследствии это может привести к серьезным проблемам и дополнительным расходам на замену или капитальный ремонт. Для успешного применения коррозионностойких материалов необходимо проводить предварительные лабораторные исследования с воссозданием факторов среды для подтверждения качества материала и его коррозионной стойкости в конкретных условиях эксплуатации. А для

разработки и внедрения эффективных решений необходимо тесное сотрудничество между инженерами, учеными, исследователями и производителями.

Выводы

Проведен обзор причин разрушений изделий из коррозионностойких материалов в нефтегазовой отрасли. Установлено, что причинами отказа материала могут стать как некорректные условия эксплуатации материала и некачественный материал изделий, так и некорректный подбор материала под условия эксплуатации. Для каждой группы причин отказа рассмотрены примеры из открытых источников и из практики коллектива авторов работы. Обоснована важность проведения предварительных лабораторных исследований коррозионностойких материалов и их испытаний с воспроизведением факторов среды для обоснованного выбора под конкретные условия эксплуатации. Показаны подходы, используемые коллективом авторов работы для проведения физического моделирования факторов среды с воссозданием реальных условий, в том числе и параметров потока.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники. *Все материалы. Энциклопедический справочник.* 2007;(5):7–27.
Kablov E.N. Materials for aerospace engineering. *Use materials. Entsiklopedicheskii spravochnik.* 2007;(5):7–27. (In Russ.).

2. Галкин М.П., Бродов А.А. Современные требования к производству специальных сталей и сплавов. *XV Международная конференция сталеплавателей*. 2018;23–26.
3. Omura K., Kunioka S., Furukawa M. Product development on market trends of stainless steel and its future prospects. *Nippon Steel Technical Report*. 2010;99:9–19.
4. Gardner L. The use of stainless steel in structures. *Progress in Structural Engineering and Materials*. 2005;7(2):45–55. <https://doi.org/10.1002/pse.190>
5. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: учебник для вузов. Москва: МИСИС; 1999:408.
6. Томашов Н.Д., Чернова Г.П. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы: Учебное пособие для вузов. Москва: Металлургия; 1993:416.
7. Fedorov A., Zhitenev A., Strekalovskaya D. Effect of heat treatment on the microstructure and corrosion properties of cast duplex stainless steels. *E3S Web of Conferences*. 2021;225:01003. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202122501003>
8. Reck B.K., Rotter V.S. Comparing growth rates of nickel and stainless steel use in the early 2000s. *Journal of Industrial Ecology*. 2012;16(4):518–528. <https://doi.org/10.1111/j.1530-9290.2012.00499.x>
9. Житенев А.И., Федоров А.С., Ковалев П.В., Стрекаловская Д.А., Альхименко А.А. Литая структура и свойства дуплексных нержавеющих сталей. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(5):323–332. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-5-323-332>
Zhitenev A.I., Fedorov A.S., Kovalev P.V., Strekalovskaya D.A., Al'khimenko A.A. Cast structure and properties of duplex stainless steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;65(5):323–332. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-5-323-332>
10. Hassel T., Maier H.J., Alkhimenko A., Davydov A., Shaposhnikov N., Turichin G., Klimova O. Investigation of the mechanical properties and corrosion behaviour of hybrid L80 Type 1 and duplex steel joints produced by magnetically impelled arc butt welding. *Journal of Advanced Joining Processes*. 2022;5:100109. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2022.100109>
11. Alekseeva E.L., Ermakov B.S., Gyulikhandanov E.L., Alkhimenko A.A., Lapechenkov A.A., Galata L. Influence of heat treatment on the corrosive and strength properties of the EP718 dispersion-hardening nickel alloy. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022;63:63–70. <https://doi.org/10.3103/S1067821222010035>
12. Alekseeva E.L., Alkhimenko A.A., Kovalev M.A., Shaposhnikov N.O., Shishkova M.L., Devyaterikova N.A., Breki A.D., Kolmakov A.G., Gvozdev A.E., Kutepov S.N. The evaluation of the corrosion properties of steel two-layer oil well tubing for oil extraction. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2022;13:52–58. <https://doi.org/10.1134/S207511332201004X>
13. Седухин В.В. Совершенствование химического состава и технологии выплавки дуплексной марки стали, легированной азотом, в открытой индукционной печи: Диссертация ... кандидата технических наук. Южно-Уральский государственный университет; 2022.
14. Gowthaman P.S., Jeyakumar S., Saravanan B.A. Machinability and tool wear mechanism of Duplex stainless steel – A review. *Materials Today: Proceedings*. 2020;26(2):1423–1429. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.295>
15. Baddoo N.R. Stainless steel in construction: A review of research, applications, challenges and opportunities. *Journal of Constructional Steel Research*. 2008;64(11):1199–1206. <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2008.07.011>
16. Da Costa E.M., Dedavid B.A., Dos Santos C.A., Lopes N.F., Fraccaro C., Pagartanidis T., Lovatto L.P. Crevice corrosion on stainless steels in oil and gas industry: A review of techniques for evaluation, critical environmental factors and dissolved oxygen. *Engineering Failure Analysis*. 2022;144:106955. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106955>
17. Craig B.D., Smith L. Corrosion Resistant Alloys (CRAs) in the Oil and Gas Industry – Selection Guidelines Update. 3rd ed. Nickel Institute Technical Series; 2011:12.
18. Hill R., Perez A.L. New steels and corrosion-resistant alloys. *Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies*. 2017:613–626. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101105-8.00026-7>
19. Machuca L.L., Pojtanabuntoeng T., Salgar-Chaparro S., Suarez E., Kinsella B., Darwin A. MIC Investigation of stainless steel seal ring corrosion failure in a floating production storage and offloading (FPSO) vessel. In: *Failure Analysis of Microbiologically Influenced Corrosion*. CRC Press; 2021:225–249.
20. Smiderle J., Pardal J.M., Tavares S.S.M., Vidal A.C.N. Premature failure of superduplex stainless steel pipe by pitting in sea water environment. *Engineering Failure Analysis*. 2014;46:134–139. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2014.08.001>
21. Colombo A., Trasatti S.P. Corrosion of an UNS S31803 distillation column for acetic acid recovery. *Engineering Failure Analysis*. 2015;55:317–326. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.07.017>
22. Linton V.M., Laycock N.J., Thomsen S.J., Klumpers A. Failure of a super duplex stainless steel reaction vessel. *Engineering Failure Analysis*. 2004;11(2):243–256. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2003.05.011>
23. Corleto C.R., Argade G.R. Failure analysis of dissimilar weld in heat exchanger. *Case Studies in Engineering Failure Analysis*. 2017;9:27–34. <https://doi.org/10.1016/j.csefa.2017.05.003>
24. Tavares S.S.M., Scandian C., Pardal J.M., Luz T.S., Da Silva F.J. Failure analysis of duplex stainless steel weld used in flexible pipes in off shore oil production. *Engineering Failure Analysis*. 2010;17(6):1500–1506. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2010.05.012>
25. Liu M., Ni Z., Du C., Liu Z., Sun M., Fan E., Li X. Failure investigation of a 304 stainless steel geothermal tube. *Engineering Failure Analysis*. 2021;129:105694. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105694>
26. Sotoodeh K. A review and analysis of industrial valve material failures due to corrosion and proposals for prevention measures based on industrial experiences in the offshore sector of the oil and gas industry. *Journal of Failure Analysis and Prevention*. 2021;21:261–267. <https://doi.org/10.1007/s11668-020-01064-9>
27. Rivaz A., Anijdan S.M., Moazami-Goudarzi M. Failure analysis and damage causes of a steam turbine blade of 410 martensitic stainless steel after 165,000 h of working. *Engineering Failure Analysis*. 2021;113:104557. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104557>
28. Ueda M., Nakamura K., Hudson N., Ibrahim M.Z., Selamat K., Chen P. Corrosion behavior of super 13Cr marten-

- sitic stainless steels in completion fluids. In: *CORROSION* 2003. OnePetro; 2003.
29. Park J.H., Kang Y. Inclusions in stainless steels – A review. *Steel Research International*. 2017;88(12):1700130.
<https://doi.org/10.1002/srin.201700130>
 30. Fedorov A., Zhitenev A., Karasev V., Alkhimenko A., Kovalev P. Development of a methodology for the quality management of duplex stainless steels. *Materials*. 2022;15(17):6008.
<https://doi.org/10.3390/ma15176008>
 31. Mancini S., di Nunzio P.E., Notargiacomo S., Langellotto L. Defect reduction and quality optimization through the modelling of plastic deformation and metallurgical evolution. *Materials Science Forum*. 2021;1016:846–851.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1016.846>
 32. Розенфельд И.Л. Коррозия и защита металлов. Москва: Металлургия; 1969:448.
 33. Groysman A. Corrosion for Everybody. Springer Science Business Media B.V.; 2010:382.
 34. Липольд Д.С., Котеки Д.Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей сталей. Санкт-Петербург: Издательство Политехнического университета; 2011:467.
 35. Петров Н.Г. О задачах МТК 543/ТК 214 «Защита изделий и материалов от коррозии, старения и биоповреждений» и разработке нормативных документов противокоррозионной защиты. *Газотранспортные системы: настоящее и будущее (ГТС-2023). Тезисы IX Международной научно-технической конференции. Казань*; 2023:76–77.
 36. Kazakov A.A., Zhitenev A.I., Salynova M.A. Extension of ASTM E2283 standard practice for the assessment of large exogenous nonmetallic inclusions in super duty steels. *CIS Iron and Steel Review*. 2019;18:20–26.
<https://doi.org/10.17580/cisirs.2019.02.01>
 37. Казаков А.А., Житенев А.И., Колпишон Э.Ю., Салынова М.А. Количественная оценка неметаллических включений для поковок из сверхкрупных слитков. *Черные металлы*. 2018;(12):50–56.
 - Kazakov A.A., Zhitenev A.I., Kolpishon E.Yu., Salynova M.A. Quantitative assessment of non-metallic inclusions for forgings from super-large ingots. *Chernye metall*. 2018;(12):50–56. (In Russ.).
 38. Казаков А.А., Киселев Д.В., Казакова Е.И. Количественные методы оценки микроструктуры стали и сплавов для пересмотра устаревших ГОСТ. *Литье и металлургия*. 2021;(2):42–48.
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-2-42-48>
 - Kazakov A.A., Kiselev D.V., Kazakova E.I. Quantitative methods for assessing the microstructure of steel and alloys for revising outdated GOST standards. *Lit'e i metallurgiya*. 2021;(2):42–48. (In Russ.).
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-2-42-48>
 39. Федоров А.С., Алексеева Е.Л., Алхименко А.А., Шапошников Н.О., Ковалев М.А. Исследование влияния параметров испытаний на оценку стойкости сталей к углекислотной коррозии. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2021;87(12):36–41.
<https://doi.org/10.26896/1028-6861-2021-87-12-42-47>
 - Fedorov A.S., Alekseeva E.L., Al'khimenko A.A., Shaposhnikov N.O., Kovalev M.A. Study of the effect of test parameters on the assessment of steel resistance to carbon dioxide corrosion. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2021;87(12):36–41. (In Russ.).
<https://doi.org/10.26896/1028-6861-2021-87-12-42-47>
 40. Kruk P., Golubev I., Shaposhnikov N., Shinder J., Kotov D. The effect of the operation of downhole equipment on the processes of corrosive wear (by the example inflow control devices of nozzle type). *Materials*. 2022;15(19): 6731.
<https://doi.org/10.3390/ma15196731>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Сергеевич Федоров, инженер Научно-технологического комплекса «Новые технологии и материалы», Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0003-2571-060X
E-mail: fedorov_as@spbstu.ru

Владимир Сергеевич Карасев, инженер Научно-образовательного центра «Северсталь-Политех», Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0009-0006-9622-7243
E-mail: karasev_vs@spbstu.ru

Екатерина Леонидовна Алексеева, к.т.н., ведущий инженер, заведующий лабораторией Научно-технологического комплекса «Новые технологии и материалы», Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
E-mail: alekseeva_el@spbstu.ru

Алексей Александрович Алхименко, директор Научно-технологического комплекса «Новые технологии и материалы», Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0001-6701-1765
E-mail: a.alkhimenko@spbstu.ru

Никита Олегович Шапошников, исполнительный директор Научно-технологического комплекса «Новые технологии и материалы» центра НТИ, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
E-mail: shaposhnikovno@gmail.com

Aleksandr S. Fedorov, Engineer of the Scientific and Technological Complex "New Technologies and Materials", Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0003-2571-060X
E-mail: fedorov_as@spbstu.ru

Vladimir S. Karasev, Engineer of the Scientific and Educational Center "Severstal-Polytech", Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0009-0006-9622-7243
E-mail: karasev_vs@spbstu.ru

Ekaterina L. Alekseeva, Cand. Sci. (Eng.), Leading Engineer, Head of the Laboratory of the Scientific and Technological Complex "New Technologies and Materials", Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
E-mail: alekseeva_el@spbstu.ru

Aleksei A. Al'khimenko, Director of the Scientific and Technological Complex "New Technologies and Materials", Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0001-6701-1765
E-mail: a.alkhimenko@spbstu.ru

Nikita O. Shaposhnikov, Executive Director of the Scientific and Technological Complex "New Technologies and Materials", Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
E-mail: shaposhnikovno@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. С. Федоров – формирование основной идеи исследований, разработка методологии работы, анализ результатов исследований.

В. С. Карасев – разработка методологии работы, анализ результатов исследований.

Е. Л. Алексеева – формирование основной идеи исследований, постановка целей и задач работы.

А. А. Алхименко – формирование концепции, научное руководство.

Н. О. Шапошников – разработка плана исследований, научное руководство.

A. S. Fedorov – formation of the main research idea, development of the work methodology, analysis of research results.

V. S. Karasev – development of the work methodology, analysis of research results.

E. L. Alekseeva – formation of the main research idea, setting the tasks.

A. A. Al'khimenko – concept formation, scientific guidance.

N. O. Shaposhnikov – research plan development, scientific guidance.

Поступила в редакцию 11.09.2023

После доработки 03.11.2023

Принята к публикации 11.12.2023

Received 11.09.2023

Revised 03.11.2023

Accepted 11.12.2023



УДК 669.187.28.539.55

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-351-359



Оригинальная статья

Original article

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕЖФАЗНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХРОМА И БОРА В ШЛАКАХ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО ПЕРИОДА АКР-ПРОЦЕССА

А. А. Бабенко, В. И. Жучков, И. Н. Кель[✉],

А. Г. Уполовникова, Р. Р. Шартдинов

■ Институт металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амудсена, 101)

✉ dunnington@mail.ru

Аннотация. В работе приведены результаты термодинамического моделирования процесса восстановления хрома и бора из шлаков восстановительного периода аргоноокислородного рафинирования комплексным восстановителем, содержащим кремний и алюминий. При помощи симплекс решетчатого метода построена матрица планирования эксперимента, содержащая 16 составов оксидной системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-(3-6\%) \text{B}_2\text{O}_3-12\% \text{Cr}_2\text{O}_3-3\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$ переменной основности 1,0–2,5. Результаты термодинамического моделирования представлены графически в виде диаграмм зависимости равновесного распределения хрома и бора от состава шлака при температурах 1600 и 1700 °С. Построенные диаграммы позволили количественно оценить влияние температуры, основности и содержания B_2O_3 на равновесное межфазное распределение хрома и бора. Установлено, что повышение основности шлака с 1,0 до 2,5 улучшает процесс восстановления хрома, но ухудшает восстановление бора. При увеличении содержания B_2O_3 в шлаке происходит незначительное ухудшение процесса восстановления хрома, при этом увеличивается содержание бора в металле. При одновременном повышении основности до 2,5 и снижении содержания оксида бора в шлаке с 5 до 3 % коэффициент межфазного распределения хрома снижается до $1,5 \cdot 10^{-3}$. Изменение температуры процесса с 1600 до 1700 °С не оказывает существенного влияния на процесс восстановления хрома, однако ухудшает условия восстановления бора. На основе анализа фаз формируемого шлака и термодинамики реакций их образования установлено, что восстановление хрома протекает в основном за счет алюминия с частичным развитием силикотермических реакций. Остаточное содержание кремния восстанавливает бор, чем объясняется его низкая концентрация в металле. Результаты проведенных высокотемпературных экспериментов показали высокую согласованность с результатом термодинамического моделирования.

