

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2025 Том 68 № 1
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Разработка технологии производства профильных труб, обеспечивающей более высокую точность геометрических параметров по сравнению с зарубежными производителями

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Исследование влияния режимов термической обработки на свойства сплава 56ДГНХ

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Развитие исследований физико-химических свойств оксидных и металлических расплавов

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2025 Том 68 № 1
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. Грозов, 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., профессор, ректор, СибГИУ, г. Новокузнецк
В. С. Юсупов, д.т.н., профессор, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

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

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



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

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

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya

Founders:



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@sis.ru

in Novokuznetsk

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

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

- Мозжегоров М.Н., Машенцева М.С. Разработка технологии производства профильных труб, обеспечивающей более высокую точность геометрических параметров по сравнению с зарубежными производителями 8
- Поспелов И.Д. Исследование модуля жесткости клетей чистовой группы непрерывного широкополосного стана горячей прокатки 14
- Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Печковский В.А., Кашин А.Д. Разрушение отпущенной мартенситной стали при растяжении 21
- Невский С.А., Башенко Л.П., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Шамсутдинова Д.В. Влияние наклонного электрического поля на распад струи жидкости в процессах термообработки и наплавки 30
- Громов В.Е., Коновалов С.В., Полевой Е.В. Антология рельсов производства «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» XXI века 40

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Беломытцев М.Ю., Михайлов М.А., Козлов Д.А., Михайлов А.М., Караватский И.И. Исследование влияния режимов термической обработки на свойства сплава 56ДГНХ 44
- Власов И.В., Гордиенко А.И., Семенчук В.М. Влияние термических циклов на формирование структуры жаропрочной стали перлитного класса в условиях проволочного электродугового аддитивного производства 51
- Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Белова А.А., Санников А.В., Лыскович А.А., Белов В.Д., Щедрин Е.Ю. Влияние термической обработки на фазовый состав, структуру, твердость и электропроводность никелевого жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ 60

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Казакевич Г.А., Попов А.Ю. Построение поверхности ликвидус пятикомпонентной схемы диаграммы Fe–B–Mn–C–Cr 69
- Шешуков О.Ю., Неvidимов В.Н., Некрасов И.В., Метелкин А.А., Цепелев В.С. Развитие исследований физико-химических свойств оксидных и металлических расплавов 76

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Mozzhegorov M.N., Mashentseva M.S. Development of profile pipes production technology, providing higher accuracy of geometric parameters compared to foreign manufactures 8
- Pospelov I.D. Stiffness modulus of stands in finishing group of continuous wide-strip hot rolling mill 14
- Tepliyakova L.A., Kunitsyna T.S., Pechkovskii V.A., Kashin A.D. Tensile fracture of tempered martensitic steel 21
- Nevskii S.A., Bashchenko L.P., Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Shamsutdinova D.V. Influence of inclined electric field on decay of a liquid jet during heat treatment and surfacing 30
- Gromov V.E., Konovalov S.V., Polevoi E.V. Anthology of rails produced by JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant in the 21st century 40

MATERIALS SCIENCE

- Belomyttsev M.Yu., Mikhailov M.A., Kozlov D.A., Mikhailov A.M., Karavatskii I.I. Influence of heat treatment modes on the properties of 56DGNKh (Cu20Ni20Mn2Cr) alloy 44
- Vlasov I.V., Gordienko A.I., Semenchuk V.M. Effect of thermal cycles on formation of pearlitic heat-resistant steel structure under wire arc additive manufacturing 51
- Koltygin A.V., Bazhenov V.E., Belova A.A., Sannikov A.V., Lyskovich A.A., Belov V.D., Shchedrin E.Yu. Influence of heat treatment on structure, phase composition, hardness and electrical conductivity of VZhL14N-VI nickel superalloy 60

PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

- Kazakevich G.A., Popov A.Yu. Construction of liquidus surface of Fe–B–Mn–C–Cr five-component diagram .. 69
- Sheshukov O.Yu., Nevidimov V.N., Nekrasov I.V., Metelkin A.A., Tsepelev V.S. Development of research on the physico-chemical properties of oxide and metal melts 76

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

**ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА**

**ECONOMIC EFFICIENCY
OF METALLURGICAL PRODUCTION**

- Фастыковский А.Р., Мусатова А.И., Мартюшев Н.В.**
Разработка моделей функционирования волочиль-
ного оборудования при многостановом обслужива-
нии 84
- Черникова О.П., Афанасьева О.В., Афанасьев Е.Г.**
Направления декарбонизации Российской черной
металлургии 90

- Fastykovskii A.R., Musatova A.I., Martyshev N.V.** De-
velopment of models for functioning of drawing equip-
ment for multi-mill servicing 84
- Chernikova O.P., Afanas'eva O.V., Afanas'ev E.G.** Direc-
tions of decarbonization of Russian ferrous metallurgy ... 90

В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

IN THE ORDER OF DISCUSSION

- Мурашов В.А., Строгонов К.В., Бастынец А.К.,
Львов Д.Д.** Разработка агрегата внепечной обра-
ботки стали непрерывного действия 98

- Murashov V.A., Strogonov K.V., Bastynets A.K.,
Lvov D.D.** Development of a continuous extra-furnace
steel processing unit 98



УДК 621.774

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-8-13



Оригинальная статья

Original article

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ПРОФИЛЬНЫХ ТРУБ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ БОЛЕЕ ВЫСОКУЮ ТОЧНОСТЬ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПО СРАВНЕНИЮ С ЗАРУБЕЖНЫМИ ПРОИЗВОДИТЕЛЯМИ

М. Н. Мозжегоров, М. С. Машенцева

ООО «Исследовательский центр ТМК» (Россия, 454139, Челябинск, Новороссийская ул., 30)

mashentseva@rosniti.ru

Аннотация. Для освоения производства трубной продукции некруглого поперечного сечения из коррозионностойких марок сталей широко используется метод профилирования круглых труб в линиях трубоэлектросварочных и профилировочных агрегатов. К трубной продукции, применяемой в установках генерации атомной энергии, предъявляются повышенные требования к механическим свойствам и геометрическим параметрам. В частности, для профильных труб-обмоток статоров турбогенераторов прямоугольного поперечного сечения наиболее труднодостижимыми являются обеспечение плоскостности полок и получение радиусов наружного закругления углов в допуске $\pm 0,10$ мм по отношению к номиналу. Для успешного освоения производства данного вида продукции проведен синтез схемы профилирования круглой трубы. Разработана технология профилирования в приводных валках, образующих ящичные калибры, и не приводных четырехвалковых клетях. Компьютерное моделирование процесса профилирования было выполнено в программе Marc Mentat 2021. После проведения комплекса опытных прокаток авторы проанализировали геометрические параметры профилей с применением оптического микроскопа и специального программного обеспечения. Приемочно-сдаточные испытания прошли в соответствии с требованиями к профильным трубам для обмоток статоров турбогенераторов.

Ключевые слова: профилировочный стан, трубоэлектросварочный агрегат (ТЭСА), технология профилирования, радиус угла наружного контура, вогнутость полок профиля, ящичный калибр, калибровка валкового инструмента, компьютерное моделирование

Для цитирования: Мозжегоров М.Н., Машенцева М.С. Разработка технологии производства профильных труб, обеспечивающей более высокую точность геометрических параметров по сравнению с зарубежными производителями. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):8–13. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-8-13>

DEVELOPMENT OF PROFILE PIPES PRODUCTION TECHNOLOGY, PROVIDING HIGHER ACCURACY OF GEOMETRIC PARAMETERS COMPARED TO FOREIGN MANUFACTURES

M. N. Mozzhegorov, M. S. Mashentseva

LLC “TMK Research Center” (30 Novorossiiskaya Str., Chelyabinsk 454139, Russian Federation)

mashentseva@rosniti.ru

Abstract. The method of profiling circular pipes is used in the lines of pipe-electric welding and profiling units in order to master the production of pipe products of non-circular cross-section from corrosion-resistant steel grades. Tubular products used in nuclear power generation facilities have higher requirements to mechanical properties and geometrical parameters. In particular, the most difficult aspect of manufacturing profile pipes-windings for turbo-generator stators with a rectangular cross-section is ensuring the flatness of flanges and achieving the radius of the outer corner rounding within a tolerance of ± 0.10 mm relative to the nominal value. In order to successfully master the production of this type of product, a synthesis of the circular pipe profiling scheme was carried out. The authors developed the technology of profiling in drive rolls forming box gauges and in non-driven four-roll stands. Computer modeling of the profiling process was carried out in the Marc Mentat 2021 program. After experimental rolling, the profiles' geometric parameters were analyzed using an optical microscope and special software. Acceptance tests were performed in accordance with the requirements to profile pipes for windings of turbogenerator stators.

Keywords: shaping mill, pipe-electric welding unit (PEWU), profiling technology, outer contour corner radius, concavity of profile flanges, roll-pass design, computer modeling

For citation: Mozzhegorov M.N., Mashentseva M.S. Development of profile pipes production technology, providing higher accuracy of geometric parameters compared to foreign manufactures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):8–13.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-8-13>

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Динамичное развитие промышленности приводит к постоянному росту требований к эксплуатационным свойствам изделий, применяемых в установках генерации энергии, в том числе атомной [1]. На сегодняшний день для бесперебойной работы многим предприятиям атомной промышленности необходимы комплектующие – профильные трубы определенного сечения для статоров турбогенераторов.

Для обеспечения потребностей в профильных трубах энергомашиностроительных компаний Российской Федерации специалистами Трубной металлургической компании (ТМК) проработана возможность изготовления требуемой продукции.

На этапе подготовки к освоению производства профильных труб размером $10,0 \times 3,8 \times 0,9$ мм возникли вопросы, не позволяющие в полной мере добиться стабильности получения ряда качественных характеристик изделия [1], изготовленного методом волочения, а именно:

- вогнутость полок профильных труб превышала нормы технических требований (рис. 1, а);
- в процессе профилирования образовывались дефекты на наружной поверхности (рис. 1, б);
- величина эффективных радиусов наружного закругления углов (методика замера по ASTM A554 [2]) превышала нормы требований к геометрии.

В рамках работы проведен анализ оборудования для производства требуемой продукции, имеющегося на производственной площадке предприятия, и дана оценка возможности производства профильных труб в сварном исполнении. На основе проведенного анализа разработана принципиальная схема технологического

процесса производства профильных труб в линии ТЭСА Т 30/35, приведен перечень инструмента и оборудования для дооснащения ТЭСА, позволяющий организовать непрерывное производство [3; 4]. Наиболее технологичным решением для производства необходимого сортамента является непрерывное производство профильных труб из рулонного проката методом аргонодуговой сварки круглой трубы-заготовки с последующей ее термообработкой и профилированием в размер в линии ТЭСА Т 30/35.

Предварительный анализ показал, что для успешного освоения непрерывного производства профильных труб в сварном исполнении необходимо дооснастить ТЭСА Т 30/35 следующим оборудованием и инструментом:

- печью светлого отжига;
- двумя неприводными четырехвалковыми клетями [5];
- валковым формовочным, калибрующим и профилирующим инструментом.

НАУЧНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ

РЕШЕНИЯ

В связи с необходимостью совершенствования технологии в условиях импортозамещения решено организовать опытное производство профильных труб размером $10,0 \times 3,8 \times 0,9 \times 4000$ мм из круглых труб-заготовок на профилирующем стане, имеющемся на предприятии, по полунепрерывной схеме.

Для реализации принятого решения разработана схема профилирования, выполнен расчет калибровки калибрующего и профилирующего валкового инструмента [6; 7], также проведено компьютерное модели-

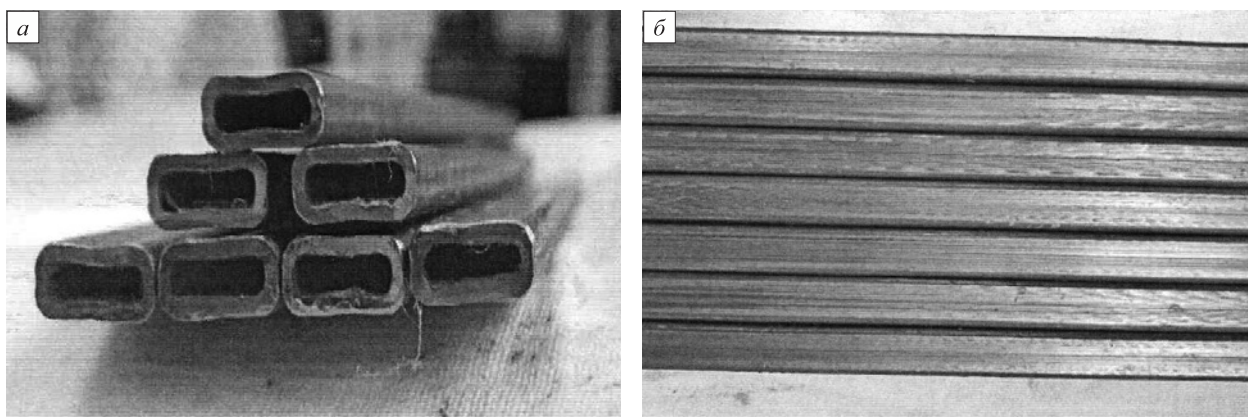
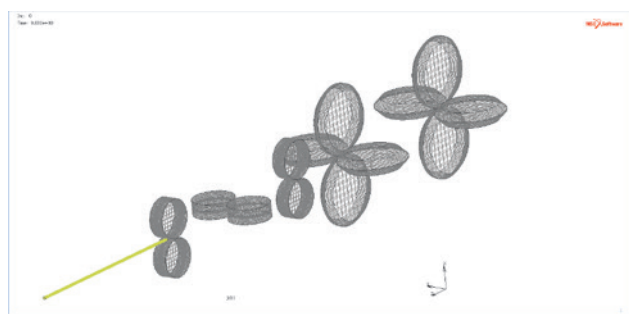
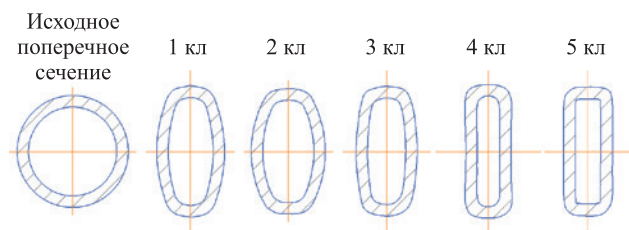


Рис. 1. Профильные трубы, изготовленные методом волочения: поперечное сечение (а); задиры на наружной поверхности (б)

Fig. 1. Profile pipes made by drawing: cross-section (a); backfins on the outer surface (b)



а



б

Рис. 2. Конечно-элементное моделирование:

конечно-элементная модель прокатки трубы из круга в квадрат (а);
поперечное сечение конечно-элементной-модели
профильной трубы (б)

Fig. 2. Finite element modeling:

finite element model of rolling a pipe from a circle to a square (a);
cross-section of finite element model of a profile pipe (б)

рование процесса профилирования круглых труб-заготовок [8 – 10]. Для оценки работоспособности новой калибровки валкового инструмента на этапе моделирования за объект исследования взята трубная заготовка диаметром 8,75 мм с толщиной стенки 0,9 мм. Модель трубы разбивали на 3600 конечных элементов типа Shell 7¹ [11]. Жарковым А.В. были подробно исследованы методы моделирования в системе Marc (CAD/CAE) различных видов гибки [12 – 18]. Данный тип элементов применяется для тонкостенных труб, когда толщина стенки существенно меньше диаметра. Для достижения высокой точности результатов и снижения вычислительных затрат применялась функция измельчения сетки в областях, где происходит интенсивная деформация [19]. Модели валков задавали как абсолютно жесткие тела [20]. Данное условие часто применяется при моделировании процессов непрерывной формовки труб и может считаться допустимым, учитывая небольшую толщину стенки трубы. Конечно-элементная модель профильной прокатки трубы представлена на рис. 2, а.

При анализе результатов расчетов оценивали напряженно-деформированное состояние трубы в межклетевом пространстве по распределению пластических

деформаций, а также геометрические параметры трубы. Поперечное сечение после каждой клетки представлено на рис. 2, б.

Максимальные пластические деформации появляются в месте образования будущих «углов» прямоугольного профиля, именно в этих местах накапливаются максимальные растягивающие и сжимающие нагрузки по внешнему и внутреннему диаметру соответственно [21]. Во второй и третьей клетях основной очаг деформации возникает в месте контакта валкового инструмента с трубой. Происходит поочередная деформация вертикального и горизонтального размеров трубы [22] во второй клетке по высоте, а в третьей по ширине. Завершающий этап прокатки происходит в двух идентичных клетях. В четвертой осуществляются последние изменения формы трубы, в то время как в пятой производится калибровка профиля.

Геометрические параметры конечно-элементного моделирования сведены в табл. 1. Для подтверждения требований и работоспособности разработанной калибровки проведены измерения параметров конечно-элементной модели профиля трубы: высоты A , ширины B и толщины стенки на переднем конце (ПК), в центре и заднем конце (ЗК) трубы после каждой клетки.