Ключевые слова: нержавеющая сталь, аргоноокислородное рафинирование, восстановительный период, термодинамическое моделирование, хром, бор, межфазное распределение

Благодарности: Исследование выполнено за счет государственного задания ИМЕТ УрО РАН.

Для цитирования: Бабенко А.А., Жучков В.И., Кель И.Н., Уполовникова А.Г., Шартдинов Р.Р. Термодинамическое моделирование межфазного распределения хрома и бора в шлаках восстановительного периода АКР-процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):351–359. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-351-359>

THERMODYNAMIC MODELING OF INTERPHASE DISTRIBUTION OF CHROMIUM AND BORON IN SLAGS OF AOD REDUCTION PERIOD

A. A. Babenko, V. I. Zhuchkov, N. I. Kel'[✉],

A. G. Upolovnikova, R. R. Shartdinov

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

✉ dunnington@mail.ru

Abstract. The paper presents the results of a thermodynamic modeling of the chromium and boron reduction from slags of reduction period of argon-oxygen decarburization (AOD) by a complex reducing agent containing silicon and aluminum. Using the simplex lattice method, an experiment planning matrix is constructed containing 16 compositions of the oxide system $\text{CaO}-\text{SiO}_2-(3-6\%) \text{B}_2\text{O}_3-12\% \text{Cr}_2\text{O}_3-3\% \text{Al}_2\text{O}_3-8\% \text{MgO}$

of variable basicity 1.0 – 2.5. The results of thermodynamic modeling are graphically presented in form of dependence of equilibrium distribution of chromium and boron on the slag composition at temperatures of 1600 and 1700 °C. The constructed diagrams make it possible to quantify the influence of the temperature, basicity and B_2O_3 in the slag on equilibrium interphase distribution of chromium and boron. It is established that increasing the slag basicity from 1.0 to 2.5 improves the process of chromium reduction, but restores the boron stability. With an increase in B_2O_3 content in the slag, a slight deterioration of chromium reduction process occurs, while the boron content in the metal increases. With a simultaneous increase in basicity up to 2.5 and a decrease in boron oxide in the slag from 5 to 3 %, the interphase distribution coefficient of chromium is reduced to $1.5 \cdot 10^{-3}$. Changing the process temperature from 1600 to 1700 °C does not have a negative effect on the process of chromium reduction, but worsens the boron reduction conditions. Based on analysis of the formed slag phases and thermodynamics of the reactions of their formation, it is established that chromium is mainly reduced by aluminum with only partial development of silicothermy. The residual silicon content reduces boron, thereby limiting its concentration in the metal. The results of high-temperature experiments showed high correspondence with the results of thermodynamic studies.

Keywords: stainless steel, argon-oxygen decarburization (AOD), reduction period, thermodynamic modeling, chromium, boron, interphase distribution

Acknowledgements: The work was carried out according to the state assignment for IMET UB RAS.

For citation: Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Kel' I.N., Upolovnikova A.G., Shartdinov R.R. Thermodynamic modeling of interphase distribution of chromium and boron in slags of AOD reduction period. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):351–359.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-351-359>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время нержавеющей стали отведена большая роль в современной хозяйственной деятельности, что ярко демонстрируют ежегодно возрастающие объемы ее потребления и широкий спектр применения от медицинских изделий [1] до конструкционных материалов¹. Большая популярность нержавеющей стали обусловлена стойкостью к коррозии в различных агрессивных средах за счет образования оксидного слоя на поверхности металла с высокой концентрацией хрома (12 мас. % и более), что препятствует контакту стали с кислородом воздуха [2 – 4]. Несмотря на очевидные преимущества нержавеющей стали, объемы ее производства отечественными предприятиями небольшие и потребности в данной стали закрываются за счет импорта [5].

На текущий момент основным способом производства низкоуглеродистой нержавеющей стали является дуплекс-процесс с выплавкой в дуговой сталеплавильной печи углеродистого полупродукта (1,5 – 2,0 мас. % C) и последующей обработкой в агрегате аргоноокислородного рафинирования (АКР) [6; 7]. Процесс АКР протекает в два периода: окислительный и восстановительный. В окислительный период углеродистый полупродукт нержавеющей стали продувают смесью кислорода и аргона с целью его обезуглероживания. При достижении концентрации углерода в металле на уровне 0,03 мас. % и ниже начинается восстановительный период плавки, во время которого ванну агрегата продувают исключительно аргоном и осуществляют присадку извести, ферросплавов (ферросилиций, ферросиликохром) и плавикового шпата [8].

В результате окисления хрома кислородом происходит повышение концентрации Cr_2O_3 в шлаке, что

оказывает негативное влияние на технологические процессы, протекающие в восстановительный период плавки, интенсивность развития которых лимитируется вязкостью формируемой оксидной системы. Согласно данным работы [9], Cr_2O_3 обычно имеет низкую растворимость (5 %) в шлаках на основе $CaO-SiO_2-Al_2O_3-MgO$, что увеличивает их температуру плавления и, как следствие, вязкость. В связи с этим для снижения вязкости шлаков восстановительного периода плавки используют плавиковый шпат (CaF_2). Негативной стороной использования данного флюса является ухудшение экологической обстановки окружающей среды за счет образования летучих канцерогенных фтористых соединений, непостоянство физических свойств формируемых шлаков и сохранение эффекта силикатного распада твердых шлаков при хранении. Исходя из этого, целесообразен поиск замены плавикового шпата на иные разжижающие добавки, например, пегматит [10], Al_2O_3 [11] или B_2O_3 [12]. Несмотря на предотвращения образования летучих фтористых соединений при использовании Al_2O_3 , согласно данным работы [11], снижается рафинирующая способность шлака. В связи с этим его применение ограничено. Поэтому использование борсодержащего материала целесообразно, поскольку он является недорогим, доступным и экологически безопасным флюсующим материалом.

Несмотря на то, что B_2O_3 является кислым оксидом и выступает в роли полимеризатора [13], он способствует снижению вязкости шлака за счет изменения структурных составляющих сетки расплава. Ввод B_2O_3 в шлак приводит к улучшению кинетики процессов восстановления хрома и десульфурации металла [14; 15]. Помимо разжижения шлака оксидом бора [16], ожидается частичное восстановление бора кремнием и алюминием, растворенными в стали, с последующим переходом его в металл, что улучшит прокаливаемость низкоуглеродистой стали и снизит эффект старения [17].

¹ Stainless Steel in Figures 2019. URL: http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Stainless_Steel_in_Figures_2019_English_public_version.pdf (дата обращения 27.03.2023)

В отечественной и зарубежной литературе практически отсутствуют сведения об эффективности развития процесса межфазного распределения хрома и бора при их восстановлении комплексным ферросплавом, содержащим алюминий и кремний.

В работе приведены результаты термодинамического моделирования равновесного межфазного распределения хрома и бора, восстановленных кремнием и алюминием из оксидной системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{MgO}$ комплексным ферросплавом ферросиликоалюминием.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Термодинамическое моделирование равновесного межфазного распределения хрома и бора, восстановленных кремнием и алюминием комплексного восстановителя (ферросиликоалюминия) из оксидной системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{B}_2\text{O}_3-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Cr}_2\text{O}_3-\text{MgO}$, выполнено с использованием пакета прикладных программ HSC Chemistry 6.12. Данное программное обеспечение основано на выполнении расчета равновесных составов и количества образующихся продуктов по алгоритму минимизации энергии Гиббса.

Термодинамическое моделирование проведено для температур 1600 и 1700 °С. Масса рабочего тела составляла 115 кг (100 кг металла и 15 кг шлака) при объеме газовой фазы (N_2) 2,24 м³ и давлении в системе

0,098 МПа. Количество восстановителя 0,89 кг. Коэффициенты межфазного распределения хрома и бора получены соотношением их концентраций в шлаке и металле ($L_B = (\text{B}_2\text{O}_3)/[\text{B}]$ и $L_{\text{Cr}} = (\text{Cr}_2\text{O}_3)/[\text{Cr}]$).

Состав оксидной системы соответствует 16 точкам плана локального симплекса и приведен в табл. 1. Во всех шлаках, кроме оксидов кальция, кремния и бора, дополнительно присутствуют оксиды хрома, магния и алюминия в количестве 12, 8 и 3 % соответственно. Металлическая часть представлена нержавеющей сталью, содержащей, %: 16,0 Cr; 0,03 C; 0,28 Si; 0,010 S; 1,46 Mn; 6,98 Ni; 0,01 Al; остальное – Fe и комплексным сплавом – ферросиликоалюминием (ФСА), содержащим, %: 55,8 Si; 18,8 Al; 25,4 Fe.

Результаты термодинамического моделирования представлены аппроксимирующими математическими моделями в виде приведенного полинома третьей степени, которые описывают влияние состава шлаков изучаемой оксидной системы на коэффициенты межфазного распределения хрома и бора при температурах 1600 и 1700 °С [18]. Адекватность построенных математических моделей проверялась по трем контрольным точкам, не входящим в матрицу планирования эксперимента, с помощью *t*-критерия при уровне значимости 0,01.

Графическое изображение результатов математического моделирования представлено в виде диаграмм состав – свойство на рис. 1, 2. Сплошными линиями

Таблица 1. Состав шлака 16 точек плана локального симплекса

Table 1. Composition of slag in 16 points of the local simplex plan

Индекс шлака	Состав шлака						
	в координатах псевдокомпонентов, дол. ед.				в координатах исходных компонентов, мас. %		
	X_1	X_2	X_3	X_4	CaO	SiO ₂	B ₂ O ₃
Y_1	1,00	0	0	0	37,00	37,00	3
Y_2	0	1,00	0	0	52,86	21,14	3
Y_3	0	0	1,00	0	50,71	20,29	6
Y_4	0	0	0	1,00	35,50	35,50	6
Y_{12}	0,67	0,33	0	0	42,29	31,71	3
Y_{13}	0,33	0,67	0	0	47,57	26,43	3
Y_{21}	0	0,67	0,33	0	52,14	20,86	4
Y_{22}	0	0,33	0,67	0	51,43	20,57	5
Y_{31}	0	0	0,67	0,33	45,64	25,36	6
Y_{32}	0	0	0,33	0,67	40,57	30,43	6
Y_{41}	0,33	0	0	0,67	36,00	36,00	5
Y_{42}	0,67	0	0	0,33	36,50	36,50	4
Y_{121}	0,67	0	0,33	0	41,57	31,43	4
Y_{122}	0,33	0	0,33	0,33	41,07	30,93	5
Y_{131}	0,33	0,33	0,33	0	46,86	26,14	4
Y_{132}	0,33	0	0,67	0	46,14	25,86	5

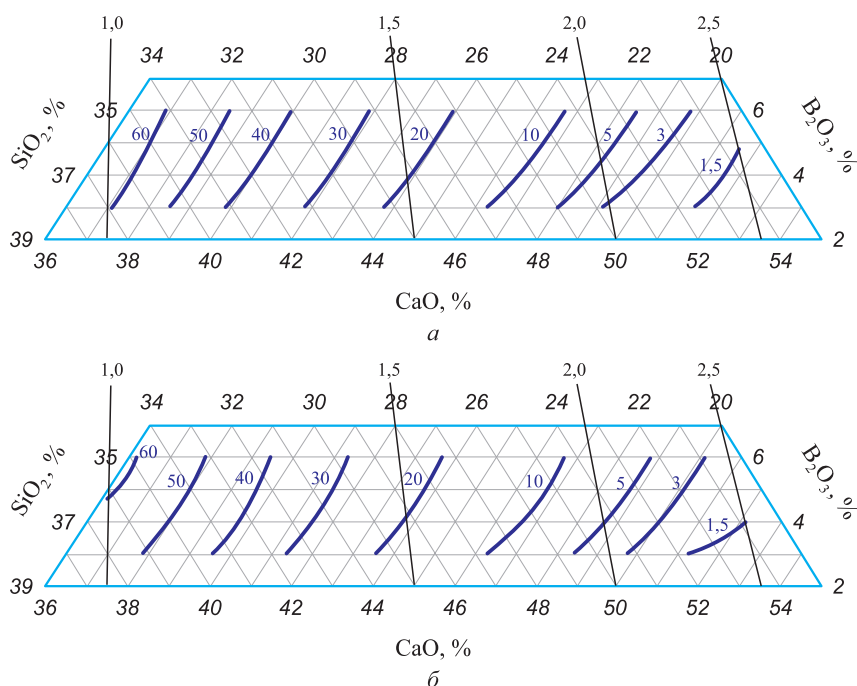


Рис. 1. Зависимость коэффициента равновесного межфазного распределения хрома от химического состава шлака при 1600 (а) и 1700 °С (б)

Fig. 1. Dependence of the coefficient of equilibrium interphase distribution of chromium on the slag chemical composition at 1600 (a) and 1700 °C (б)

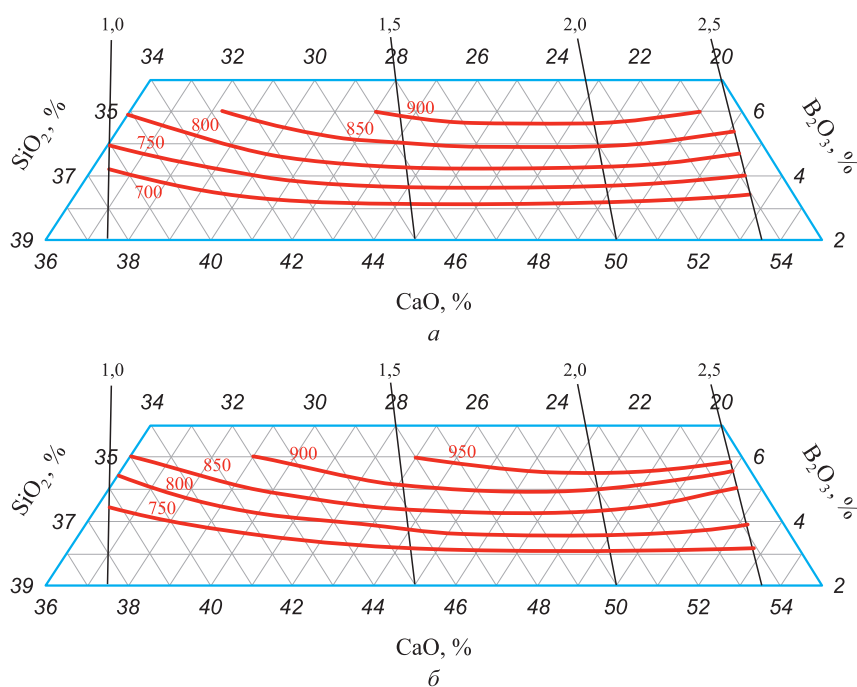


Рис. 2. Зависимость коэффициента равновесного межфазного распределения бора от химического состава шлака при 1600 (а) и 1700 °С (б)

Fig. 2. Dependence of the coefficient of equilibrium interphase distribution of boron on the slag chemical composition at 1600 (a) and 1700 °C (б)

показаны изолинии равновесного межфазного распределения хрома и бора, тонкими линиями – основность шлака (CaO/SiO_2) с указанием значения.

Наряду с термодинамическим моделированием равновесного межфазного распределения хрома и бора, были проведены высокотемпературные эксперимен-

тальные исследования с использованием электрической печи сопротивления в магнезиальных тиглях в токе аргона при температуре 1600 °С. Время выдержки низкоуглеродистой нержавеющей стали под шлаками базовых точек локального симплекса составляло 30 мин. Измерение температуры проведено с помощью вольфрам-рениевой термопары BP5/20. Образцы металла готовили из стружки нержавеющей стали марки AISI 304 и стали ЗСП, а также шлака двух базовых точек Y_1 и Y_3 (табл. 1). Навеску измельченного металла и шлака брали в массовых количествах 75 и 50 г для достижения максимальной поверхности контакта фаз и исключения влияния массы металлической и шлаковой фаз на коэффициенты межфазного распределения хрома и бора [19].

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты термодинамического моделирования равновесного межфазного распределения хрома и бора в зависимости от основности шлаков изучаемой оксидной системы и температуры приведены в табл. 2 и на рис. 1, 2.

В диапазоне изменения основности шлака от 1,0 до 1,5 и концентрации оксида бора от 3 до 6 мас. % наблюдается снижение коэффициента межфазного распределения хрома с $60 \cdot 10^{-3}$ до $20 \cdot 10^{-3}$ при температуре 1600 °С (рис. 1, а). Повышение основности шлаков до 2,5 приводит при изменении концентрации

оксида бора с 5 до 3 % к снижению коэффициента межфазного распределения хрома до $1,5 \cdot 10^{-3}$, что говорит о более эффективном развитии процесса восстановления хрома с ростом основности формируемых шлаков. Рост концентрации оксида бора сопровождается незначительным ухудшением процесса восстановления хрома. Увеличение содержания B_2O_3 в шлаке с 3 до 6 % сопровождается (например, при основности 2,0) повышением коэффициента равновесного межфазного распределения хрома с $3 \cdot 10^{-3}$ до $5 \cdot 10^{-3}$ при температуре 1600 °С (рис. 1, а). Рост температуры с 1600 до 1700 °С оказывает слабое влияние на коэффициент межфазного распределения хрома (табл. 2). Его величина при температуре 1700 °С в рассматриваемом диапазоне основности и содержания оксида бора сохраняется на уровне от $60 \cdot 10^{-3}$ до $1,5 \cdot 10^{-3}$ (рис. 1, б).

В диапазоне основности формируемых шлаков от 1,0 до 2,5 с ростом концентрации оксида бора с 3 до 6 % наблюдается повышение коэффициента равновесного межфазного распределения бора с 700 до 900 (рис. 2, а). При этом явно прослеживается влияние оксида бора на коэффициент равновесного межфазного распределения при слабом влиянии основности. Например, в диапазоне основности 1,5 – 2,5, коэффициент равновесного межфазного распределения бора при концентрации его оксида 5,7 – 6,0 % находится на уровне 900. Уменьшение концентрации оксида бора до 5,0 – 5,3 % в рассматриваемом диапазоне основности сопровождается снижением коэффициента рав-

Таблица 2. Коэффициент равновесного межфазного распределения хрома и бора

Table 2. Interfacial distribution coefficient of chromium and boron

Индекс шлака	Основность (CaO/SiO ₂)	1600 °С		1700 °С	
		$L_{Cr} \cdot 10^{-3}$	L_B	$L_{Cr} \cdot 10^{-3}$	L_B
Y_1	1,0	60,28	619,114	56,26	642,657
Y_2	2,5	0,90	654,000	0,98	724,683
Y_3	2,5	2,16	887,343	2,31	983,439
Y_4	1,0	69,43	796,648	64,95	845,092
Y_{12}	1,3	27,53	677,126	25,63	710,389
Y_{13}	1,8	6,71	685,229	7,21	733,197
Y_{21}	2,5	1,19	745,779	1,48	802,996
Y_{22}	2,5	1,60	822,055	1,95	845,092
Y_{31}	1,8	12,89	922,397	12,85	976,023
Y_{32}	1,3	36,95	885,245	33,96	921,957
Y_{41}	1,0	66,68	751,965	60,48	777,277
Y_{42}	1,0	63,46	694,136	57,51	719,056
Y_{121}	1,3	31,45	762,105	29,07	797,220
Y_{122}	1,3	34,20	830,599	31,51	866,934
Y_{131}	1,8	8,73	780,574	9,09	831,897
Y_{132}	1,8	11,07	858,519	11,22	911,182

новесного межфазного распределения бора до 850. Аналогичная закономерность в поведении коэффициента равновесного межфазного распределения бора наблюдается при достижении концентрации оксида бора на уровне 3,0 – 3,4 %.

Увеличение температуры процесса до 1700 °С приводит к незначительному повышению L_B на 50 ед. и ухудшает процесс восстановления бора (рис. 2, б).

Положительное влияние основности формируемых шлаков в изучаемом диапазоне химического состава на процесс восстановления хрома и бора можно качественно объяснить с позиции формирования фазового состава (табл. 3) и термодинамики реакций восстановления хрома и бора алюминием и кремнием (табл. 4).

Состав хромосодержащих фаз низкоосновного шлака Y_1 , согласно результатам термодинамического моделирования (табл. 3), представлен преимущественно фазами Cr_2O_3 и $CaO \cdot Cr_2O_3$, количество которых снижается в процессе восстановления хрома с 8,1 и 5,4 % до 0,7 и 0,4 % соответственно. При этом процесс восстановления хрома за счет кремния преимущественно протекает по реакциям (1) и (2) (табл. 4), что подтверждается повышением в конечном шлаке содержания SiO_2 и $CaSiO_3$ с 4,8 и 18,8 % до 5,8 и 20,6 % соответственно (табл. 3). Восстановление хрома за счет алюминия происходит по реакциям (6) и (7) (табл. 4), что подтверждается повышением содержания продуктов этих реакций Al_2O_3 и $CaO \cdot Al_2O_3$ с 0,8 и 0,3 % до 1,2 и 0,4 % (табл. 3).

Восстановление хрома из низкоосновного шлака Y_4 (основность 1,0) протекает по тем же реакциям, что и для шлака Y_1 . Для низкоосновных шлаков характерно восстановление хрома преимущественно алюминием по реакциям (6) и (7) с частичным развитием сили-

котермических реакций (1) и (2) (табл. 4), что объясняется более высоким отрицательным значением ΔG алюмотермических реакций по сравнению с силикотермическими.

В высокоосновном шлаке Y_2 (основность 2,5) в присутствии большого количества свободного CaO восстановление хрома кремнием происходит более активно по реакциям (2) – (4) (табл. 4). Из-за высокой основности шлака содержание $CaO \cdot Cr_2O_3$ в Y_2 значительно выше, чем в низкоосновном Y_1 . В связи с этим значительное количество данной фазы восстанавливается алюминием по реакции (7) (табл. 4). При этом отмечено, что хромосодержащие фазы после восстановления хрома присутствуют в незначительных количествах, т. е. наблюдается уменьшение Cr_2O_3 с 1,0 до 0,002 %, а $CaO \cdot Cr_2O_3$ с 15,1 до 0,02 % (табл. 3). Аналогичным образом происходит восстановление хрома из высокоосновного шлака Y_3 .

Бор незначительно восстанавливается из шлаков, поскольку изменение свободной энергии Гиббса реакций его восстановления алюминием и кремнием из боратов кальция минимальное, что и обеспечивает незначительный переход бора в металл для всех изучаемых составов шлака по реакциям (8) – (10) (табл. 4).

Для проверки адекватности результатов термодинамического моделирования межфазного распределения хрома и бора проведены высокотемпературные экспериментальные исследования. В результате эксперимента установлено, что содержание Cr_2O_3 в шлаке при 1600 °С составляет 0,96 мас. %, что соответствует коэффициенту межфазного распределения $49,8 \cdot 10^{-3}$. Межфазное распределение бора при этом достигает 648 при остаточном содержании B_2O_3 в шлаке 3,89 мас. %. В целом результаты эксперимента близки к термоди-

Таблица 3. Фазы шлака, участвующие в процессе восстановления хрома и бора при температуре 1600 °С

Table 3. Slag phases involved in reduction of chromium and boron at 1600 °C

Фаза, %	Шлак							
	Y_1		Y_2		Y_3		Y_4	
	до	после	до	после	до	после	до	после
Cr_2O_3	8,1	0,7	1,0	0,002	1,6	0,007	8,7	0,9
$CaO \cdot Cr_2O_3$	5,4	0,4	15,1	0,020	14,2	0,040	4,5	0,4
$Ca_2B_2O_5$	4,4	4,2	2,8	3,4	7,5	9,0	7,9	7,6
$Ca_3B_2O_6$	0,5	0,4	15,1	5,6	10,2	8,1	0,6	0,6
Al_2O_3	0,8	1,2	0,3	0,6	0,4	0,8	0,8	1,3
$CaO \cdot Al_2O_3$	0,3	0,4	2,1	3,1	1,6	2,3	0,2	0,3
CaO	0,2	0,2	5,0	3,4	2,7	1,8	0,2	0,2
SiO_2	4,8	5,8	0	0,1	0,1	0,2	6,0	6,9
$CaSiO_3$	18,8	20,6	3,2	5,0	4,3	6,8	17,9	19,4
$2CaO \cdot SiO_2$	8,9	9,0	33,7	37,2	26,4	27,9	6,5	6,6
$3CaO \cdot 2SiO_2$	10,0	10,8	6,1	11,0	6,9	11,9	6,7	7,2

Таблица 4. Изменение энергии Гиббса реакций восстановления хрома и бора из оксидов при 1600 °С

Table 4. Change in Gibbs energy during reduction of chromium and boron from oxides at 1600 °C

Номер	Химические реакции	ΔG_{1600} , кДж
Восстановление хрома		
(1)	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 1,5\text{Si} = 2\text{Cr} + 1,5\text{SiO}_2$	–210,95
(2)	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 1,5\text{Si} + 1,5\text{CaO} = 1,5 \text{CaSiO}_3 + 2\text{Cr}$	–347,82
(3)	$1,3\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Si} + 3\text{CaO} = 3\text{CaO} \cdot 2\text{SiO}_2 + 2,7\text{Cr}$	–542,6
(4)	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 1,5\text{Si} + 3\text{CaO} = 1,5 \cdot 2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 + 2\text{Cr}$	–441,64
(5)	$\text{CaO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3 + 1,5\text{Si} = 2\text{Cr} + \text{CaO} + 1,5\text{SiO}_2$	–141,83
(6)	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + 2\text{Cr}$	–421,04
(7)	$\text{CaO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = \text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 + 2\text{Cr}$	–408,11
Восстановление бора		
(8)	$\text{Ca}_2\text{B}_2\text{O}_5 + 2\text{Al} = 2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 + 2\text{B}$	–50,148
(9)	$\text{Ca}_3\text{B}_2\text{O}_6 + 2\text{Al} = 3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 + 2\text{B}$	–78,91
(10)	$\text{Ca}_3\text{B}_2\text{O}_6 + 1,5\text{Si} = 1,5 \cdot 2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 + 2\text{B}$	–12,79

на химическому моделированию, а разница между ними объясняется кинетическими факторами.

Выводы

В результате термодинамического моделирования получены новые данные, на основе которых построены аппроксимирующие математические модели соотношения состав – свойство с графическим отображением в виде диаграмм равновесного межфазного распределения хрома и бора в зависимости от температуры процесса, содержания B_2O_3 и основности изучаемой оксидной системы. Построенные диаграммы позволили количественно оценить влияние описанных выше факторов на равновесное межфазное распределение хрома и бора.

Установлено, что повышение основности оксидной системы с 1,0 до 2,5 при прочих равных условиях благоприятно влияет на полноту восстановления хрома. При этом рост концентрации оксида бора сопровождается незначительным снижением степени восстановления хрома. Повышение температуры процесса не оказывает существенного влияния на восстановление хрома, однако негативно влияет на восстановление бора. Установлено, что процесс восстановления хрома происходит преимущественно за счет алюминия с частичным развитием силикотермических реакций. Проведенный высокотемпературный эксперимент подтвердил результаты термодинамического моделирования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Илларионов А.Г., Греб С.В., Юровских А.С., Волокитина Е.А., Гилев М.В., Азорина Т.С. Применение металлических материалов для медицинских имплантатов. *Вестник Ивановской медицинской академии*. 2017;22(4):46–50.
- Илларионов А.Г., Греб С.В., Юровских А.С., Волокитина Е.А., Гилев М.В., Азорина Т.С. Usage of metal materials for medical implants. *Bulletin of the Ivanovo Medical Academy*. 2017;22(4):46–50. (In Russ.).
- Бельтюков Е.А., Шартдинов Р.Р., Лобанова Л.А. и др. Влияние бора на свойства нержавеющей стали. В кн.: *Уральская школа молодых металлургов: материалы XXI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых 07–11 февраля 2022, Екатеринбург*. Екатеринбург: Издательство Уральского университета; 2022:394–399.
- Capitan M.J., Lefebvre S., Traverse A., Paul A., Odriozola J.A. Anomalous scattering study of oxide scales formed at 1173 K on surface modified stainless steel. *Journal of Materials Chemistry*. 1998;8(10):2293–2298. <https://doi.org/10.1039/A802233J>
- Wei D.B., Huang J.X., Zhang A.W., Jiang Z.Y., Tieu A.K., Shi X., Jiao S.H., Qu X.Y. Study on the oxidation of stainless steels 304 and 304L in humid air and the friction during hot rolling. *Wear*. 2009;267(9-10):1741–1745. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.11.030>
- Грибков А.А., Бродов А.А. Настоящее и будущее рынка нержавеющей стали России. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2021;77(2):193–199. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2021-2-193-199>
- Gribkov A.A., Brodov A.A. Present and future of Russian market of stainless steel. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2021;77(2):193–199. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2021-2-193-199>
- Токовой О.К. Аргонокислородное рафинирование нержавеющей стали: Монография. Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ; 2015:250.
- Cai J., Li J. Decarburization and chromium conservation model in AOD refining process of 304 stainless steel. In: *12th Int. Symp. on High-Temperature Metallurgical Processing. The Minerals, Metals & Materials Series*. Springer: Cham; 2022:71–80. https://doi.org/10.1007/978-3-030-92388-4_7

8. Поволоцкий Д.Я., Гудим Ю.А. Производство нержавеющей стали. Челябинск: Издательство ЮУрГУ; 1988:236.
9. Корниевский В.Н., Панченко А.И., Логозинский И.Н. и др. Разработка технологии внепечной обработки электростали с применением пегматита как заменителя плавикового шпата. *Современная электрометаллургия*. 2015;(4):38–46.
Kornievskii V.N., Panchenko A.I., Logozinskii I.N., etc. Development of technology for ladle-furnace processing of electric steel using pegmatite as a substitute for fluorspar. *Sovremennaya elektrometallurgiya*. 2015;(4):38–46. (In Russ.).
10. Morii L., Kumura Sh., Mori H., Shinkai M., Sakuma H. Development of new refining process for manufacture of stainless steel. *DENKI-SEIKO*. 1993;64(1):4–12.
<https://doi.org/10.4262/denkiseiko.64.4>
11. Hongming W., Tingwang Z., Hua Z. Effect of B_2O_3 on melting temperature, viscosity and desulfurization capacity of CaO-based refining flux. *ISIJ International*. 2011;51(5): 702–708. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.51.702>
12. Forsbacka L. Experimental study and modelling of viscosity of chromium containing slags: Dr. Tech. Sci. Diss, Helsinki; 2007:88.
13. Wu T., Zhang Y., Yuan F., An Z. Effects of the Cr_2O_3 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>
14. Акбердин А.А., Киреева Г.М., Ким А.С. Физические свойства борсодержащих доменных шлаков. *Комплексное использование минерального сырья*. 1996;(3):27–31.
Akberdin A.A., Kireeva G.M., Kim A.S. Physical properties of boron-containing blast furnace slags. *Kompleksnoe ispol'zovanie mineral'nogo syr'ya*. 1996;(3):27–31. (In Russ.).
15. Бабенко А.А., Жучков В.И., Уполовникова А.Г., Кель И.Н. Изучение вязкости шлаков системы CaO – SiO₂ – B₂O₃ – 25 % Al₂O₃ – 8 % MgO. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(10):820–825.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-10-820-825>
Babenko A.A., Zhuchkov V.I., Upolovnikova A.G., Kel' I.N. Study of the viscosity of slags of CaO – SiO₂ – B₂O₃ – 25 % Al₂O₃ – 8 % MgO system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017;60(10):820–825. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-10-820-825>
16. Mills K.C., Yuan L., Li Z., Zhang G.H., Chou K.C. A review of the factors affecting the thermophysical properties of silicate slags. *High Temperature Materials and Processes*. 2012;31(4–5):301–321.
<https://doi.org/10.1515/htmp-2012-0097>
17. Назюта Л.Ю., Тихонюк Л.С., Костыря И.Н. и др. Особенности микролегирования бором при выплавке низколегированных конструкционных сталей. *Металл и литье Украины*. 2018;298–299(3–4):18–27.
Nazyuta L.Yu., Tikhonyuk L.S., Kostyrya I.N., etc. Features of microalloying with boron in the smelting of low-alloy structural steels. *Metall i lit'e Ukrainy*. 2018;298–299(3–4): 18–27. (In Russ.).
18. Ким В.А., Николай Э.Н., Акбердин А.А. и др. Планирование эксперимента при исследовании физико-химических свойств металлургических шлаков: Методическое пособие. Алма-Ата: Наука; 1989:116.
19. Бороненков В.Н., Зиниград М.И., Леонтьев Л.И. и др. Моделирование структуры, свойств и процессов межфазного взаимодействия в системе металл-оксидный расплав-газ. Екатеринбург: УрО РАН; 2010:452.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Анатолий Алексеевич Бабенко, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник, руководитель отдела черной металлургии, Институт металлургии Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Владимир Иванович Жучков, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии Уральского отделения РАН

E-mail: ntm2000@mail.ru

Илья Николаевич Кель, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии Уральского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-6411-6932

E-mail: dunnington@mail.ru

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

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

Anatoly A. Babenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher, Head of the Department of Ferrous Metallurgy, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-0734-6162

E-mail: babenko251@gmail.com

Vladimir I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science

E-mail: ntm2000@mail.ru

Il'ya N. Kel', Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-6411-6932

E-mail: dunnington@mail.ru

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

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

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. А. Бабенко – разработка и предложение матрицы планирования эксперимента, обсуждение и анализ полученных данных, редактирование текста.