По результатам исследований утверждена следующая технологическая схема производства профильных труб:

- формовка и сварка труб круглого сечения 9,0×0,9 мм длиной 5 – 6 м из стали марки 08X18H10T на ТЭСА с применением аргоноводородной смеси;
- термообработка;
- правка;
- профилирование на стане в двух приводных двухвалковых клетях с ящичными калибрами и двух не приводных четырехвалковых клетях в размер 10,0×3,8×0,9 мм с обеспечением движения труб шестью приводными двухвалковыми клетями с валками от комплекта калибровочной группы для производства труб диаметром 9 мм;

Таблица 1. Геометрические параметры образцов труб после моделирования

Table 1. Geometric parameters of pipe samples after modeling

Номер клетки	Габаритные размеры, мм					
	A			B		
	ПК	центр	ЗК	ПК	центр	ЗК
1	10,27	10,27	10,25	5,31	5,34	5,31
2	9,73	9,78	9,82	5,86	5,83	5,81
3	10,14	10,13	10,14	4,84	4,82	4,84
4	10,08	10,08	10,09	3,88	3,86	3,82
5	10,06	10,08	10,07	3,86	3,85	3,82
Требования к качеству	10,00 ± 0,10			3,80 ± 0,10		

¹ Корнеев А.Б., Моргулец С.В., Климов М.А., Девятков С.В. Опыт применения системы MSC. Marc для решения сложных задач. URL: https://www.cadmater.ru/magazin/articles/cm_29_msc.html (дата обращения 12.12.2024).

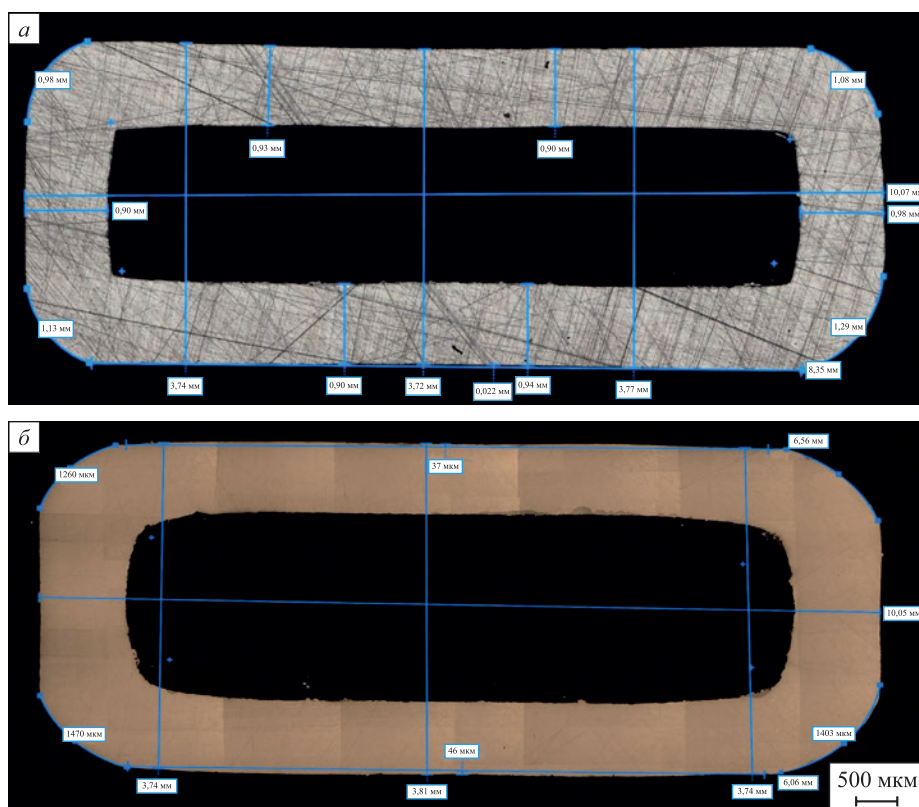


Рис. 3. Геометрические параметры труб, произведенных на российском (а) и зарубежном (б) предприятиях

Fig. 3. Geometric parameters of pipes manufactured by: a Russian (a), and foreign enterprise (b)

- повторная термообработка;
- проведение сдаточных испытаний.

Стан был модернизирован и дооснащен дополнительным двигателем для обеспечения стабильной работы привода и большей тянущей способности.

Следующим этапом проведен ряд опытно-промышленных прокаток для отработки технологии профилирования труб совместно. В качестве исходной заготовки использовали бесшовные трубы диаметром 8,40 – 8,75 мм с толщиной стенки от 0,88 до 1,05 мм. Режимы профилирования отрабатывались на скоростях 0,5 – 1,5 м/мин [23].

Для обеспечения заполнения углов применена поочередная деформация заготовки в вертикальной и горизонтальных плоскостях с минимальным обжатием периметра поперечного сечения [24; 25].

По результатам проведенных опытных прокаток получена опытно-промышленная партия профиль-

ных труб общим весом 50 кг. Геометрические характеристики труб исследованы с помощью оптического микроскопа и программного обеспечения.

Результаты измерений приведены на рис. 3, а.

Для сравнения геометрических параметров аналогичным способом проведены исследования образцов труб поставщика из дальнего зарубежья (рис. 3, б).

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ

По итогам исследований и испытаний разработанная технология профилирования утверждена в качестве базовой для получения труб размером 10,0×3,8×0,9 мм на профилировочном стане.

Результаты измерений геометрических параметров труб, произведенных на российском и зарубежном предприятиях, сведены в табл. 2.

Таблица 2. Геометрические параметры образцов труб

Table 2. Geometric parameters of pipe samples

Производитель	Габаритные размеры, мм		Радиус углов наружного контура, мм				Выпуклость/вогнутость полок, мм
	A	B					
Российское предприятие	10,07	3,72 – 3,77	0,98	1,08	1,13	1,29	(–0,022) – (–0,030)
Зарубежное предприятие	10,05	3,74 – 3,81	1,26	1,56	1,40	1,47	(+0,037) – (+0,046)
Требования к качеству	10,00 ± 0,10	3,80 ± 0,10	0,90 – 1,20				0,10

Выводы

Разработанная технология профилирования обеспечила получение профильных труб, значительно превосходящих по геометрическим характеристикам (радиусу углов наружного контура) зарубежные аналоги.

Реализация разработанной технологии позволила обеспечить технологический суверенитет экономики Российской Федерации по направлению № 13.1.3 Постановления правительства РФ № 603 от 15.04.2023.

Применение разработанной непрерывной схемы производства профилей с термообработкой и профилированием в линии трубоэлектросварочного стана позволит достичь всех требований к профильным трубам для обмоток статоров турбогенераторов в виду значительно меньшей разницы толщины стенки у труб-заготовок, полученных методом сварки из рулонного проката.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Березовский С.Ф., Кропылев Ф.М. Производство гнутых профилей. Москва: Металлургия; 1978:152.
2. ASTM A554 Standard Specification for Welded Stainless Steel Mechanical Tubing. Copyright © ASTM International, West Conshohocken, PA, United States.
3. Akopyan K.E., Yusupov V.S., Koryakovskii E.D., Kontievskii I.L., Bolobanova N.L. Concerning the profiling of electrowelded steel pipes with a triangular cross section. *Steel in Translation*. 2023;53(11):1050–1055. <https://doi.org/10.3103/S0967091223110037>
4. Благодарцев И.В., Шемшурова Н.Г. О моделировании процесса формовки трубы треугольного поперечного сечения из круглой. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2014;(2):65–66. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-2-65-66>
Blagodartsev I.V., Shemshurova N.G. About process modeling of molding of triangular cross-section pipes from the round ones. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014; 57(2):65–66. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-2-65-66>
5. Паршин С.В. Процессы и машины для изготовления профильных труб: научно-практическое издание. Екатеринбург: УГТУ–УПИ; 2006:356.
6. Пат. 2568804 RU. Способ изготовления прямошовных труб прямоугольного и квадратного сечения / Суворов В.И.; заявлено 30.04.2014; опубликовано 20.11.2015. Бюллетень № 32.
7. Suvorov V.I., Mozzhegorov M.N., Pyatkov V.L., Pluzhnikov N.S. Optimizing the continuous production of electrowelded pipe. *Steel in Translation*. 2011;(2):135–139. <https://doi.org/10.3103/S0967091211020173>
8. Zienkiewicz O.C., Taylor R.L., Zhu J.Z. Finite Element Method: Its Basis and Fundamentals. Seventh Edition. Elsevier Ltd; 2013:756. <https://doi.org/10.1016/C2009-0-24909-9>
9. Fleissner F., Gaugele T., Eberhard P. Applications of the discrete element method in mechanical engineering. *Multibody System Dynamics*. 2007;18:81–94. <https://doi.org/10.1007/s11044-007-9066-2>
10. Окулов Р.А., Семенова Н.В. Моделирование влияния отклонений диаметра заготовки на точность размеров при изготовлении профильных труб с целью совершенствования процесса. *Инженерный вестник Дона*. 2019;(5(56)):21–29.
Okulov R.A., Semenova N.V. Modeling the effect of billet diameter deviations on dimensional accuracy when profiling shaped tubes to improve the process. *Inzhenernyi vestnik Dona*. 2019;(5(56)):21–29. (In Russ.).
11. Шатров Б.В. Теоретические основы анализа конструкций с применением метода конечных элементов. МАИ; 1998:101.
12. Жарков А.В. Моделирование в системе Marc обработки материалов в машиностроении. Часть 1. Одноугловая гибка. *Вестник машиностроения*. 2012;(8):67–72.
Zharkov A.V. Modeling in the Marc system of processing the materials in mechanical engineering. Part 1. One-angular bending. *Vestnik mashinostroeniya*. 2012;(8):67–72. (In Russ.).
13. Жарков А.В. Моделирование в системе Marc обработки материалов в машиностроении. Часть 2. Двухугловая гибка без прижима заготовки. *Вестник машиностроения*. 2012;(9):61–67.
Zharkov A.V. Marc (CAD/CAE) system model analysis of materials processing. Part 2. Double-angle bending in absence of blank holder. *Vestnik mashinostroeniya*. 2012;(9):61–67. (In Russ.).
14. Жарков А.В. Моделирование в системе Marc обработки материалов в машиностроении. Часть 3. Двухугловая гибка с прижимом заготовки. *Вестник машиностроения*. 2012;(10):60–65.
Zharkov A.V. Marc (CAD/CAE) system model analysis of materials processing. Part 3. Double-angle bending with blank holding. *Vestnik mashinostroeniya*. 2012;(10):60–65. (In Russ.).
15. Жарков А.В. Моделирование в системе Marc обработки материалов в машиностроении. Часть 4. Вытяжка осесимметричной детали без утонения стенки. *Вестник машиностроения*. 2012;(11):58–64.
Zharkov A.V. Marc system modeling materials processing in engineering. Part 4. Extension of axisymmetric part without wall necking. *Vestnik mashinostroeniya*. 2012;(11):58–64. (In Russ.).
16. Жарков А.В. Моделирование в системе Marc обработки материалов в машиностроении. Часть 5. Вытяжка осесимметричной детали с утонением стенки. *Вестник машиностроения*. 2012;(12):54–61.
Zharkov A.V. Marc system modeling materials processing in engineering. Part 5. Extension of axisymmetric part with wall necking. *Vestnik mashinostroeniya*. 2012;(12):54–61. (In Russ.).
17. Жарков А.В. Моделирование в системе Marc обработки материалов в машиностроении. Часть 6. Вытяжка детали сложной формы. *Вестник машиностроения*. 2013;(2):67–73.
Zharkov A.V. Material processing model analysis in Marc system in engineering. Part 6. Draw-forming complex part. *Vestnik mashinostroeniya*. 2013;(2):67–73. (In Russ.).
18. Жарков А.В. Моделирование в системе Marc обработки материалов в машиностроении. Часть 7. Испыта-

- ния и правка растяжением. *Вестник машиностроения*. 2013;(3):43–47.
- Zharkov A.V. Material processing model analysis in Marc system in engineering. Part 7. Test and editing by stretching. *Vestnik mashinostroeniya*. 2013;(3):43–47. (In Russ.).
19. Лепестов А.Е., Соколова О.В., Скрипкин А.Ю. Исследование влияния деформации клетки с открытым профилем калибра на точность непрерывной формовки труб. *Производство проката*. 2011;(5):32–34.
 20. Ji-ying L.I.U., Seldmair A. Computer aided design for roll-forming shaped tube. In: *Proceedings of the 5th Tube Tech China*. Wuzhen, Jiaxing city, Zhejiang province: *Lecture Notes in Electrical Engineering*. 2022:87–92.
 21. Шевакин Ю.В. Машины и агрегаты для производства стальных труб. Москва: Интермет Инжиниринг; 2007:388.
 22. Матвеев Ю.М., Ваткин Я.Л. Калибровка инструмента трубных станов. Москва: Металлургия; 1970:480.
 23. Vydrin A.V., Shirokov V.V. Speed simulation of continuous pipe rolling. *Steel in Translation*. 2011;41:140–142. <https://doi.org/10.3103/S0967091211020215>
 24. Суворов В.И., Варнак А.Г., Мозжегоров М.Н. Расчет периметра и веса профильных труб текущего производства. В кн.: *Трубы – 2011: Труды Международной научно-практической конференции 27–28 сентября 2011, Челябинск. Том 2*. Челябинск: Издательство «Трубы-2011»; 2011:77–89.
 25. Farahmad H.R., Abrinia K. An upper bound analysis for reshaping thick tubes to polygonal cross section tubes through multistage roll forming process. *International Journal of Mechanical Science*. 2015;100:90–98. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2015.06.012>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Михаил Николаевич Мозжегоров, старший научный сотрудник лаборатории прочности и сварки труб, ООО «Исследовательский центр ТМК» в г. Челябинск
ORCID: 0009-0007-6400-1634
E-mail: mozzhegorov@rosniti.ru

Мария Сергеевна Машенцева, научный сотрудник сектора формовки труб, ООО «Исследовательский центр ТМК» в г. Челябинск
ORCID: 0000-0001-7856-3266
E-mail: mashentseva@rosniti.ru

Mikhail N. Mozzhegorov, Senior Researcher of the Laboratory of Pipe Strength and Welding, LLC “TMK Research Center”, Chelyabinsk
ORCID: 0009-0007-6400-1634
E-mail: mozzhegorov@rosniti.ru

Mariya S. Mashentseva, Research Associate in the Pipe Forming Sector, LLC “TMK Research Center”, Chelyabinsk
ORCID: 0000-0001-7856-3266
E-mail: mashentseva@rosniti.ru

Поступила в редакцию 08.05.2024
 После доработки 23.09.2024
 Принята к публикации 12.11.2024

Received 08.05.2024
 Revised 23.09.2024
 Accepted 12.11.2024



УДК 621.771.06

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-14-20



Оригинальная статья

Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ МОДУЛЯ ЖЕСТКОСТИ КЛЕТЕЙ ЧИСТОВОЙ ГРУППЫ НЕПРЕРЫВНОГО ШИРОКОПОЛОСНОГО СТАНА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

И. Д. Поспелов

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

idpospelov@chsu.ru

Аннотация. Модуль жесткости является важным техническим параметром каждой клетки «кварто» непрерывного широкополосного стана горячей прокатки и характеризует величину усилия прокатки, вызывающую упругую деформацию всех конструктивных элементов рабочей клетки в сборе. От достоверности определения такого параметра на этапе проектирования эффективных технологических режимов прокатки напрямую зависит точность отклонений продольного и поперечного профиля горячекатаных полос и качество листового проката. При обзоре классических методов расчета упругих деформаций рабочих четырехвалковых клеток, основанных на законах теории упругости, и современных публикаций сделан вывод, что необходимо учитывать динамическую составляющую при определении модуля жесткости рабочих клеток станов горячей и холодной прокатки. Отсутствие учета вышеуказанной составляющей влечет за собой существенные ошибки в выставлении межвалковых зазоров на этапе настройки стана под прокатку полос требуемой конечной толщины. В данной работе выполнено исследование модуля жесткости клеток чистовой группы действующего непрерывного широкополосного стана с учетом их конструктивных особенностей при производстве горячекатаных полос различного листового сортамента низкоуглеродистых сталей, преимущественно предназначенных для дальнейшей холодной прокатки. При анализе экспериментальных данных получены достоверные уравнения регрессии, позволяющие учитывать влияние ширины прокатываемой полосы на модуль жесткости клеток. Исследование представлено в графической и табличной форме, демонстрирующей изменение значений модуля жесткости для различных клеток стана. Результаты исследования позволяют проектировать и вносить изменения в существующие технологические режимы горячей прокатки с целью обеспечения требуемой точности продольного и поперечного профиля горячекатаных полос.