В. И. Жучков – обсуждение и анализ полученных данных, редактирование текста.

И. Н. Кель – проведение термодинамического моделирования, написание текста.

А. Г. Уполовникова – визуализация данных, редактирование текста.

Р. Р. Шартдинов – написание текста, подготовка проб для рентгенофазового анализа.

A. A. Babenko – development and proposal of an experiment planning matrix, discussion and analysis of results, editing the text.

V. I. Zhuchkov – discussion and analysis of results, editing the text.

I. N. Kel' – thermodynamic modeling, writing the text.

A. G. Upolovnikova – data visualization, editing the text.

R. R. Shartdinov – writing the text, preparing the samples for X-ray phase analysis.

Поступила в редакцию 25.10.2023

После доработки 31.10.2023

Принята к публикации 28.03.2024

Received 25.10.2023

Revised 31.10.2023

Accepted 28.03.2024

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES



УДК 621.785.532:536.46

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-360-365



Оригинальная статья

Original article

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ АЗОТИРОВАНИЯ ФЕРРОСИЛИКОХРОМА В РЕЖИМЕ ФИЛЬТРАЦИОННОГО ГОРЕНИЯ

К. А. Болгару¹, А. А. Ререр¹, В. И. Верещагин², А. А. Акуликин¹

¹ Томский научный центр Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, Академический пр., 10/4)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 30)

✉ regerwork1@gmail.com

Аннотация. В работе изучены процессы азотирования ферросиликохрома в режиме горения в условиях естественной фильтрации азота и представлены результаты исследования влияния основных параметров синтеза (давление газообразного азота, диаметр образцов и размер исходных частиц) на максимальную температуру и процесс горения исходной порошковой шихты. Горение ферросиликохрома протекает устойчиво в стационарном режиме с образованием макрооднородной азотированной композиции, которая по результатам рентгенофазового анализа содержит в своём составе две нитридные фазы – нитрид хрома и нитрид кремния. Взаимодействие исходного порошка с газообразным азотом в режиме фильтрационного горения протекает по следующей вероятной химической реакции: $3\text{CrSi}_2 + 3\text{Si} + 3\text{FeSi}_2 + 11,5\text{N}_2 = 3\text{CrN} + 5\text{Si}_3\text{N}_4 + 3\text{Fe}$. Увеличение диаметра исходных образцов незначительно влияет на количество поглощенного азота и приводит к замедлению продвижения фронта волны горения. При повышении давления газообразного реагента наблюдается увеличение количества поглощенного азота и скорости горения. Более тонкое измельчение исходного порошка позволяет увеличить количество поглощенного азота и скорость горения. Определено, что при уплотнении исходного образца реализовать реакцию горения невозможно. Максимальная температура горения в зависимости от условий азотирования изменяется в пределах от 2400 до 2650 °С и повышается при увеличении давления газообразного азота, диаметра исходных образцов и дисперсности порошка ферросиликохрома. Реализовать азотирование ферросиликохрома в режиме горения возможно при давлении газообразного азота не менее 3 МПа, диаметре исходных образцов не менее 3,5 см и размере исходных частиц не более 100 мкм. Оптимальными параметрами азотирования ферросиликохрома является давление газообразного азота 5 МПа, диаметр образцов 5 см, размер исходных частиц менее 100 мкм и насыпная плотность порошка 2,23 г/см³.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, фильтрационное горение, азотирование, нитриды, ферросплав, порошковая металлургия

Для цитирования: Болгару К.А., Ререр А.А., Верещагин В.И., Акуликин А.А. Физико-химические процессы азотирования ферросиликохрома в режиме фильтрационного горения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):360–365.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-360-365>

PHYSICAL AND CHEMICAL PROCESSES DURING NITRIDING OF CHROMIUM FERROSILICON BY FILTRATION COMBUSTION

K. A. Bolgaru¹, A. A. Reger¹, V. I. Vereshchagin², A. A. Akulinkin¹

¹ Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (10/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

² National Research Tomsk Polytechnic University (30 Lenina Ave., Tomsk 634050, Russian Federation)

✉ regerwork1@gmail.com

Abstract. In this paper, the nitriding of chromium ferrosilicon is carried out in the combustion mode under the condition of natural nitrogen filtration. The authors studied the effect of the key parameters (pressure of gaseous nitrogen, diameter and dispersity of starting samples) on the maximum temperature and combustion of the starting powder mixture based on chromium ferrosilicon. The combustion synthesis of chromium ferrosilicon proceeds steadily in the stationary mode with formation of a macrohomogeneous nitrided composition which, according to the results of X-ray phase analysis, contains two nitride phases - chromium nitride and silicon nitride. Interaction of the initial powder with gaseous nitrogen in the filtration combustion mode proceeds by the following probable chemical reaction: $3\text{CrSi}_2 + 3\text{Si} + 3\text{FeSi}_2 + 11,5\text{N}_2 = 3\text{CrN} + 5\text{Si}_3\text{N}_4 + 3\text{Fe}$. Increasing the diameter of the starting samples slightly affects the amount of absorbed nitrogen and slows the propagation of the combustion wave front. An increase in the pressure of gaseous nitrogen increases the amount of absorbed nitrogen and the combustion rate. Increasing the dispersity of the starting powder increases the amount of absorbed nitrogen and the combustion rate. It was found that the combustion reaction is not possible with

a dense initial sample. The maximum combustion temperature, depending on the nitriding conditions, varies between 2400 and 2650 °C and increases with increasing gaseous nitrogen pressure, diameter of the initial samples and dispersion of chromium ferrosilicon powder. It is possible to realise nitriding of chrome ferrosilicon in the combustion mode at the pressure of gaseous nitrogen not less than 3 MPa, diameter of initial samples not less than 3.5 cm and size of initial particles not more than 100 µm. Optimal parameters of nitriding are gaseous nitrogen pressure of 5 MPa, diameter of samples 5 cm, size of initial particles less than 100 µm and bulk density of samples (2.23 g/cm³).

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, combustion synthesis, nitriding, nitrides, ferroalloy, powder metallurgy

For citation: Bolgaru K.A., Reger A.A., Vereshchagin V.I., Akulinkin A.A. Physical and chemical processes during nitriding of chromium ferrosilicon by filtration combustion. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):360–365. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-360-365>

ВВЕДЕНИЕ

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) основан на высокоэкзотермических реакциях, которые протекают в форме волны горения в самораспространяющемся режиме. Метод СВС имеет несомненные достоинства: энергоэффективность, малое время синтеза, экологичность и простота оборудования [1 – 3].

В настоящее время методом фильтрационного СВС в среде азота получено большое количество материалов, в частности нитридных [4 – 6]. Ряд нитридных материалов обладает уникальными физико-химическими свойствами [7 – 9]. Они могут быть использованы в производстве компонентов газотурбин [10], теплоотводных радиаторов [11], режущих инструментов [12; 13], фотокатализаторов [14], полупроводников [15] и т. д.

Наиболее перспективно в методе фильтрационного СВС применение доступных и относительно дешевых ферросплавов. При использовании в процессах СВС ферросплавов возможно получить нитридный материал с относительно низкой себестоимостью без потери качества продукта [16; 17]. Железо, входящее в состав ферросплавов, оказывает каталитическое действие на процесс азотирования остальных элементов, которые входят в состав исходной смеси [18]. Таким образом железо позволяет увеличить интенсивность и глубину азотирования исходного материала. Имеется достаточно большой объем работ, посвященных фильтрационному горению простых ферросплавов. Подробно изучены закономерности азотирования ферросилиция [19 – 21], а также фильтрационного горения феррохрома и феррованадия [22]. В работе [23] проведено исследование горения в азоте промышленного ферротитана. В монографии [24] описано азотирование ферробора и феррониобия в режиме горения.

Однако интересным и малоизученным является использование в процессах фильтрационного горения сложных ферросплавов. Сложными ферросплавами являются сплавы железа с двумя и более элементами. На данный момент изучено СВС горение ферросиликоалюминия [25] и ферроалюмосиликоциркония [2].

Целью данной работы является исследование процессов горения ферросиликохрома в режиме самораспространения в условиях естественной фильтрации азота для получения нитридсодержащего композиционного материала на основе нитрида хрома и нитрида кремния.

ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходного материала был использован ферросиликохром (ФСХ). Рентгенофазовый анализ показал, что данный ферросплав является многофазным и содержит в своем составе CrSi₂, Si и FeSi₂ (рис. 1). По результатам химического анализа состав ФСХ, мас. %: 49,4 Si; 29,7 Cr; 20,7 Fe; остальное – оксиды. Для проведения азотирования в режиме самораспространения исходный ФСХ измельчали в шаровой мельнице и высушивали в сушильном вакуумном шкафу при температуре 150 °C в течение 3 ч.

Азотирование исходного ФСХ проводили в установке постоянного давления объемом 3 л. Для синтеза исходную порошковую смесь помещали в газопроницаемый контейнер, установленный на непроводящей подставке. Поверх исходной шихты насыпали поджигающий состав. К поджигающему составу подводили спираль для проведения электрического импульса от трансформатора. После подачи электрического импульса инициировалась реакция горения поджигающего состава. Затем тепло, выделившееся в результате горения поджигающего состава, инициировало реакцию горения исходного порошка ФСХ. После прохождения фронта волны горения и полного остывания непрореагировавший азот сбрасывали и вынимали азотированные образцы для дальнейших физико-химических исследований.

Фазовый состав изучали на дифрактометре Shimadzu XRD-6000. Содержание кислорода и азота определяли на приборе LEKO-ONH 836. Максимальную температуру горения находили при помощи термопарного

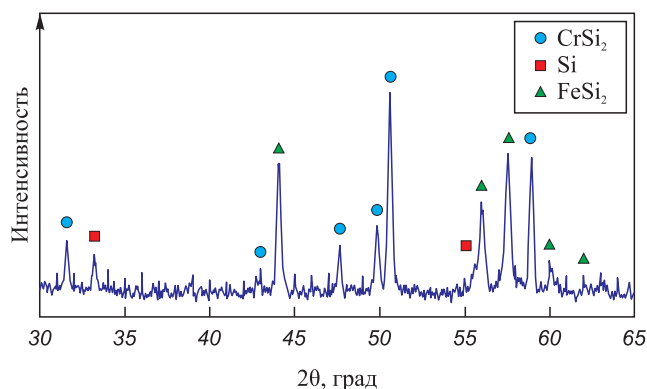


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма ферросиликохрома

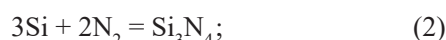
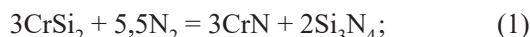
Fig. 1. X-ray diffraction pattern of chromium ferrosilicon

метода с использованием вольфрам-рениевых термопар (ВР 5/20) на приборе АЦП ЛА20USB.

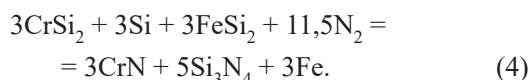
РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Горение ферросиликохрома протекает в стационарном режиме. Азотированные образцы, полученные на основе ФСХ, являются макрооднородными. Изображение азотированного ФСХ показано на рис. 2.

Ниже приведены вероятные химические реакции взаимодействия исходной шихты на основе ФСХ с азотом:



Суммарное уравнение химической реакции выглядит следующим образом:



Реакция (4) соответствует полному азотированию исходного ФСХ (при степени превращения, равной 1). Ввиду скоротечности процессов СВС исходная шихта находится в зоне реакции относительно малое время и не успевает в полной мере прореагировать с азотом. Теоретически рассчитано, что максимальное количество поглощенного азота ферросиликохромом составляет 28,99 %.

Продукт азотирования ФСХ является многофазным материалом и содержит в своем составе $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\alpha\text{-Fe}$,

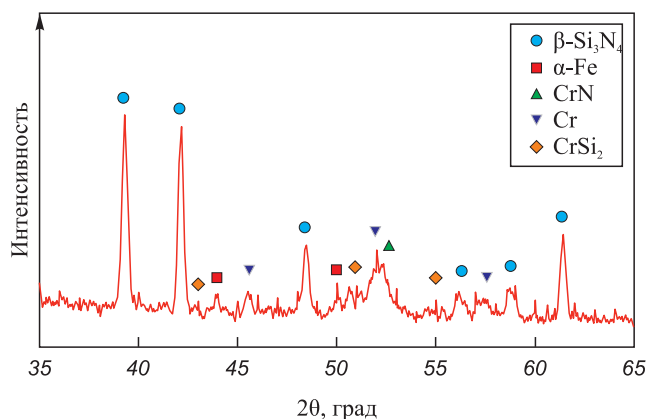


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма азотированного ферросиликохрома

Fig. 3. X-ray diffraction pattern of nitrated chromium ferrosilicon

CrN, Cr и CrSi_2 . Наличие Cr и CrSi_2 свидетельствует о неполноте протекания реакции азотирования исходного порошка (рис. 3).

На максимальную температуру, процесс и возможность реализации фильтрационного горения в самораспространяющемся режиме в значительной степени влияют такие параметры, как давление газообразного реагента, диаметр образцов, размер частиц и плотность исходного материала.