Ключевые слова: модуль жесткости четырехвалковой клетки, непрерывный широкополосный стан горячей прокатки, усилие прокатки, межвалковый зазор, ширина полосы, уравнения регрессии, режимы прокатки

Для цитирования: Поспелов И.Д. Исследование модуля жесткости клеток чистовой группы непрерывного широкополосного стана горячей прокатки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(1):14–20. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-14-20>

STIFFNESS MODULUS OF STANDS IN FINISHING GROUP OF CONTINUOUS WIDE-STRIP HOT ROLLING MILL

I. D. Pospelov

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

idpospelov@chsu.ru

Abstract. Stiffness modulus is an important technical parameter of each four-high stand of continuous wide-strip hot rolling mill and characterizes the roll force that causes elastic deformation of all structural elements of the working stand in the assembly. Accuracy of deviations of longitudinal and widthwise profile of hot-rolled strips and quality of sheet products directly depends on reliability of determination of such parameter at the design stage of efficient technological rolling schedule. After review of classical methods for calculating elastic deformations of four-high stands based on the laws of the elasticity theory and modern publications, it was concluded that it is necessary to take into account the dynamic component when determining the stiffness modulus of the working stands of hot and cold rolling mills. Lack of record-keeping above the specified component entails significant errors in the alignment of the roll gaps at the stage of mill setting for rolling the strips of the required final thickness. In this work, we studied the stiffness modulus of the finishing stands of the operating continuous wide-strip mill, taking into account their constructional features in the production of hot-rolled strips of various sheet gauge of low-carbon steels, mainly intended for further cold rolling. When analyzing experimental data, reliable regression equations were obtained that allow taking into account the effect of the rolled strip width on the stiffness modulus of stands. The results of investigations are presented in graphical and tabular form, demonstrating the change in the stiffness modulus for different mill stands. The results allow us to design and make changes to the existing hot rolling modes in order to ensure the required accuracy of the longitudinal and widthwise profile of hot-rolled strips.

Keywords: stiffness modulus of four-high stand, continuous wide-strip hot rolling mill, rolling force, rolling gap, strip width, regression equations, rolling schedule

For citation: Pospelov I.D. Stiffness modulus of stands in finishing group of continuous wide-strip hot rolling mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):14–20. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-14-20>

ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия в мировом производстве уменьшились допуски на отклонения продольного и поперечного профиля горячекатаных полос из низкоуглеродистых сталей, что вызвано общей тенденцией повышения требований к качеству листового проката. Это актуально как для наиболее тонких горячекатаных полос толщиной 0,8 – 1,5 мм, непосредственно используемых в машиностроении и строительстве, так и для полос толщиной 1,8 – 5,5 мм, направляемых в качестве подката на станы холодной прокатки для дальнейшего производства полос с жесткими требованиями отклонений геометрических характеристик продольного и поперечного профиля.

Требования к точности горячекатаного стального листа, поставляемого в пакетах и рулонах, отражены в ГОСТ 19903 – 74, по точности листы подразделяются на две группы: листы повышенной (группа А) и нормальной (группа Б) точности. В зависимости от толщины и ширины они имеют различные допуски по толщине. Например, листы толщиной 1,8 – 2,0 мм при ширине 1500 – 1820 мм: при повышенной точности $\pm 0,17$ мм, при обычной $\pm 0,20$ мм. Однако очень высокие требования к профилю предъявляются к горячекатаным полосам, которые направляют на станы холодной прокатки для дальнейшего производства автомобильного листа – требуемые отклонения толщины по всей площади не должны превышать $\pm(2 - 5)$ % от номинальной толщины подката [1].

Задача уменьшения отклонений нормируемых характеристик продольного профиля горячекатаных полос до значений, определяемых вышеуказанными допусками, способствовала развитию методов теории тонколистовой горячей прокатки [2 – 4]. На их основе были созданы модели управления продольной и поперечной разнотолщиной в функции всех значимых технологических режимов прокатки [5 – 7].

Анализ зарубежных публикаций показывает прямую связь параметров точности продольного и поперечного профиля горячекатаных [8 – 10] и холоднокатаных полос [11; 12] с параметрами жесткости как отдельных, так и в сборе конструктивных элементов клеток «кварто». Аналогичные исследования широко представлены в отечественной классической учебной литературе [13 – 15]. Наибольший интерес для исследования представляет модуль жесткости каждой клетки непрерывной группы стана, так как от точности определения такой характеристики зависит правильность

выставки межвалкового зазора [16; 17], что напрямую влияет на точность начальной настройки всего стана и эффективность управляющих воздействий для корректировки точности толщины полосы во время прокатки [18 – 20].

Целью данной работы является исследование изменения модуля жесткости клеток непрерывной чистовой группы при горячей прокатке полос различного сортамента путем обработки экспериментальных данных на действующем широкополосном стане.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Уравнение, которое выражает прямую линейную взаимосвязь между упругой деформацией клетки «кварто» и действующим на валки усилием прокатки P_i , можно записать в следующем виде:

$$P_i = M_{\text{кл}}(h_i - S_i), \quad (1)$$

где $M_{\text{кл}}$ – модуль жесткости клетки «кварто», МН/мм; h_i – толщина полосы после прокатки в i -ой клетки стана, мм; S_i – предварительно выставленный раствор между валками i -ой рабочей клетки, мм.

От точности определения величины $M_{\text{кл}}$ в уравнении (1), при известной требуемой толщине прокатываемой полосы h_i , зависит, как было отмечено ранее, правильность первоначального выставления межвалкового зазора S_i и точность прокатки.

При деформации (обжатии) металла до требуемой толщины h_i рабочие валки воспринимают усилие P_i , которое можно принимать направленным вертикально. Это усилие воспринимается всеми элементами клетки в сборе: четырехвалковой системой, подпятниками с месдозами и подушками опорных валков, подпятниками нажимных винтов, нажимными винтами, гайками нажимных винтов и станинами закрытого типа (рис. 1). Авторами классических методов расчета упругих деформаций рабочих четырехвалковых клеток [13 – 15] принято, что все детали деформируются согласно законам упругости. На основании этого предположения модуль жесткости каждой рабочей клетки «кварто» непрерывного стана определяют по известным теоретическим формулам упругой деформации всех вышеперечисленных деталей, воспринимающих вертикальное усилие на валки при прокатке. Авторы подчеркивают [13 – 15], что данные формулы применимы к расчету статического модуля жесткости без учета влияния скорости вращения опорных валков

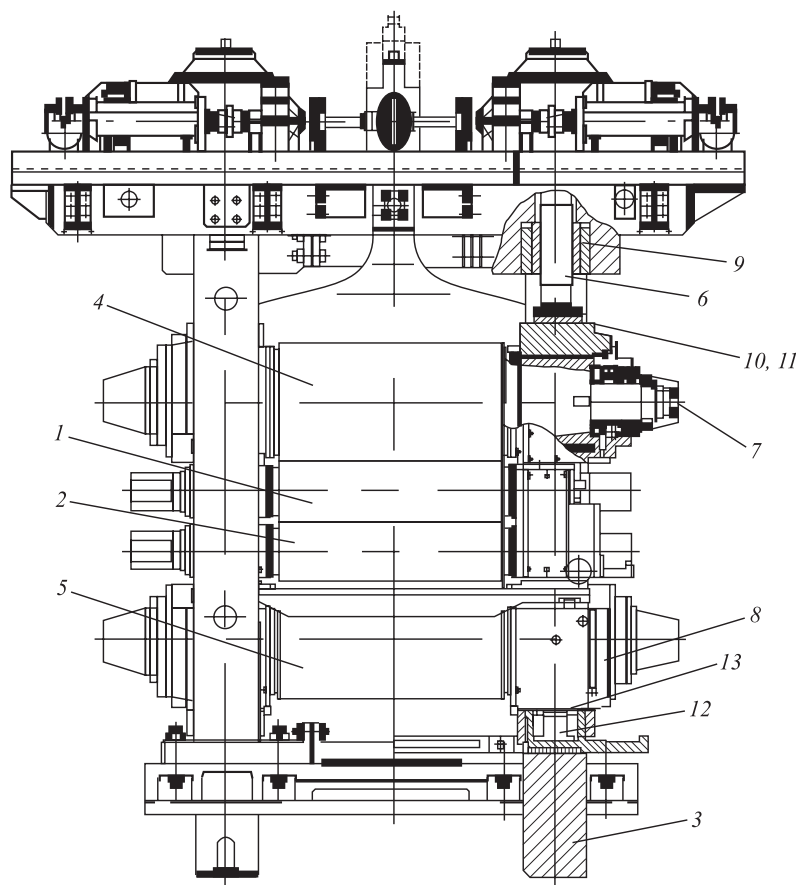


Рис. 1. Конструкция четырехвалковой клетки стана горячей прокатки:

1, 2 – рабочие валки; 3 – станина закрытого типа; 4, 5 – опорные валки; 6 – нажимной винт; 7, 8 – подушки опорных валков; 9 – гайка нажимная; 10 – подпятник нажимного винта; 11 – месдоза нажимного винта; 12 – опора подушки нижнего опорного валка; 13 – месдоза нижней подушки

Fig. 1. Construction of four-high stand of hot rolling mill:

1, 2 – working rolls; 3 – close-top roll housing; 4, 5 – back-up rolls; 6 – mill screw; 7, 8 – back-up chocks; 9 – packing nut; 10 – thrust bearing of mill screw; 11 – pressure capsule of mill screw; 12 – bearing part of lower back-up chocks; 13 – pressure capsule of lower back-up chocks

на деформацию в подшипниках гидродинамического типа, горизонтального смещения вертикальных осевых плоскостей опорных и рабочих валков относительно друг друга [21] и других динамических факторов прокатки [10 – 12] на все элементы каждой клетки в сборе.