На рис. 4 приведена зависимость количества поглощенного азота и скорости горения от диаметра образцов. Исследование влияния диаметра проводили в диапазоне от 35 до 65 мм. Горение ФСХ возможно инициировать при диаметре исходных образцов не менее 35 мм. Увеличение диаметра незна-



Рис. 2. Образец азотированного ферросиликохрома

Fig. 2. Sample of nitrated chromium ferrosilicon

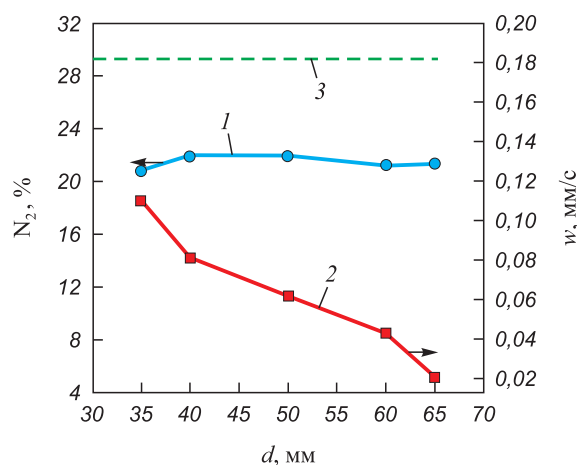


Рис. 4. Зависимость количества поглощенного азота (1) и скорости горения (2) от диаметра образцов (3 – теоретически рассчитанное максимальное количество поглощенного азота) при $P = 5 \text{ МПа}$, $D > 100 \text{ мкм}$ и $\rho = 2,23 \text{ г/см}^3$

Fig. 4. Dependence of the content of absorbed nitrogen (1) and combustion rate (2) on diameter of the starting samples (3 – theoretically calculated maximum amount of absorbed nitrogen) at $P = 5 \text{ МПа}$, $D > 100 \text{ мкм}$ and $\rho = 2.23 \text{ г/см}^3$

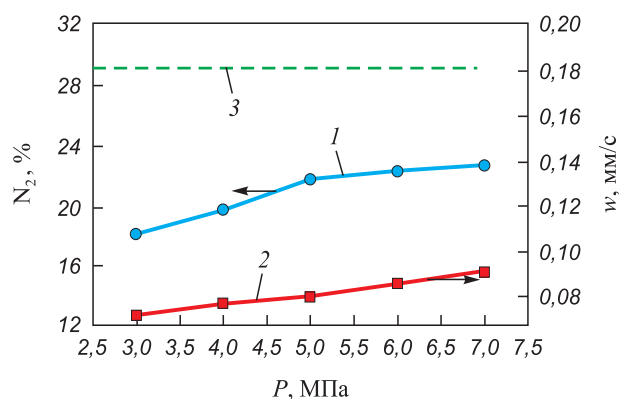


Рис. 5. Зависимость количества поглощенного азота (1) и скорости горения (2) ферросиликохрома от давления газообразного азота (3 – теоретически рассчитанное максимальное количество поглощенного азота) при $d = 50$ мм, $\rho = 2,23$ г/см³ и $D > 100$ мкм

Fig. 5. Dependence of the content of absorbed nitrogen (1) and combustion rate (2) on pressure of gaseous nitrogen (3 – theoretically calculated maximum amount of absorbed nitrogen) at $d = 50$ mm, $\rho = 2.23$ g/cm³ and $D > 100$ μm

чительно влияет на количество поглощенного азота и приводит к уменьшению скорости горения от 0,11 до 0,021 мм/с. Незначительное изменение количества поглощенного азота связано с тем, что при увеличении диаметра трудность фильтрации на пути доступа азота к зоне реакции значительно усиливается. В то же время в связи с замедлением продвижения фронта волны горения увеличивается время пребывания частиц исходного ФСХ в зоне реакции. Замедление продвижения фронта волны горения связано с увеличением объема порошковой смеси, на прогрев которой затрачивается большое количество тепла. При изменении диаметра максимальное количество поглощенного азота составило около 22 %, что меньше теоретически рассчитанного количества поглощения азота на 6,99 %. При увеличении диаметра исходной порошковой смеси максимальная температура горения ФСХ изменяется от 2400 до 2650 °С.

В лабораторной установке объемом 3 л наиболее предпочтительно реализовать горение образцов диаметром 50 мм.

Увеличение давления приводит к ускорению фильтрации газообразного азота и соответственно увеличению концентрации газа реагента в зоне химической реакции. Горение ФСХ при давлении азота менее 3 МПа реализовать не удалось. Увеличение давления газообразного азота приводит к увеличению количества поглощенного азота от 18,3 до 22,8 % и скорости горения от 0,073 до 0,092 мм/с. В диапазоне давления азота от 5 до 7 МПа изменение количества поглощенного азота становится менее выражено. Повышение давления азота более 7 МПа нецелесообразно. Это связано с тем, что при 5 МПа влияние давления на процесс горения становится незначительным (рис. 5). При

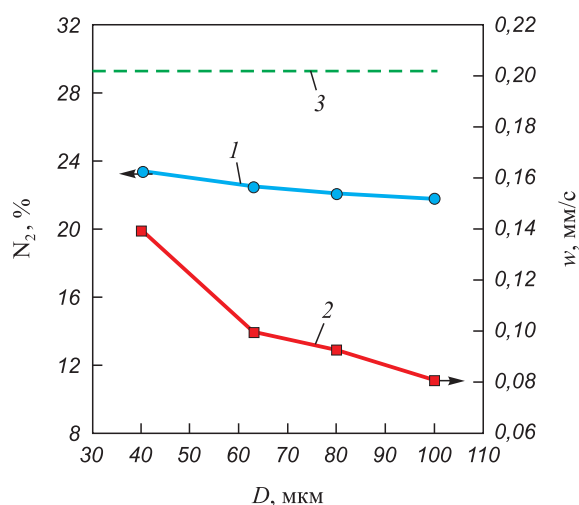


Рис. 6. Зависимость количества поглощенного азота (1) и скорости горения (2) от дисперсности порошка ферросиликохрома (3 – теоретически рассчитанное максимальное количество поглощенного азота) при $d = 50$, $P = 5$ МПа и $\rho = 2,23$ г/см³

Fig. 6. Dependence of the content of absorbed nitrogen (1) and combustion rate (2) on dispersity of the starting powder (3 – theoretically calculated maximum amount of absorbed nitrogen) at $d = 50$ mm, $P = 5$ MPa and $\rho = 2.23$ g/cm³

реализации горения ФСХ при давлении 7 МПа образец содержит азота на 6,29 % меньше теоретически рассчитанного значения. При увеличении давления газообразного азота от 3 до 7 МПа повышается максимальная температура горения от 2350 до 2600 °С.

Горение ФСХ с размером частиц более 100 мкм и в отсутствии мелкой фракции (менее 63 мкм) реализовать не удалось. При уменьшении размера частиц исходного материала увеличивается количество поглощенного азота от 21,9 до 23,5 % и скорость горения от 0,081 до 0,140 мм/с. Рост дисперсности исходного материала приводит к увеличению удельной поверхности, способной реагировать (рис. 6). Уменьшение размера частиц ФСХ приводит к повышению максимальной температуры от 2400 до 2490 °С.

Повышение плотности исходной порошковой смеси проводили путем прессования исходного порошка в прессформах в таблетки диаметром и высотой 40 мм. Горение спрессованного порошка, который сохраняет форму таблетки ($\rho = 2,52$ г/см³), реализовать не удалось. Таким образом, были использованы образцы только насыпной плотности (2,23 г/см³).

Выводы

Горение ферросиликохрома протекает в стационарном режиме и приводит к получению однородных затворенных образцов без капель расплава и трещин.

Увеличение диаметра приводит к уменьшению скорости горения от 0,11 до 0,021 мм/с и незначительно влияет на количество поглощенного азота. При повы-

шении давления азота происходит рост количества поглощенного азота (18,3 – 22,8 %) и скорости горения (0,073 – 0,092 мм/с) ферросиликохрома. Уменьшение дисперсности исходного материала позволяет увеличить количество поглощенного азота от 21,9 до 23,5 % и скорость горения от 0,081 до 0,14 мм/с. Незначительное повышение плотности исходного порошка приводит к невозможности реализации реакции горения ферросиликохрома в среде азота.

Рост максимальной температуры горения происходит при увеличении давления газообразного азота от 3 до 7 МПа (от 2350 до 2600 °С), диаметра исходных образцов от 35 до 65 мм (от 2400 до 2650 °С) и уменьшении размера частиц исходной шихты от менее 100 до менее 40 мкм (от 2400 до 2490 °С).

Устойчивое горение в режиме самораспространения образцов порошка ФСХ возможно при давлении азота не менее 3 МПа, диаметре образцов не менее 3,5 см, размере частиц менее 100 мкм в присутствии мелкой фракции (менее 63 мкм) и плотности образца не более 2,23 г/см³. Оптимально проводить азотирование исходного ферросиликохрома в условиях естественной фильтрации азота при давлении 5 МПа, диаметре образца 5 см, размере частиц исходного материала менее 100 мкм и насыпной плотности образца (2,23 г/см³).

Продукт азотирования ферросиликохрома содержит в своем составе β -Si₃N₄, CrN, α -Fe, Cr и CrSi₂. Наличие Cr и CrSi₂ свидетельствует о неполноте протекания реакции азотирования исходного ферросиликохрома. При этом насыщение азотом составляет 21,9 %, что меньше теоретически рассчитанного максимального количества поглощенного азота на 7,09 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Чухломина Л.Н., Витушкина О.Г. СВС-азотирование ферросилиция в присутствии ильменита. *Известия вузов. Серия: Химия и химическая технология*. 2011;54(5): 105–108.
Chukhlomina L.N., Vitushkina O.G. SHS nitriding of ferro-silicon with ilmenite. *ChemChemTech*. 2011;54(5):105–108. (In Russ.).
2. Болгару К.А., Верещагин В.И., Рeger А.А. Синтез композиции нитридов кремния, алюминия и циркония азотированием в режиме горения сложного ферросплава – ферроалюмосиликоциркония. *Известия вузов. Серия: Химия и химическая технология*. 2021;64(7):68–74.
<https://doi.org/10.6060/ivkkt.20216407.6362>
Bolgaru K.A., Vereshchagin V.I., Reger A.A. Synthesis of composite of silicon nitride, aluminium nitride, zirconium nitride from complex ferroalloy – ferro-aluminium-silicon-zirconium by nitriding in combustion mode. *ChemChemTech*. 2021;64(7):68–74. (In Russ.).
<https://doi.org/10.6060/ivkkt.20216407.6362>
3. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. Москва: Машиностроение; 2007:567.
4. Won H.I., Won C.W., Nersisyan H.H., Yoon K.S. Salt-assisted combustion synthesis of silicon nitride with high α -phase content. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;496(1-2): 656–659. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.02.157>
5. Yeh C.L., Liu E.W. Combustion synthesis of chromium nitrides by SHS of Cr powder compacts under nitrogen pressures. *Journal of Alloys and Compounds*. 2006;426(1-2): 131–135. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.01.082>
6. Yeh C.L., Chuang H.C. Experimental studies on self-propagating combustion synthesis of niobium nitride. *Ceramics International*. 2004;30(5):733–743.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2003.10.001>
7. Zhang J., Ge Y., Tian Z., Sun S., Cui W., Liu G., Chen K. Combustion synthesis of α -Si₃N₄ with green additives. *Ceramics International*. 2019;45(5):6594–6596.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.12.147>
8. Zhang Y., He X., Han J., Du S. Combustion synthesis of hexagonal boron-nitride-based ceramics. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001;116(2-3):161–164.
[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)01023-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01023-8)
9. Chen Y.X., Li J.T., Du J.S. Cost effective combustion synthesis of silicon nitride. *Materials Research Bulletin*. 2008;43(6):1598–1606.
<https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2007.06.051>
10. Won H.I., Won C.W., Nersisyan H.H., Yoon K.S. Salt-assisted combustion synthesis of silicon nitride with high α -phase content. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;496(1-2): 656–659. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.02.157>
11. Juang R.C., Chen C.C. Combustion synthesis of hexagonal aluminum nitride crystal by aluminum carbides. *Materials Science and Engineering: A*. 2007;458(1-2):210–215.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.01.004>
12. Fang S. Morphological study of a cubic boron nitride (CBN) cutting tool and characterization of its wear scenarios in abrasive machining process. *Ceramics International*. 2020;46(11B):19491–19498.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.04.302>
13. Sugihara T., Nishimoto Y., Enomoto T. Development of a novel cubic boron nitride cutting tool with a textured flank face for high-speed machining of Inconel 718. *Precision Engineering*. 2017;48:75–82.
<https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2016.11.007>
14. Akulinkin A., Bolgaru K., Reger A. Facile synthesis of porous g-C₃N₄/ β -SiAlON material with visible light photocatalytic activity. *Materials Letters*. 2021;305:130788.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130788>
15. Hua Q., Ma B., Hu W. Aluminum, gallium, and indium nitrides. *Encyclopedia of Materials: Technical Ceramics and Glasses*. 2021;3:74–83.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.12065-X>
16. Зиятдинов М.Х. Из истории азотированных ферросплавов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020; 63(10):773–781.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-10-773-781>
Ziatdinov M.Kh. From the history of nitrided ferroalloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(10):773–781. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-10-773-781>
17. Манашев И.Р., Гаврилова Т.О., Шатохин И.М., Зиятдинов М.Х., Леонтьев Л.И. Утилизация дисперсных отходов ферросплавного производства на базе металлургического СВС-процесса. *Известия вузов. Черная*

- металлургия. 2020;63(8):591–599.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-591-599>
- Manashev I.R., Gavrilova T.O., Shatokhin I.M., Ziatdinov M.Kh., Leont'ev L.I. Utilization of dispersed waste of ferroalloy production on the basis of metallurgical SHS-process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(8):591–599. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-591-599>
18. Zhang M., Chen Z., Huang J., Wang S., Xiong Q., Feng Z., Liu Q., Sun Z., Li X. In situ nitriding reaction formation of β -Sialon with fibers using transition metal catalysts. *Ceramics International*. 2019;45(17A):21923–21930.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.07.204>
 19. Chukhlomina L.N., Maksimov Yu.M., Kitler V.D., Vitushkina O.G. Mechanism and features of nitriding of ferrosilicon in the combustion regime. *Combustion, Explosion, Shock Waves*. 2006;42(3):309–316.
<https://doi.org/10.1007/s10573-006-0056-0>
 20. Ma C., Li Y., Chen J., Zhu S., Li B. Cost-effective manufacture and synthesis mechanism of ferrosilicon nitride porous ceramic with interlocking structure. *Ceramics International*. 2021;47(4):5265–5272.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.10.107>
 21. Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M. Self-propagating high-temperature synthesis of ferrosilicon nitride. *Steel in Translation*. 2008;38(1):39–44.
<https://doi.org/10.3103/S0967091208010130>
 22. Зиятдинов М.Х., Шатохин И.М., Леонтьев Л.И. Технология СВС композиционных ферросплавов часть 1. Металлургический СВС процесс. Синтез нитридов феррованадия и феррохрома. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(5):339–347.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-5-339-347>
 - Ziatdinov M.Kh., Shatokhin I.M., Leont'ev L.I. SHS technology of composition ferroalloys. Part I. Metallurgical SHS process. Synthesis of ferrovanadium and ferrochromium nitrides. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(5):339–347. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-5-339-347>
 23. Glazunov A.A., Maksimov Yu.M., Chukhlomina L.N., Braverman B.Sh., Avramchik A. N. Combustion of ferrotitanium in nitrogen. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*. 2020;56(2):137–141.
<https://doi.org/10.1134/S0010508220020033>
 24. Чухломина Л.Н., Максимов Ю.М., Верещагин В.И. Самораспространяющейся высокотемпературный синтез композиционных нитридосодержащих керамических материалов. Новосибирск: Наука; 2012:260.
 25. Bolgaru K., Reger A., Vereshchagin V., Akulinkin A. Combustion synthesis of porous ceramic β -Si₃N₄-based composites with the use of ferroalloys. *Ceramics International*. 2021;47(24):34765–4773.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.09.015>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Константин Александрович Болгару, к.т.н., старший научный сотрудник, Томский научный центр Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0001-6772-8192
E-mail: kbolgaru2008@yandex.ru

Konstantin A. Bolgaru, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-6772-8192
E-mail: kbolgaru2008@yandex.ru

Антон Андреевич Рeger, младший научный сотрудник, Томский научный центр Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0001-5269-8576
E-mail: regerwork1@gmail.com

Anton A. Reger, Junior Researcher, Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-5269-8576
E-mail: regerwork1@gmail.com

Владимир Иванович Верещагин, д.т.н., профессор, Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: vver@tpu.ru

Vladimir I. Vereshchagin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., National Research Tomsk Polytechnic University
E-mail: vver@tpu.ru

Александр Александрович Акуликин, младший научный сотрудник, Томский научный центр Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0002-7020-969X
E-mail: akulinkinalex@gmail.com

Aleksandr A. Akulinkin, Junior Researcher, Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-7020-969X
E-mail: akulinkinalex@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

К. А. Болгару – научное руководство, формирование целей и задач, написание статьи, доработка текста, корректировка выводов.
А. А. Рeger – написание статьи, проведение синтеза, анализ полученных данных, визуализация.
В. И. Верещагин – научное руководство, написание статьи, доработка текста, корректировка выводов.
А. А. Акуликин – проведение физико-химических анализов, обработка данных.

K. A. Bolgaru – scientific guidance, formation of goals and objectives, writing and revision of the text, correction of conclusions.
A. A. Reger – writing the text, conducting synthesis, analysis of the obtained data, visualization.
V. I. Vereshchagin – scientific guidance, writing and revision of the text, correction of conclusions.
A. A. Akulinkin – conducting physicochemical analysis, data processing.

Поступила в редакцию 13.10.2023
 После доработки 13.11.2023
 Принята к публикации 28.03.2024

Received 13.10.2023
 Revised 13.11.2023
 Accepted 28.03.2024

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХINNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS

УДК 621.771.25

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-366-368

Краткое сообщение
Short Report

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОДОЛЬНОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ПОЛОСЫ В СИСТЕМЕ ПРОКАТНАЯ КЛЕТЬ – НЕПРИВОДНОЕ ДЕЛИТЕЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО

А. Р. Фастыковский[✉], В. А. Вахроломеев, А. Г. Никитин

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

✉ omd@sibsiu.ru

Аннотация. В современном промышленном и гражданском строительстве в больших объемах используется различный металлопрокат, наибольшую долю в котором занимают арматурные профили, производимые на мелкосортных станах. Постоянно растущая потребность в арматурном прокате требует повышения объемов производства. Наиболее перспективна в этом плане технология прокатки – разделения, которая при относительно небольших материальных затратах позволяет на действующих прокатных станах существенно повысить объем производства арматурных профилей при снижении энергозатрат. Однако, несмотря на очевидные преимущества технологии прокатки – разделения с использованием неприводных делительных устройств, большие затруднения вызывает правильное определение рациональных режимов ведения процесса с учетом особенностей производства и компоновки оборудования, что связано с недостаточной теоретической изученностью. Одной из основных проблем является определение допустимого расстояния в системе прокатная клеть – неприводное делительное устройство. Проведенные исследования позволили предложить зависимость для определения максимально допустимого расстояния в системе прокатная клеть – неприводное делительное устройство из соображений продольной устойчивости полосы с учетом размера и формы поперечного сечения разделяемого сочлененного профиля, характера защемления, напряжения подпора. Экспериментально установлено, что при определении допустимого расстояния между прокатной клетью и неприводным делительным устройством коэффициент приведения длины целесообразно принимать равным 0,7.

Ключевые слова: арматурные профили, прокатка – разделение, условие устойчивости, допустимое расстояние, коэффициент приведения длины

Для цитирования: Фастыковский А.Р., Вахроломеев В.А., Никитин А.Г. Определение продольной устойчивости полосы в системе прокатная клеть – неприводное делительное устройство. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2024;67(3):366–368.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-366-368>

DETERMINATION OF LONGITUDINAL STABILITY OF STRIP IN ROLLING CAGE – NON-DRIVE DIVIDING DEVICE SYSTEM

A. R. Fastyskovskii[✉], V. A. Vakhrolomeev, A. G. Nikitin

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

✉ omd@sibsiu.ru

Abstract. In modern industrial and civil construction, various rolled metal products are used in greater volumes. The largest share of them is occupied by rebar profiles produced at small-grade mills. The ever-growing demand for rebar rolling requires an increase in production volumes. The most promising technology in this regard is rolling – separation, which, with relatively low material costs, allows operating rolling mills to significantly increase the production volume of rebar profiles while reducing energy consumption. However, despite the obvious advantages of rolling – separation technology using non-drive dividing devices, it is very difficult to correctly determine the rational modes of conducting the process taking into account the peculiarities of production and equipment layout, which is due to insufficient theoretical knowledge. One of the main problems is determination of the permissible distance in the rolling cage – non-drive dividing device system. The conducted studies allowed us to propose a dependence for determining the maximum permissible distance in the rolling cage – non-drive dividing device system for reasons of longitudinal stability of the strip, taking into account the size and shape of cross-section of the split articulated profile, the nature of pinching, and the backstretch stress. It was experimentally established that when determining the permissible distance between rolling cage and non-drive dividing device, it is advisable to take the length reduction coefficient equal to 0.7.

Keywords: reinforcing profiles, rolling – separation, stability condition, permissible distance, length reduction coefficient

For citation: Fastykovskii A.R., Vakhrolomeev V.A., Nikitin A.G. Determination of longitudinal stability of strip in rolling cage – non-drive dividing device system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):366–368. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-366-368>

Современные реалии характеризуются активным ростом промышленного и гражданского строительства. Передовые строительные технологии базируются на все большем применении сборных конструкций из железобетона и металлопроката [1 – 3]. Постоянно увеличивающаяся потребность в строительном прокате вызывает необходимость решения этой проблемы за счет поиска путей, отличающихся небольшим сроком окупаемости, низкими затратами на перевооружение производства и существенным ростом производительности. Всем вышеприведенным требованиям отвечает технология прокатки – разделения [4; 5]. В настоящий момент технология прокатки – разделения развивается по двум направлениям. Характерной особенностью является место, где происходит продольное разделение: в одном случае – это валки прокатной клети, одновременно формирующие и разделяющие сочлененный профиль, в другом – это отдельно стоящее неприводное делительное устройство. На большинстве современных прокатных станов второму способу отдают предпочтение, так как разделение операций формирования сочлененного профиля и последующее продольное разделение в отдельно стоящем неприводном устройстве существенно упрощает настройку оборудования [6 – 9]. Однако такая компоновка создает условия вероятной потери естественной продольной устойчивости в случае ошибочного выбора расстояния между прокатной клетью, формирующей сочлененный профиль, и неприводным делительным устройством. В настоящее время эта задача решается методом проб и ошибок, что приводит к увеличению количества брака и непредвиденным простоям основного прокатного оборудования.

Использование методов 3D моделирования не позволяет оценить допустимое расстояние, обеспечивающее естественную продольную устойчивость [10]. Для оценки опасности потери продольной устойчивости полосы, нахождения предельного расстояния между прокатной клетью и неприводным делительным устройством предложена зависимость, полученная с использованием известной формулы Эйлера [11]:

$$l_{\max} = \frac{\pi \sqrt{E i_{\min}^2}}{\sqrt{\sigma_2 k}} \quad \text{при} \quad \frac{\sigma_2}{\sigma_s} \leq 1,$$

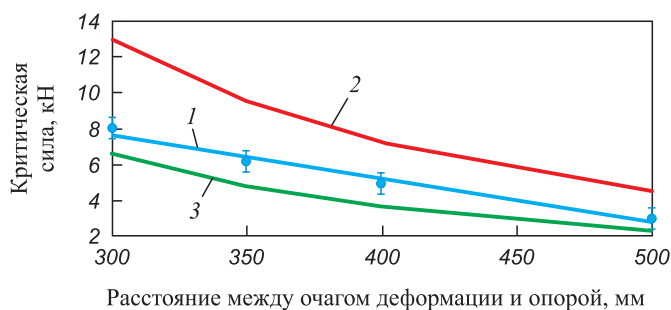
где $l_{\max}$ – наибольшее допустимое расстояние между прокатной клетью, формирующей сочлененный профиль, и неприводным делительным устройством, отвечающее условию продольной устойчивости; E – модуль упругости первого рода, МПа; k – коэффициент приведения длины; $i_{\min}$ – минимальный радиус инерции сечения; σ_2 – напряжение подпора, необходимое для продольного разделения неприводным делительным

устройством; σ_s – сопротивление деформации разделяемого материала.

Как следует из приведенной зависимости, величина максимально допустимого расстояния зависит от напряжения подпора, необходимого для продольного разделения, формы и площади поперечного сечения сочлененного профиля, которые характеризуются минимальным радиусом инерции, модулем упругости первого рода и коэффициентом приведения длины. Из рассмотренных выше факторов, влияющих на максимально допустимое расстояние между прокатной клетью и неприводным делительным устройством, существенное воздействие оказывает коэффициент приведения длины, который изменяется в пределах от 0,5 до 2,0 в зависимости от характера защемления [11].

Для определения коэффициента приведения длины при реализации процесса прокатки – разделения были проведены лабораторные эксперименты, в которых сравнивали критическую силу, соответствующую моменту потери устойчивости, полученную по формуле Эйлера и опытным путем. Полученные экспериментальные и теоретические данные при коэффициенте приведения длины 0,5 и 0,7 показаны на рисунке.

Согласно полученным данным, при определении естественной продольной устойчивости полосы в системе прокатная клеть – неприводное делительное устройство необходим коэффициент приведения длины, равный 0,7, что позволяет получать значения более близкие к экспериментальным данным. При коэффициенте приведения длины 0,7 расчетные данные получаются на 10 – 15 % меньше экспериментальных. При практическом использовании это дает запас надежности при определении допустимого расстояния в системе прокатная клеть – неприводное делительное устройство.



Зависимость критической силы от расстояния между очагом деформации и местом защемления:
1 – экспериментальные результаты; 2 и 3 – расчетные значения по формуле Эйлера при коэффициенте приведения длины 0,5 и 0,7

Dependence of critical force on the distance between the source of deformation and the place of pinching:
1 – experimental results; 2 and 3 – calculated values according to the Euler formula with a length reduction coefficient of 0.5 and 0.7

Выводы

Получена зависимость, позволяющая оценить максимально допустимое расстояние между прокатной клетью и неприводным делительным устройством, гарантирующая продольную устойчивость полосы при реализации технологии прокатки – разделения. Экспериментально установлено, что коэффициент приведения длины при технологии прокатки – разделения с использованием неприводного делительного устройства целесообразно принимать равным 0,7.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. You Y.-J., Park Y.-H., Kim H.-Y., Park J.-S. Hybrid effect on tensile properties of FRP rods with various material compositions. *Composite Structures*. 2007;80(1):117–122. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2006.04.065>
2. Liu J., Wang F., Zhou H., Wang E., Cao P. Study on shear strength of glass fiber-reinforced polymer (GFRP) rebar concrete piles with circular cross-sections. *China Civil Engineering Journal*. 2016;(9):103–109.
3. Yazdanbakhsh A., Bank L.C., Chen C. Use of recycled FRP reinforcing bar in concrete as coarse aggregate and its impact on the mechanical properties of concrete. *Construction and Building Materials*. 2016;121(6):278–284. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.05.165>
4. Danchenko V., Dyja H., Lesik L., Mashkin L., Milenin A. Technologia i modelowanie procesów walcowania w wyk-

rojach. In: *Politechnika Częstochowska, Prace Dydaktyczne Wydziału Inżynierii Procesowej, Materialowej i Fizyki Stosowanej, Seria: Metalurgia*. 2002;(28):326–328:417–418.

5. Michałowski M., Turczyn S., Nowakowski A. Analiza płynięcia metalu w wykrojach rozcinających stosowanych do walcowania prętów żebrowanych. *Hutnik – Wiadomości Hutnicze*. 2002;69(8-9):342–345.
6. Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я., Фастыковский А.Р., Копылов И.В. Использование технологии прокатки – разделения на стане 250-1. *Сталь*. 2008;(4):78–80. Efimov O.Yu., Chinokalov V.Ya., Fastyskovskii A.R., Kopylov I.V. Use of rolling–separation technology at mill 250-1. *Stal’*. 2008;(4):78–80.
7. Фастыковский А.Р. К вопросу продольного разделения полосы неприводными устройствами в потоке прокатного стана. *Производство проката*. 2009;(3):4–9. Fastyskovskii A.R. On the issue of longitudinal strip separation by non-drive devices in the rolling mill flow. *Proizvodstvo prokata*. 2009;(3):4–9.
8. Matsuo G., Suzuki M. The latest technology of multi – slit rolling. *SEAI Quaterly*. 1995(3):49–58.
9. Следнев В.П. Спаренная прокатка сортовых профилей. Москва: Металлургия; 1988;167.
10. Wisselink H.H., Huetink J. 3D FEM simulation of stationary metal forming processes with applications to slitting and rolling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004;148(3):328–341. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.02.036>
11. Атанян В.Г. Сопротивление материалов. Москва: Изд-во Юрайт; 2023;438.

Сведения об авторах

Андрей Ростиславович Фастыковский, д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением и материаловедения. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-9259-9038
E-mail: omd@sibsiu.ru

Владимир Анатольевич Вахроломеев, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением и материаловедения. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: vladimir170581@mail.ru

Александр Григорьевич Никитин, д.т.н., профессор кафедры механики и машиностроения, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-9198-6386
E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Information about the Authors

Andrei R. Fastyskovskii, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK”, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-9259-9038
E-mail: omd@sibsiu.ru

Vladimir A. Vakhrolomeev, Postgraduate of the Chair “Metal Forming and Metal Science. OJSC “EVRAZ ZSMK”, Siberian State Industrial University
E-mail: vladimir170581@mail.ru

Aleksandr G. Nikitin, Dr. Sci. (Tech.), Professor of the Chair of Mechanics and Machine Engineering, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-9198-6386
E-mail: nikitin1601@yandex.ru

Вклад авторов

А. Р. Фастыковский – формирование основной концепции, формулирование выводов, научное руководство.
В. А. Вахроломеев – выполнение экспериментальной части работы, написание текста.
А. Г. Никитин – доработка текста, корректировка выводов, обсуждение экспериментальной части.

Contribution of the Authors

A. R. Fastyskovskii – formation of the basic concept, formulation of conclusions, scientific guidance.
V. A. Vakhrolomeev – performing the experiments, writing the text.
A. G. Nikitin – revision of the text, correction of conclusions, discussion of the experiments.

Поступила в редакцию 27.12.2023
После доработки 15.01.2024
Принята к публикации 16.01.2024

Received 27.12.2023
Revised 15.01.2024
Accepted 16.01.2024



УДК 621.78.013

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-369-376



Оригинальная статья

Original article

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРЕВА СЛЯБА В ПЕЧИ С ШАГАЮЩИМИ БАЛКАМИ С УЧЕТОМ ИХ КРИВИЗНЫ

А. В. Варгин[✉], И. А. Левицкий

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

[✉ mr.vargin@yandex.ru](mailto:mr.vargin@yandex.ru)

Аннотация. Нагрев слэбов перед горячей прокаткой необходим для придания металлу требуемых пластических свойств. Наиболее эффективны для этого печи с шагающими балками, обеспечивающие подачу теплоты со всех сторон слэба. Однако области нижних поверхностей слэбов, контактирующие с водоохлаждаемыми балками, экранированы от излучения нижних зон обогрева печи и отдают теплоту балкам. Ранее авторами была разработана и программно реализована математическая модель нагрева слэба в печи с шагающими балками, основанная на численном решении методом конечных разностей трехмерной задачи теплопроводности с кусочно-определенными граничными условиями на нижней поверхности слэба. В этой модели для открытых областей нижней поверхности слэба задавались граничные условия, аналогичные условиям на верхней поверхности, а для областей контакта с балками – эффективные граничные условия, учитывающие продолжительность этого контакта. В данной работе модель нагрева слэба модифицирована, она позволяет учитывать кривизну балок и пересчитывать конфигурацию областей с различными граничными условиями на нижней поверхности слэба для каждого положения его вдоль печи. Вариантными расчетами при различных значениях интенсивности теплоотвода от нижних поверхностей слэба к балкам получено, что искривление одиночной балки может существенно изменить характеристику соответствующего «холодного» пятна, но оно практически не влияет на общую характеристику неравномерности нагрева слэба. Однако если искривлению подвергнуть все неподвижные балки, то существенно сокращается итоговый перепад по слэбу вследствие увеличения его минимальной температуры. Установлено, что влияние кривизны балок на температурное поле в конце нагрева тем больше, чем интенсивнее теплоотвод к балкам.

Ключевые слова: математическое моделирование, нагрев слэба, печь с шагающими балками, кривизна балок

Для цитирования: Варгин А.В., Левицкий И.А. Математическое моделирование нагрева слэба в печи с шагающими балками с учетом их кривизны. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):369–376. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-369-376>

MATHEMATICAL MODELING OF SLAB HEATING IN A FURNACE WITH WALKING BEAMS DUE TO THEIR CURVATURE

A. V. Vargin[✉], I. A. Levitskii

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

[✉ mr.vargin@yandex.ru](mailto:mr.vargin@yandex.ru)

Abstract. Slab heating before hot rolling process is necessary for obtaining required metal ductility. The most effective for this purpose are furnaces with walking beams that provide heat supply to all sides of the slab. However, the places of slabs lower surfaces, contacting with water-cooled beams, are shielded from the radiation of the furnace lower heating zones and give the heat to the beams. Previously, the authors developed and programmatically implemented a mathematical model of slab heating in a furnace with walking beams, based on the numerical solution by finite difference method of the three-dimensional heat conduction problem with piecewise defined boundary conditions on the slab bottom surface. In this model, for the open zones of the slab bottom surface, boundary conditions were similar to those on the top surface, and for the zones of contact with the beams were set effective boundary conditions assuming duration of this contact. In this paper, the model was modified to take into account the curvature of the beams and to recalculate the configuration of zones with different boundary conditions on the slab bottom surface for each position of the slab along the furnace. By variant calculations at different values of heat transfer intensity from the slab bottom surfaces to the beams it was determined that curvature of a single beam can significantly change the characteristic of the corresponding “cold” spot, but it practically

does not affect the general characteristic of the slab heating non-uniformity. If all fixed beams are subjected to curvature, the final temperature difference across the slab is significantly reduced due to an increase in its minimum temperature. It was found that the influence of beam curvature on the temperature field at the end of heating process is higher the more intensive the heat transfer to the beams is.