В современных условиях оценку модуля жесткости клеток стана рационально проводить на основе кривых нагружения методом предварительного сжатия вращающихся рабочих валков в положение «забоя». Данный способ был применен для оценки модуля жесткости клеток «кварто» чистовой группы широкополосного стана горячей прокатки 2000 ПАО «Северсталь». Усилие сжатия в процессе оценки варьировали в реальном диапазоне рабочих усилий прокатки: от 0 до 30 МН для клеток 6 – 9 и от 0 до 20 МН для клеток 10 – 12 при постоянной скорости вращения рабочих валков каждой клетки, равной средней скорости прокатки полосы в i -ой клетки. Во избежание дополнительных погрешностей, перед началом измерений на валки в процессе нагружения подавали охлаждающую жидкость.

Полученные экспериментальные данные по усилиям сжатия $P_{сж.i}$ и суммарных упругих деформаций в i -ой клетки чистовой группы $S_{кл.i}$ фиксировались АСУ ТП чистовой группы стана 2000. Далее была обработана в графическом виде на рис. 2 информация зависимости суммарного усилия сжатия $P_{сж.i}$ каждой клетки и упругой деформации всех составных элементов клетки $S_{кл.i}$. Материалы и номинальные диаметры рабочих и опорных валков представлены в табл. 1.

Модуль жесткости в i -ой клетки забоя $M_{кл.i}^0$ определяли по линейной части кривых на рис. 2 как отношение усилия сжатия $P_{сж.i}$ к упругой деформации клетки $S_{кл.i}$:

$$M_{кл.i}^0 = \frac{P_{сж.i}}{S_{кл.i}}. \quad (2)$$

В процессе анализа кривых на рис. 2 было установлено, что для всех клеток стана начало линейного участка деформации клетки приходится на область, где усилие сжатия составляет 6,484 – 3,041 МН, причем

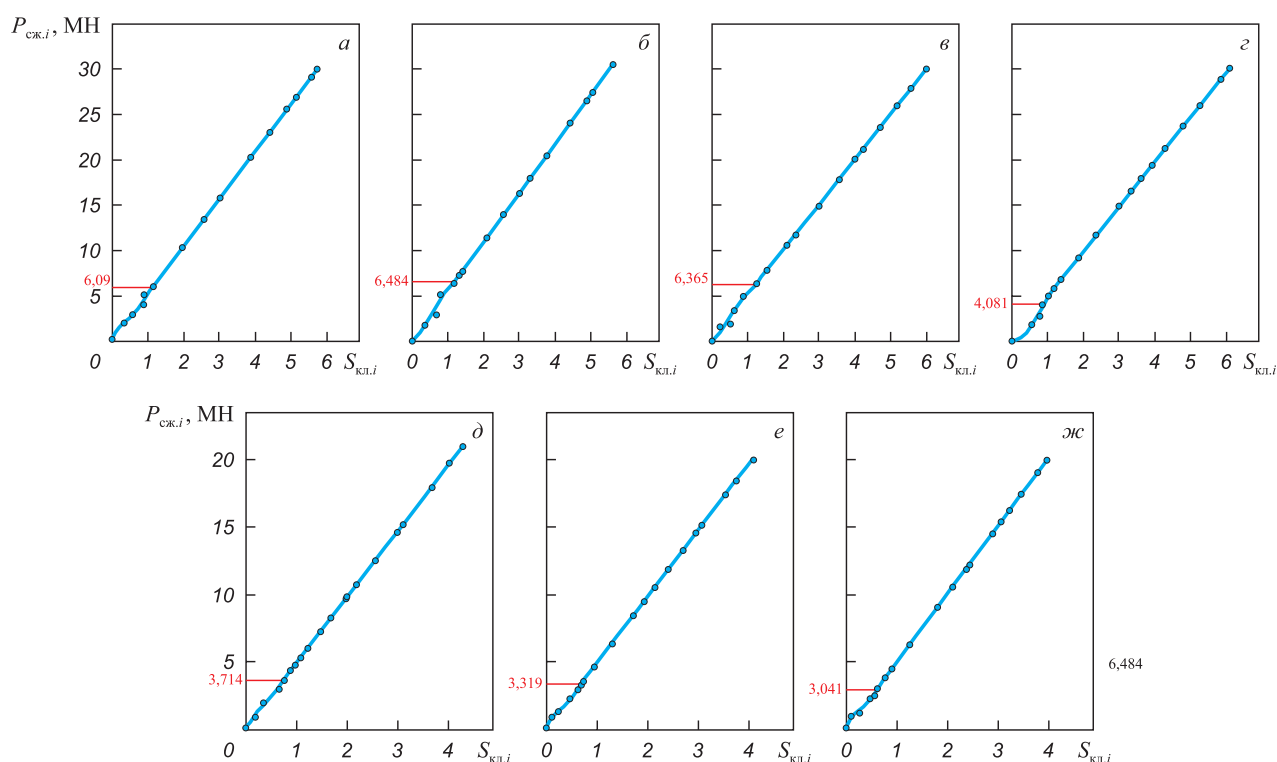


Рис. 2. Графические схемы нагружения клетей стана методом предварительного сжатия вращающихся рабочих валков:
 а – клеть 6; б – клеть 7; в – клеть 8; г – клеть 9; д – клеть 10; е – клеть 11; ж – клеть 12

Fig. 2. Graphics of loading pre-stressed stands of rotating work rolls:
 а – stand 6; б – stand 7; в – stand 8; г – stand 9; д – stand 10; е – stand 11; ж – stand 12

большие значения усилия приходятся на первые клет. При дальнейшем увеличении усилия сжатия деформация клетки строго линейна и подчиняется во всем диапазоне рабочих усилий законам упругости.

Определение модуля жесткости клетки «забоя» $M_{кл,i}^0$ по формуле (2) на основе данных рис. 2 и его дальнейшее использование, без значительной погрешности, справедливо при прокатке полос в чистовой группе стана 2000 максимальной ширины $b_i = 1820$ мм.

Исследование зависимости модуля жесткости клетки «кварто» чистовой группы стана 2000 от ширины прокатываемой полосы b_i осуществляли по следующей методике. В процессе установившейся прокатки все клетки находятся в режиме постоянного положения нажимных механизмов, при деформации полосы в i -ой клет. АСУ ТП чистовой группы стана фиксирует среднюю толщину полосы h_i , усилие прокатки P_i и среднюю упругую деформацию клетки $S_{кл,i}$. Усредненное значение

Таблица 1. Упругие свойства материала и номинальные диаметры рабочих и опорных валков клетей чистовой группы стана 2000

Table 1. Elastic material characteristics and nominal diameters of working and back-up rolls in finishing group of mill 2000

Номер клетки	D_p , мм	E_p , МПа	ν_p	Материал рабочих валков	$D_{оп}$, мм	$E_{оп}$, МПа	$\nu_{оп}$
6	930	200 000	0,29	Высокохромистый закаленный чугун	1600	219 000	0,35
7	890	205 000					
8	800	215 000	0,32	Высокохромистый термостойкий чугун			
9, 10	800	175 000	0,28	Индефинитный чугун			
11, 12	825						

Пр и м е ч а н и е: D_p – номинальный диаметр рабочих валков; E_p – модуль упругости материала рабочих валков; ν_p – коэффициент Пуассона материала рабочих валков; $D_{оп}$ – номинальный диаметр опорных валков; $E_{оп}$ – модуль упругости материала опорных валков; $\nu_{оп}$ – коэффициент Пуассона материала опорных валков.

модуля жесткости i -ой клетки $M_{кл.i}^b$ вследствие изменения ширины прокатываемой полосы b_i можно вычислить по уравнению

$$M_{кл.i}^b = \frac{P_i}{S_{кл.i}}. \quad (3)$$

Физический смысл величины $M_{кл.i}^b$ указывает на изменение величины упругой деформации клетки вследствие прогиба валковой системы под прокатываемой полосой шириной b_i . Разницу между значением модуля жесткости клетки без полосы $M_{кл.i}^0$ и рассчитанному по приведенному выше уравнению (3) обозначим $\Delta M_{кл.i}^b$. По окончании исследований были созданы базы данных, в которых фиксировались следующие значения параметров прокатки в i -ой клетке:

- средняя ширина b_i и средняя толщина h_i прокатываемой полосы;
- значение изменения упругой деформации клетки $S_{кл.i}$;
- расчетное значение поправки $\Delta M_{кл.i}^b$.

Таким образом, модуль жесткости клетки под полосой шириной b_i менее 1820 мм с учетом поправки $\Delta M_{кл.i}^b$ может быть определен по следующей формуле

$$M_{кл.i} = M_{кл.i}^0 - \Delta M_{кл.i}^b, \quad (4)$$

где $M_{кл.i}^0$ – величина модуля жесткости клетки «забоя», МН/мм; $\Delta M_{кл.i}^b$ – значение поправки при оценке модуля жесткости i -ой клетки вследствие изменения ширины прокатываемой полосы b_i , МН/мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Подготовленная к проведению регрессионного анализа выборка была получена для 46 режимов прокатки в чистовой группе стана 2000 полос из низкоуглеродистых марок стали толщиной 1,2 – 5,5 мм и шириной 1005 – 1625 мм, преимущественно предназначенных для дальнейшей холодной прокатки на разных комплектах рабочих и опорных валков. В ходе регрессионного анализа были получены линейные уравнения в табл. 2, которые адекватно описывают характер изменения поправки $\Delta M_{кл.i}^b$ к модулю жесткости клетки «забоя» $M_{кл.i}^0$ с учетом ширины прокатываемой полосы b_i .

Поскольку фактические значения критерия Фишера F в табл. 3 значительно превосходят табличное

Таблица 2. Значения модуля жесткости клетки «забоя» $M_{кл.i}^0$, регрессионные уравнения расчета $\Delta M_{кл.i}^b$ и их достоверность

Table 2. Values of stiffness modulus of pre-stressed stand $M_{st,i}^0$, regression equations for $\Delta M_{st,i}^b$ calculation and their reliability

Номер клетки	$M_{кл.i}^0$, МН/мм	Уравнение регрессии расчета $\Delta M_{кл.i}^b$, МН/мм	R^2	F
6	5,25	$0,6136 - 0,000300b_i$	0,8928	183,22
7	5,45	$0,8247 - 0,000410b_i$	0,8349	111,25
8	5,00	$0,9884 - 0,000494b_i$	0,9552	469,07
9	4,95	$1,0474 - 0,000524b_i$	0,9140	233,81
10	4,89	$1,0409 - 0,000520b_i$	0,9540	456,26
11	4,93	$0,8574 - 0,000428b_i$	0,9194	205,95
12	5,055	$0,9173 - 0,000458b_i$	0,9417	355,36

Таблица 3. Расчетные значения модуля жесткости клетки и проверка их достоверности путем расчета усилия

Table 3. Calculated values of rolling stands stiffness modulus and verification thereof by force calculation

Номер клетки	$\Delta M_{кл.i}^b$, МН/мм	$M_{кл.i}$, МН/мм	h_i , мм	S_i , мм	P_i , МН		ΔP_i , %
					расчетное	измеренное	
6	0,386	5,0264	18,55	13,260	26,590	25,070	6,06
7	0,297	5,1583	10,02	4,510	28,422	27,588	3,02
8	0,353	4,6538	5,63	1,303	20,137	20,682	2,64
9	0,373	4,5838	3,95	0,620	15,264	15,786	3,31
10	0,372	4,5251	2,89	–0,464	15,177	15,547	2,38
11	0,306	4,6290	2,28	–0,797	14,243	14,292	0,34
12	0,328	4,7331	2,00	0,151	8,7515	8,787	0,40

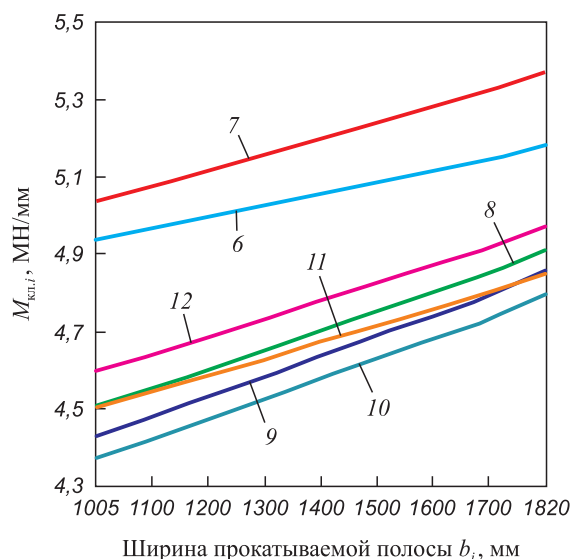


Рис. 3. Графики изменения модуля жесткости $M_{кл,i}$ в зависимости от ширины прокатываемой полосы b_i : (цифры кривых – номер клетки)

Fig. 3. Graphics of change in stiffness modulus $M_{кл,i}$ depending on width of rolled strip b_i : (numbers of curves – numbers of stands)

значение $F_{кр}(1; 44) = 4$ при степенях свободы $k_1 = 1$ и $k_2 = 44$, то коэффициенты детерминации R^2 статистически значимы и уравнения регрессии $\Delta M_{кл,i}^b$ в табл. 2 статистически надежны. Уравнения из табл. 2 справедливы в диапазоне изменения:

- профилировок рабочих валков от $-0,5$ до $-0,15$ мм;
- диаметров рабочих валков от 930 до 800 мм;
- диаметров опорных от 1616 до 1488 мм;
- глубины скосов на опорных валках 0,8 мм и их длины 300 мм.

На основе данных табл. 3 построены графики изменения модуля жесткости $M_{кл,i}$ для каждой клетки чистовой непрерывной группы стана 2000 (рис. 3) в зависимости от ширины прокатываемой полосы b_i .

Достоверность определения величины модуля жесткости клетки $M_{кл,i}$ с учетом поправки $\Delta M_{кл,i}^b$ на изменение ширины прокатываемой полосы b_i проверяли при решении уравнения (1) и сравнении измеренного значения усилия прокатки P_i в i -ой клетки стана при прокатке полосы толщиной 2,0 мм и шириной 1300 мм из стали 08Ю. Значение предварительного зазора в табл. 3 между рабочими валками S_i фиксировалось АСУ ТП чистовой группы стана 2000. Расчетные и измеренные значения усилия прокатки, а также результаты их сравнения приведены в табл. 3.

Поскольку максимальное значение погрешности сравнения ΔP_i в табл. 3 не превосходит значения 6,06 %, то для проектирования технологических режимов горячей прокатки на действующем стане 2000, обеспечивающих требуемую точность продольного и поперечного профиля горячекатаных полос с применением моделей управления продольной и поперечной разнотолщин-

ностью [5 – 7], целесообразно использовать представленные выше результаты исследований модуля жесткости.

Выводы

На основе обработки результатов исследований и экспериментов получены достоверные зависимости, описывающие влияние ширины прокатываемой полосы на изменение модуля жесткости клеток «кварто» чистовой группы действующего стана горячей прокатки.

Установлено, что прокатка при движении полосы в чистовой группе от первой до последней клетки с усилиями в диапазоне менее 6,484 – 3,041 МН нежелательна, так как при таких силах прокатки клетки испытывают нелинейную деформацию, которая вносит дополнительные колебания межвалкового зазора.