Keywords: mathematical modeling, slab heating, furnace with walking beams, curvature of beams

For citation: Vargin A.V., Levitskii I.A. Mathematical modeling of slab heating in a furnace with walking beams due to their curvature. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):369–376. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-369-376>

ВВЕДЕНИЕ

Наиболее прогрессивными агрегатами, используемыми для нагрева слябов перед прокаткой в производстве горячекатаного листа, считаются печи с шагающими балками, в которых обеспечивается всесторонний подвод теплоты к поверхностям слябов [1]. Обычно такую схему подвода теплоты называют четырехсторонней, поскольку (что подтверждается опытом и расчетами) подвод теплоты к торцевым поверхностям слябов влияет на температурное поле лишь небольших участков слябов, прилегающих к этим поверхностям, а длина слябов в листопрокатном производстве во много раз больше их остальных размеров. Однако, несмотря на наличие нижней зоны обогрева в этих печах, условия подвода теплоты к верхней и нижней поверхностям нагреваемых слябов неодинаковы. Система транспортировки слябов содержит стационарные и подвижные балки, частично экранирующие от продуктов сгорания нижних зон обогрева, находящиеся с ними в контакте области нижней поверхности сляба, а также частично осуществляющие отвод теплоты к элементам системы охлаждения балок в местах контакта.

В результате на нижней поверхности слябов возникают «холодные пятна», влияние которых достигает не только внутренних горизонтальных сечений сляба, но и его верхней поверхности. Одним из способов уменьшения описанной неоднородности температурного поля является придание некоторой кривизны неподвижным балкам системы транспортировки, однако количественно этот эффект изучен недостаточно.

Экспериментальное исследование описанных выше факторов требует применения дорогостоящего современного оборудования [2] и в промышленных условиях затруднено. Поэтому оно используется обычно на этапах начала исследования (с целью получения первичной информации о его объекте) и его завершения (с целью проверки выработанных рекомендаций). Основная часть исследования осуществляется обычно путем математического моделирования процессов, происходящих в рабочем пространстве печи. Сравнение различных моделей нагрева металла в нагревательных печах [3] позволяет классифицировать их на статистические [4; 5], аналитические [6] и численные [7 – 10], причем в редких случаях рассматриваются не только прямые, но и обратные задачи теплопроводности [6; 11]. Математические модели печных процессов также широко применяются для решения оптими-

зационных задач [11 – 15] и используют возможности современных CFD-комплексов [16; 17].

В работе [18] предложена двумерная модель нагрева сляба в толкательной печи, отличительной особенностью которой является совместное решение задачи теплопроводности для нагреваемого сляба и участка опорной (глиссажной) трубы. Однако в этой модели труба направлена вдоль сляба, поэтому (с учетом двумерности модели) протяженность «холодного пятна» может отслеживаться только в направлении ширины сляба.

В работе [19] предложена трехмерная модель нагрева сляба в печи с переменными во времени граничными условиями, имитирующими прохождение слябом различных технологических зон проходной печи. Особенностью этой модели является возможность задания на нижней поверхности сляба кусочно-определенных граничных условий, различных для областей контакта этой поверхности с балками и открытых областей нижней поверхности сляба.

Целью настоящей работы является дальнейшее развитие математической модели нагрева сляба в печи с шагающими балками (с учетом воздействия этих балок на процесс нагрева) в направлении учета влияния возможной кривизны балок системы транспортировки на температурное поле сляба, и применение этой модели для проведения численных экспериментов.

Методы исследования

Разработанная модель представляет собой трехмерную задачу нестационарной теплопроводности в декартовой системе координат для расчетной области в форме параллелепипеда, без внутренних источников теплоты, с зависящими от температуры теплофизическими характеристиками и несимметричными переменными во времени граничными условиями третьего рода [19].

Эта дифференциальная задача не имеет аналитического решения, поэтому решать ее приходится численно, методом конечных разностей (методом баланса) [7; 19; 20].

Этот метод предполагает введение дискретного времени $t_k = k\Delta t$ ($k = 1, 2, \dots$) с постоянным шагом Δt и дискретных координат: $x_i = i\Delta x$ ($i = 0, 1, 2, \dots, n_x$); $y_j = j\Delta y$ ($j = 0, 1, 2, \dots, n_y$); $z_l = l\Delta z$ ($l = 0, 1, 2, \dots, n_z$), которые для данной простой геометрии также изменяются с постоянными шагами Δx , Δy и Δz . Значения n_x , n_y и n_z

называют количеством разбиений заготовки вдоль каждого из координатных направлений.

В результате введения расчетной сетки вся расчетная область разбивается на элементарные объемы, количество которых равно $(n_x + 1)(n_y + 1)(n_z + 1)$. Каждый из этих объемов содержит один узел пространственной сетки, которая задается трехиндексной нумерацией (i, j, l) . На каждом шаге по времени для каждого элементарного объема записываются уравнения элементарного теплового баланса, образующие квазилинейную систему уравнений относительно узловых значений температуры в конце шага по времени. Решение ее общими методами (ввиду выраженной разреженности матрицы коэффициентов) нецелесообразно, в связи с чем более эффективными оказываются итерационные методы [19; 20], позволяющие отказаться от использования громоздких вспомогательных матриц.

Выбор в модели граничных условий третьего рода обусловлен их стабилизирующим влиянием на сходимость итерационного алгоритма, применяемого при решении трехмерной задачи теплопроводности.

В соответствии с этими граничными условиями связь плотности теплового потока q_w на граничной поверхности (например, на верхней поверхности сляба) с ее температурой T_w описывается формулой Ньютона-Рихмана:

$$q_w = \alpha(T_0 - T_w), \quad (1)$$

где T_0 – температура греющей среды, К; α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м²·К).

Учет теплового влияния балок системы транспортировки на тепловые условия на нижней поверхности сляба осуществляется путем разбиения нижней поверхности сляба на прямоугольные участки и задания различных граничных условий для этих участков. Данные прямоугольные участки применительно к рассматриваемой задаче могут быть трех типов:

- всегда открытые части поверхности;
- части поверхности, контактирующие с неподвижными балками;
- части поверхности, контактирующие с подвижными балками (в периоды подъема и перемещения сляба).

Для всегда открытых участков нижней поверхности граничные условия аналогичны условиям на верхней поверхности сляба (1), но с той лишь разницей, что могут отличаться сами значения температуры греющей среды и коэффициента теплоотдачи. Для остальных участков такое условие справедливо лишь в периоды отсутствия контакта с балками. Однако и в периоды контакта с балками для соответствующих участков также можно формально использовать выражение типа (1). В этом случае в качестве температуры среды должна фигурировать температура пароводяной смеси, циркулирующей в системе охлаждения балок,

а в качестве коэффициента теплоотдачи – некоторый условный коэффициент теплопередачи k , Вт/(м²·К), от соответствующего участка нижней поверхности сляба к этой охлаждающей среде. Значение этого коэффициента зависит от конструкции системы транспортировки, и в данной модели является внешним (задаваемым) параметром [7; 19].

Цикл транспортировки сляба состоит из отдельных этапов (подъем сляба, перемещение вперед, опускание сляба, возврат подвижных балок в исходное положение), знание продолжительности которых (а также периода выдачи слябов из печи, периода раскладки слябов вдоль печи и хода штока системы транспортировки) позволяет в каждый момент времени задать граничные условия для каждой области нижней поверхности сляба. Однако такой подход требует производить расчет с шагом по времени не более 1 с, что может существенно увеличить продолжительность расчетной процедуры. В настоящей работе, как и в работе [19], применен более экономичный подход, позволяющий для каждой области контакта задавать средневзвешенные граничные условия типа (1), в которых фигурируют эффективный коэффициент теплоотдачи и эффективная температура среды. При этом вклад в эффективные значения характеристик отдельных периодов пропорционален их продолжительности.

В работе [19] разбиение нижней поверхности сляба на участки разного типа не меняется в процессе нагрева сляба, что соответствует прямым балкам. Особенностью настоящей работы является возможность задания кривизны балок путем представления их осевой линии в виде синусоиды, для которой задаются амплитуда (мм) и период (м). При задании значения амплитуды равным нулю балки считаются прямыми. При задании амплитуды (кривизны) отличной от нуля на каждом расчетном шаге по времени вычисляется продольная координата сляба относительно входного сечения печи, а затем для каждой балки (подвижной и неподвижной) рассчитывается отклонение границ пересечения со слябом относительно начального значения. Эта измененная область контакта сляба с балкой по-прежнему считается прямоугольной (ввиду относительной малости кривизны и ширины балки), но границы ее вдоль сляба смещаются, и уточнение этих границ в алгоритме, предлагаемом в настоящей работе, осуществляется на каждом расчетном шаге по времени.

Программная реализация созданной математической модели осуществлена в визуальной среде разработки Builder C++ версии 6.0. На рис. 1 представлено стартовое окно расчетной программы, в котором для всех балок (помимо их положения, ширины, коэффициента теплопередачи к охлаждающей среде и температуры этой среды) могут быть заданы характеристики кривизны в форме амплитуды синусоиды и ее периода (значения по умолчанию, отображенные на рис. 1, соответствуют прямым балкам).

Исходные данные | Режим | Адаптация

Сляб

Ширина (размер вдоль печи - x), мм: 500
 Толщина (размер по вертикали - y), мм: 250
 Длина (размер вдоль сляба - z), мм: 6000
 Зазор между слябами вдоль печи, мм: 40

$\lambda = 35 + 0.0001 \cdot t_w + 1e-5 \cdot t_w^2$, Вт/(м·К)
 $c = 300 + 0.003 \cdot t_w + 2.4e-6 \cdot t_w^2$, Дж/(кг·К)
 Плотность, кг/м³: 7850
 Начальная температура сляба, °C: 20

Подвижные балки

Общее количество подвижных балок: 4

№	Коорд. мм	Ширина, мм	k, Вт/(м²·К)	T, °C	Крив. мм	Период, м
1	-3675	150	0	190	0	100
2	-1395	150	0	190	0	100
3	1395	150	0	190	0	100
4	3675	150	0	190	0	100

Длительность различных этапов шага и период выдачи, с

Подъем	Шаг вперед	Шаг вниз	Шаг назад	П-д выдачи
16	12	19	9	180

Ход поршня (продольный шаг), мм: 480

Неподвижные балки

Общее количество неподвижных балок: 6

№	Коорд. мм	Ширина, мм	k, Вт/(м²·К)	T, °C	Крив. мм	Период, м
1	-4560	150	0	190	0	100
2	-2535	150	0	190	0	100
3	-754	150	0	190	0	100
4	754	150	0	190	0	100
5	2535	150	0	190	0	100
6	4560	150	0	190	0	100

Параметры разностной схемы

Количество разбиений по ширине (вдоль x): 10
 Количество разбиений по толщине (вдоль y): 10
 Количество разбиений по длине (вдоль z): 100
 Шаг по времени, с: 10
 Шаг по времени вывода на печать, с: 10
 Степень невязки схемы: 0,5
 Допустимая погрешность расчета температуры, °C: 0,001
 Коэффициент нижней релаксации: 0,5

☐ Метод расщепления
☒ Итерационный по x и z
☐ Простая итерация

☐ усреднение по низу сляба

Файлы Excel для сохранения результатов и/или считки исходных данных

☐ Считка исходных данных из файла
☐ Результаты будут записаны в файл

Расчет

Рис. 1. Исходные данные для моделирования

Fig. 1. Input data for modeling

Во вкладке «Режим» (на рис. 1 она закрыта) задаются значения температуры греющей среды и коэффициентов теплоотдачи на каждой грани сляба по этапам нагрева, соответствующим технологическим зонам. Как уже отмечалось, эти значения для всех граней сляба используются непосредственно, а на нижней грани без изменений применяются только к открытым областям, в то время как для областей контакта с балками эти значения используются для вычисления эффективных коэффициентов теплоотдачи и эффективной температуры среды.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 2 представлено изменение температуры вдоль продольной оси нижней поверхности сляба с размерами 250×500×6000 мм, нагретого в печи, оснащенной четырьмя неподвижными (оси показаны зеленой линией) и двумя подвижными (оси показаны синей линией) балками. Результаты получены для трех значений интенсивности передачи теплоты балкам:

- $k = 0$ Вт/(м²·К), соответствует учету только экранирующего эффекта балок;
- $k = 100$ Вт/(м²·К), приближенно соответствует реальным конструкциям рейтеров;
- $k = 50$ Вт/(м²·К), соответствует промежуточным значениям.

Для следующей серии расчетов моделировали искривление одной из неподвижных балок в соответствии с рис. 3. Искривление описали синусоидой

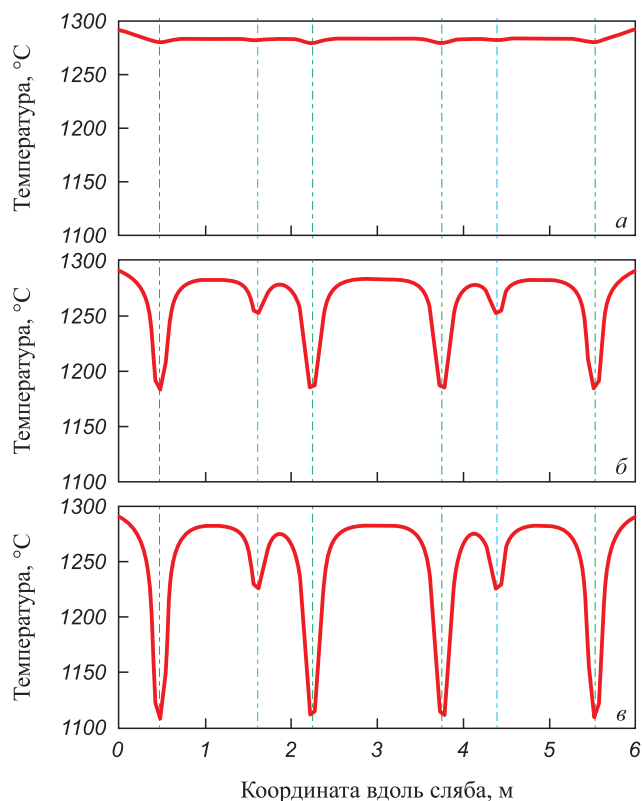


Рис. 2. Изменение температуры вдоль продольной оси нижней поверхности сляба при различной интенсивности теплоотвода к балкам:

a – $k = 0$ Вт/(м²·К); б – $k = 50$ Вт/(м²·К); в – $k = 100$ Вт/(м²·К)

Fig. 2. Temperature change along longitudinal axis of the slab lower surface at different intensity of heat transfer to the beams: a – $k = 0$ W/(m²·K); б – $k = 50$ W/(m²·K); в – $k = 100$ W/(m²·K)

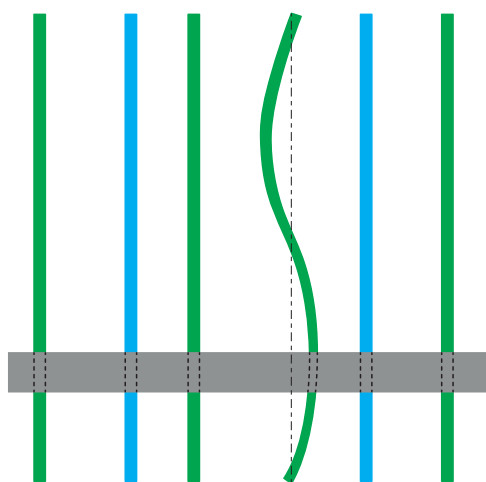


Рис. 3. Схема расположения сляба относительно балок печи при искривлении одной неподвижной балки:

■ – неподвижные балки; ■ – подвижные балки; ■ – сляб

Fig. 3. Layout of the slab in relation to the furnace beams when one fixed beam is curved:

■ – fixed beams; ■ – movable beams; ■ – slab

с амплитудой 200 мм и периодом 5 м (параметры кривизны соответствовали предельно возможным на практике значениям). Результаты моделирования нагрева сляба при этих условиях представлены на рис. 4.

Если в случае нулевой интенсивности теплоотвода (рис. 4, а) влияние искривления балки практически незаметно, то при увеличении интенсивности теплоотвода к балкам возникает заметная асимметрия температурного профиля (рис. 4, б в сравнении с рис. 2, б и рис. 4, в в сравнении с рис. 2, в).

При этом общие характеристики нагрева останутся практически такими же, как и для нагрева с прямыми балками (см. таблицу). В представленной таблице колонки «минимум» и «максимум» содержат минимальные и максимальные значения температуры по всему объему сляба в конце цикла нагрева, колонка «перепад» – разность между ними, а колонка «средняя» – среднемассовую температуру сляба в конце нагрева.

Экстремальные значения конечной температуры сляба для различных вариантов

Extreme values of the final slab temperature for different variants

Описание варианта	k , Вт/(м ² ·К)	Температурный показатель, °С			
		минимум	средняя	максимум	перепад
Прямые балки	0	1278,1	1286,0	1292,0	14,3
Прямые балки	50	1183,0	1278,8	1291,5	108,5
Прямые балки	100	1107,3	1273,3	1291,0	184,0
Одна балка искривлена	0	1277,7	1286,0	1292,0	14,3
Одна балка искривлена	50	1183,0	1278,9	1291,5	108,5
Одна балка искривлена	100	1107,3	1273,3	1291,3	184,0
Все неподвижные балки искривлены	100	1152,6	1273,5	1291,2	138,6

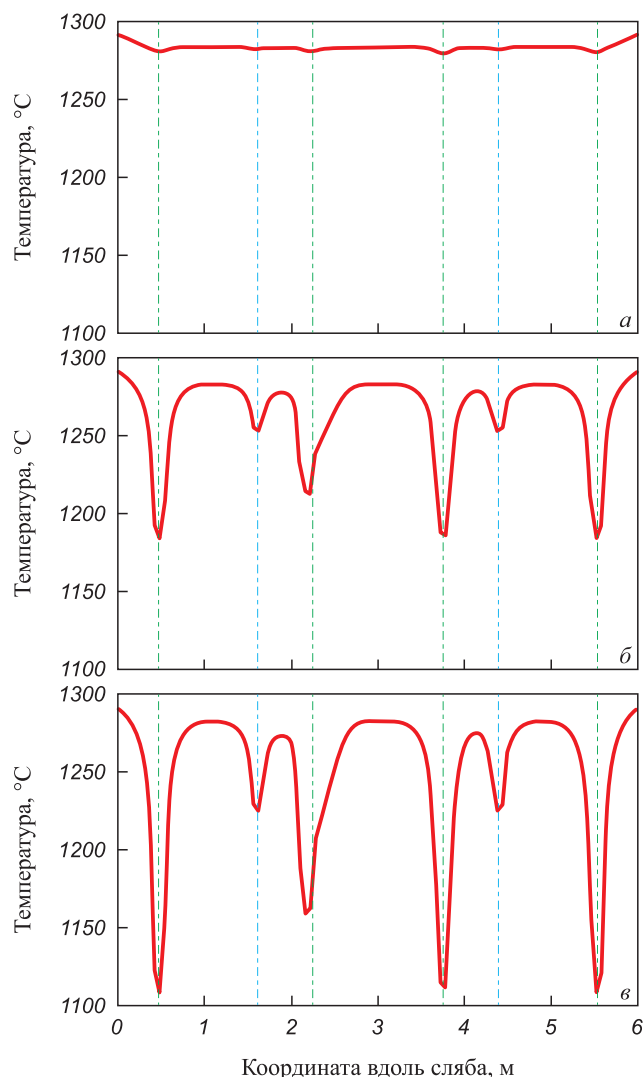


Рис. 4. Изменение температуры вдоль продольной оси нижней поверхности сляба при различной интенсивности теплоотвода к балкам при искривлении одной из балок: а – $k = 0$ Вт/(м²·К); б – $k = 50$ Вт/(м²·К); в – $k = 100$ Вт/(м²·К)

Fig. 4. Temperature change along longitudinal axis of the slab lower surface at different intensity of heat transfer to the beams when one beam is curved:

а – $k = 0$ W/(m²·K); б – $k = 50$ W/(m²·K); в – $k = 100$ W/(m²·K)

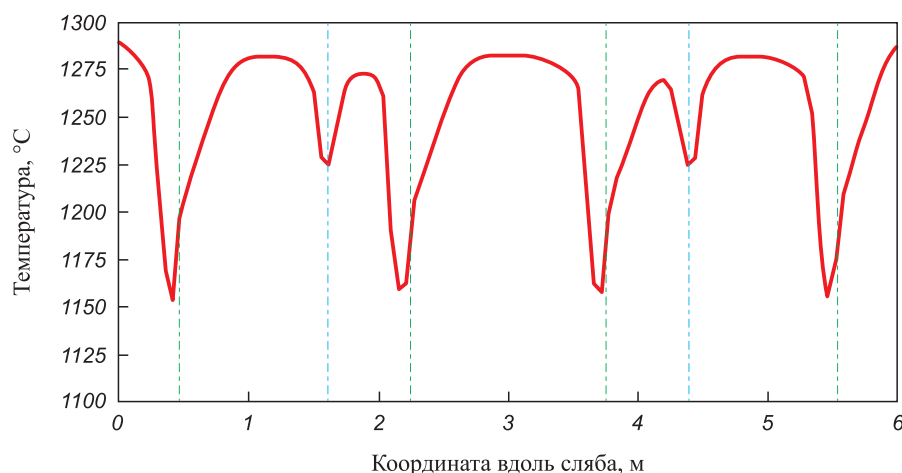


Рис. 5. Изменение температуры вдоль продольной оси нижней поверхности слэба при $k = 100 \text{ Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$ при искривлении всех неподвижных балок

Fig. 5. Temperature change along longitudinal axis of the slab lower surface at $k = 100 \text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ when all fixed beams are curved

На рис. 5 представлен температурный профиль вдоль продольной оси нижней поверхности слэба для случая искривления всех неподвижных балок.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Как видно из полученных результатов, для неподвижных балок «пятно» воздействия глубже (т. е. «холоднее»), чем для подвижных балок. Это обусловлено тем, что при заданных значениях ширины слэба, периода выдачи и параметров механизма транспортировки время контакта участков нижней поверхности слэба с неподвижными балками больше, чем с подвижными.

Наличие теплоотвода от слэбов к балкам создает гораздо большую неравномерность температуры нижней поверхности, чем просто экранирование ее от излучения продуктов сгорания нижних зон обогрева, как видно на рис. 2. Искривление одиночной балки может существенно изменить характеристику соответствующего «холодного» пятна, и этот эффект тем больше, чем сильнее теплоотвод к балкам (рис. 4, б, в). Однако он практически не влияет на общую характеристику неравномерности нагрева (см. таблицу), поскольку при искривлении балки площадь контакта с ней поверхности слэба не изменяется, а только «размазывается» во времени. Но если искривлению подвергнуть все неподвижные балки, то существенно сокращается итоговый перепад по слэбу вследствие увеличения его минимальной температуры, что приводит к повышению однородности температурного поля слэба.

Выводы

Ранее разработанная и программно реализованная авторами математическая модель нагрева слэба в печи

с шагающими балками, учитывающая воздействие этих балок на нижнюю поверхность слэба, модифицирована путем дополнения возможности учета кривизны балок.

Для печи, оснащенной четырьмя неподвижными и двумя подвижными балками, смоделирован нагрев слэба $250 \times 500 \times 6000 \text{ мм}$ по штатному режиму при различной интенсивности теплоотвода к балкам для случаев прямых и искривленных балок.

Установлено, что интенсивность теплоотвода к балкам существенно влияет как на уровень температурного поля слэба, так и на его однородность.

В результате вариантных расчетов получено, что искривление только одной балки изменяет локальные характеристики соответствующего «холодного» пятна, практически не влияя на минимальные, максимальные и среднемассовые значения температуры слэба, а искривление всех балок (как минимум, одного типа) повышает минимальную температуру слэба и увеличивает однородность температурного поля слэба в целом. При этом влияние кривизны балок на температурное поле в конце нагрева (в частности, на его однородность) тем выше, чем интенсивнее теплоотвод к балкам.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Гусовский В.Л., Лифшиц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей: Учебно-справочное издание. Москва: Теплотехник; 2004:400.
2. Улановский А.А., Тааке М., Беленький А.М., Бурсин А.Н., Чибизова С.И. Использование автономной автоматизированной системы фирмы Phoenix ТМ для мониторинга температурного поля нагреваемого металла в металлургических печах. *Черные металлы*. 2019; (9):54–60.

- Ulanovskii A.A., Taake M., Belen'kii A.M., Bursin A.N., Chibizova S.I. Using a Phoenix TM autonomous automated system for monitoring temperature field of metal heated in metallurgical furnaces. *Chernye Metally*. 2019;(9):54–60. (In Russ.).
3. Singh V.K., Talukdar P. Comparisons of different heat transfer models of a walking beam type reheat furnace. *International Communications in Heat and Mass Transfer*. 2013; 47:20–26.
<https://doi.org/10.1016/j.icheatmasstransfer.2013.06.004>
4. Беленький А.М., Богатова М.Ж., Чибизова С.И. Статистическое моделирование нагрева металла в печах с шагающими балками. *Черные металлы*. 2021;(8):32–37.
<https://doi.org/10.17580/chm.2021.08.06>
Belen'kii A.M., Bogatova M.Zh., Chibizova S.I. Statistical modeling of metal heating in furnaces with walking beams. *Chernye Metally*. 2021;(8):32–37. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17580/chm.2021.08.06>
5. Богатова М.Ж., Чибизова С.И. Статистическое моделирование температурных режимов работы нагревательных печей листовых станов горячей прокатки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(5):374–381.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-5-374-381>
Bogatova M.Zh., Chibizova S.I. Statistical modeling of temperature operating modes of heating furnaces for hot strip mills. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(5):374–381. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-5-374-381>
6. Левицкий И.А. Линейная задача теплопроводности для тел правильной формы при граничных условиях третьего рода. *Черные металлы*. 2019;(10):67–72.
Levitskii I.A. The linear heat conduction problem for bodies with a regular shape under boundary conditions of the third kind. *Chernye Metally*. 2019;(10):67–72. (In Russ.).
7. Абдукодилов И.Б. Математическая модель нагрева сляба в печи с шагающими балками: Диссертация магистра: 22.04.02: Москва; 2020:68.
8. Han S.H., Chang D., Kim C.Y. A numerical analysis of slab heating characteristics in a walking beam type reheating furnace. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2010;53(19–20):3855–3861.
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.05.002>
9. Курносов В.В., Левицкий И.А., Прибытков И.А. Исследование нагрева массивных заготовок с различными скоростями в печах периодического действия. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2012;55(9):27–31.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-9-27-31>
Kurnosov V.V., Levitskii I.A., Pribytkov I.A. Massive billets different rates heating in batch furnaces study. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012;55(9):27–31. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-9-27-31>
10. Landfahner M., Schluck C. Numerical and experimental investigation of scale formation on steel tubes in a real-size reheating furnace. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2019;129:460–467.
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.09.110>
11. Курносов В.В., Левицкий И.А. Математическое моделирование нагрева заготовок с переменными теплофизическими характеристиками и теплового режима, соответствующего заданному графику нагрева. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2012;55(7):19–22.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-7-19-22>
Kurnosov V.V., Levitskii I.A. Mathematic simulation of workpieces heating with variable thermal characteristics and thermal condition, corresponding to a given heating curve. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012;55(7):19–22. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-7-19-22>
12. Jang J.-Y., Huang J.-B. Optimization of a slab heating pattern for minimum energy consumption in a walking-beam type reheating furnace. *Applied Thermal Engineering*. 2015;85:313–321.
<https://doi.org/10.1016/J.APPLTHERMALENG.2015.04.029>
13. Tang G., Wu B., Bai D., Wang Y., Bodnar R., Zhou C.Q. Modeling of the slab heating process in a walking beam reheating furnace for process optimization. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2017;113:1142–1151.
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.06.026>
14. Ding J.G., Kong L.P., Guo J.H., Song M.X., Jiao Z.J. Multi-objective optimization of slab heating process in walking beam reheating furnace based on particle swarm optimization algorithm. *Steel Research International*. 2021;92(3): 2000382. <https://doi.org/10.1002/srin.202000382>
15. Tang L., Liu J., Rong A., Yang Z. An effective heuristic algorithm to minimize stack shuffles in selecting steel slabs from the slab yard for heating and rolling. *Journal of the Operational Research Society*. 2001;52(10):1091–1097.
<https://doi.org/10.1057/palgrave.jors.2601143>
16. Tang G., Wu B., Wang Y., Bodnar R., Zhou C. CFD modeling and validation of a dynamic slab heating process in an industrial walking beam reheating furnace. *Applied Thermal Engineering*. 2018;132:779–789.
<https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2018.01.017>
17. Mayr B., Prieler R., Demuth M., Moderer L., Hochenauer C. CFD analysis of a pusher type reheating furnace and the billet heating characteristic. *Applied Thermal Engineering*. 2017;115:986–994.
<https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.01.028>
18. Дружинин Г.М., Самойлович Ю.А., Попов Е.В. Способы снижения термической неоднородности массивных стальных слябов при нагреве в методических нагревательных печах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2013;56(7):27–32.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-7-27-32>
Druzhinin G.M., Samoilovich Yu.A., Popov E.V. Ways to reduce the thermal heterogeneity of massive steel slabs by heating in through the heating furnaces. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013;56(7):27–32. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-7-27-32>
19. Абдукодилов И.Б., Варгин А.В., Левицкий И.А. Математическая модель нагрева сляба в печи с шагающими балками. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(1):112–118.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-1-112-118>
Abdukodirov I.B., Vargin A.V., Levitskii I.A. Simulation of slab heating in a walking beam furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;65(11):112–118.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-1-112-118>
20. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. Москва: Металлургия; 1990:239.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Вячеславович Варгин, аспирант кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0001-8657-8716

E-mail: mr.vargin@yandex.ru

Игорь Анисимович Левицкий, к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-9345-3628

E-mail: lewwwis@mail.ru

Aleksandr V. Vargin, Postgraduate of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0001-8657-8716

E-mail: mr.vargin@yandex.ru

Igor’ A. Levitskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0002-9345-3628

E-mail: lewwwis@mail.ru

Поступила в редакцию 14.09.2023

После доработки 08.01.2024

Принята к публикации 28.02.2024

Received 14.09.2023

Revised 08.01.2024

Accepted 28.02.2024

НАУКОМЕТРИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖУРНАЛА

В 2017 году международная база данных Scopus возобновила индексирование журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия». На инфографике отражены текущие показатели.

Данные предоставлены сайтами <https://www.scopus.com>, <https://www.scimagojr.com> и <https://www.scival.com>



ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ



Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, главный редактор

Е.В. Протопопов, заместитель главного редактора

Е.А. Ивани, ответственный секретарь

Л.П. Башенко, 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 20.06.2024. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 15,25. Заказ 19999. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



Development and implementation of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5 of PJSC Severstal

Energy saving model for related processes in steelmaking

Ways to improve the properties of high-entropy alloys Cantor CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl

Calculations of the phase composition of austenitic high-nitrogen welding wire and study of a welded joint made from it

Effect of heat treatment on structure of austenitic steel 07Cr25Ni13 obtained by WAAM

Grain boundary migration and mechanical properties altering in Fe – 10Ni – 20Cr alloy under irradiation

Nitrogen diffusion along the layer boundaries after nitriding of multilayer materials

Kinetics of deformation fronts during serrated Lüders deformation in α -iron at high temperature

Determination of hydrogen influence on microhardness and microstructure characteristics of aviation alloys

Problems of selection of corrosion-resistant steels and alloys in oil and gas industry for operating conditions

Thermodynamic modeling of interphase distribution of chromium and boron in slags of AOD reduction period

Physical and chemical processes during nitriding of chromium ferrosilicon by filtration combustion

Determination of longitudinal stability of strip in rolling cage – non-drive dividing device system

Mathematical modeling of slab heating in a furnace with walking beams due to their curvature



**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