Результаты исследований могут быть использованы при разработке эффективных технологических режимов прокатки в чистовой группе клеток для производства горячекатаных полос с минимальными отклонениями геометрических характеристик продольного и поперечного профиля.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Гарбер Э.А. Станы холодной прокатки. Москва: Черметинформация; 2004:416.
2. Гарбер Э.А., Кожевникова И.А., Тарасов П.А. Расчет усилий горячей прокатки тонких полос с учетом напряженно-деформированного состояния в зоне прилипания очага деформации. *Производство проката*. 2007;(4):7–15.
Garber E.A., Kozhevnikova I.A., Tarasov P.A. Calculation of hot rolling forces of thin strips taking into account the stress-strain state in adhesion region of deformation zone. *Proizvodstvo prokata*. 2007;(4):7–15. (In Russ.).
3. Гарбер Э.А., Кожевникова И.А., Тарасов П.А., Завражнов А.А., Траино А.И. Моделирование контактных напряжений и усилий горячей прокатки тонких широких полос с учетом зоны прилипания и упругих участков очага деформации. *Металлы*. 2007;(2):26–35.
Garber E.A., Kozhevnikova I.A., Tarasov P.A., Zavrazhnov A.A., Traino A.I. Simulation of contact stresses and forces during hot rolling of thin wide strips with allowance for a stick zone and elastic regions in the deformation zone. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2007;(2):112–119.
<https://doi.org/10.1134/S003602950702005X>
4. Гарбер Э.А., Пospelov И.Д., Кожевникова И.А. Влияние химического состава и упругих свойств полосы и валков на энергосиловые параметры широкополосных станов горячей прокатки. *Производство проката*. 2011;(8):2–7.
Garber E.A., Pospelov I.D., Kozhevnikova I.A. Influence of chemical compositions and elastic properties of strip and rolls on energy and force parameters in wide-strip hot rolling mills. *Proizvodstvo prokata*. 2011;(8):2–7. (In Russ.).
5. Гарбер Э.А., Кожевникова И.А., Тарасов П.А. Эффективные режимы горячей прокатки тонких полос на широкополосных станах. *Производство проката*. 2009;(1):10–16.

- Garber E.A., Kozhevnikova I.A., Tarasov P.A. Effective hot rolling modes of thin strips at wide-strip mills. *Proizvodstvo prokata*. 2007;(4):7–15. (In Russ.).
6. Гарбер Э.А., Поспелов И.Д., Траино А.И., Савиных А.Ф., Николаев Н.Ю., Мишнев П.А. Моделирование продольной разнотолщинности горячекатаных стальных полос в непрерывной группе клетей широкополосного стана. *Металлы*. 2012;(4):47–53.
Garber E.A., Pospelov I.D., Traino A.I., Savinykh A.F., Nikolaev N.Yu., Mishnev P.A. Simulation of the longitudinal thickness deviation of the steel strips hot rolled in the continuous group of a broad-strip mill. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012;(9):831–836.
<https://doi.org/10.1134/S0036029512090042>
 7. Поспелов И.Д., Румянцев В.В. Совместное регулирование продольной и поперечной разнотолщинности при горячей прокатке в чистовой группе клетей непрерывного широкополосного стана. *Прокатное производство. Приложение к журналу «Технология металлов»*. 2024;(20):10–19.
<https://doi.org/10.31044/1684-2499-2024-0-20-10-19>
Pospelov I.D., Rumyantsev V.V. Joint regulation of longitudinal and transverse gage variations during hot rolling in finishing group of stands of continuous broadband mill. *Rolling Production. Appendix to Journal “Technology of Metals”*. 2024;(20):10–19. (In Russ.).
<https://doi.org/10.31044/1684-2499-2024-0-20-10-19>
 8. Wu J., Yan X. Coupling vibration model for hot rolling mills and its application. *Journal of Vibroengineering*. 2019;21(7):1795–1809.
<https://doi.org/10.21595/jve.2019.20226>
 9. Qi J.B., Wang X.X., Yan X.Q. Influence of mill modulus control gain on vibration in hot rolling mills. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2020;27:528–536.
<https://doi.org/10.1007/s42243-020-00375-3>
 10. Wang L., Hou P., Wang S., Wang C., Yan X., Wang X. Study on the effect of rolling mill dynamic stiffness on coupled vibration of hydraulic machine. *Journal of Vibroengineering*. 2024;26(3):455–468.
<https://doi.org/10.21595/jve.2023.23524>
 11. Jia X.D., Wang S., Yan X.Q., Wang L.D., Wang H.P. Research on dynamic response of cold rolling mill with dynamic stiffness compensation. *Electronics*. 2023;12(3):0599.
<https://doi.org/10.3390/electronics12030599>
 12. Gong D.Y., Xu J.Z., Yuan F.C. Study on roll elastic deformation asymmetrical 4-high mill stiffness. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*. 2012;33(11):1586–1590.
 13. Целиков А.И., Полухин П.И., Гребеник В.М. и др. Машины и агрегаты металлургических заводов: Учебник для студентов металлургических и машиностроительных специальностей вузов: в 3-х томах. Москва: Альянс; 2018:679.
 14. Королев А.А. Механическое оборудование прокатных и трубных цехов: Учебник для вузов. Москва: Металлургия; 1987:480.
 15. Григорян Г.Г., Железнов Ю.Д., Черный В.А., Кузнецов Л.А., Журавский А.Г. Настройка, стабилизация и контроль процесса тонколистовой прокатки. Москва: Металлургия; 1975:368.
 16. Wenyu M., Fenqin W., Xibang Z., Wei G., Ziyang L., Lin T. Influence of rolling force and roll gap on thickness of strip. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2017;239:012012.
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/239/1/012012>
 17. Laihua T., Qiaoyi W., Huajie W. Establishment and numerical analysis of rolling force model based on dynamic roll gap. *Applied Sciences*. 2023;13(13):7394.
<https://doi.org/10.3390/app13137394>
 18. Zhenhua W., Yu H., Yuanming L., Tao W. Prediction model of strip crown in hot rolling process based on machine learning and industrial data. *Metals*. 2023;13(5):900.
<https://doi.org/10.3390/met13050900>
 19. Haibo X., Xingsheng L., Tao Z. Numerical analysis of the effect of work roll bending on strip crown during tandem hot rolling. *International Journal of Applied Mechanics*. 2022;14(07):2250052.
<https://doi.org/10.1142/S1758825122500521>
 20. Liu G.M., Li Y.G., Huang Q.X., Yang X. Axial force analysis and roll contour configuration of four-high CVC mill. *Mathematical Problems in Engineering*. 2018;(2):7527402.
<https://doi.org/10.1155/2018/7527402>
 21. Гарбер Э.А., Кожевникова И.А., Тарасов П.А., Траино А.И. К вопросу о влиянии трения первого и второго рода на энергосиловые параметры горячей прокатки в клетях кварто. *Металлы*. 2007;(6):47–56.
Garber E.A., Kozhevnikova I.A., Tarasov P.A., Traino A.I. Effect of sliding and rolling friction on the energy-force parameters during hot rolling in four-high stands. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2007;(6):484–491.
<https://doi.org/10.1134/S0036029507060080>

Сведения об авторе

Иван Дмитриевич Поспелов, к.т.н., доцент, Череповецкий государственный университет
ORCID: 0009-0000-5974-5718
E-mail: idpospelov@chsu.ru

Information about the Author

Ivan D. Pospelov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Cherepovets State University
ORCID: 0009-0000-5974-5718
E-mail: idpospelov@chsu.ru

Поступила в редакцию 24.07.2024
 После доработки 18.09.2024
 Принята к публикации 29.10.2024

Received 24.07.2024
 Revised 18.09.2024
 Accepted 29.10.2024



УДК 669.15-194.55:539.374

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-21-29



Оригинальная статья

Original article

РАЗРУШЕНИЕ ОТПУЩЕННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Л. А. Теплякова¹, Т. С. Куницына¹, В. А. Печковский¹, А. Д. Кашин²

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет (Россия, 634003, Томск, пл. Соляная, 2)

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

✉ lat168@mail.ru

Аннотация. Настоящая работа посвящена изучению закономерностей развития пластической деформации и разрушения среднелегированной стали со структурой отпущенного мартенсита (сталь 34ХНЗМФА) при активном растяжении. Данная сталь отличается многомасштабной дефектной структурой и содержит выделения цементита и специальные карбиды. Экспериментальное исследование эволюции дефектной и карбидной подсистем при пластической деформации потребовало применения комплекса методов: оптическая и электронная (сканирующая и просвечивающая) микроскопия, рентгеноструктурный анализ; измерения количественных характеристик микроструктуры и картины микротрещин и их статистическая обработка. В работе выявлено, что местами существенной локализации пластической деформации на стадии предразрушения являются приграничные области: зерен (бывшего аустенитного и реального мартенситного); всех структурных составляющих отпущенного мартенсита (пластины, пакеты, блоки реек, рейки). Сопоставление характера деформационного рельефа и тонкой структуры, формирующейся перед разрушением, с картиной изломов на различных структурно-масштабных уровнях свидетельствует о том, что разрушение исследованной стали, также как и пластическая деформация, ей предшествующая, несет в себе черты наследственности исходной внутренней структуры. Таким образом, разрушение исследованной стали имеет многоуровневый характер, обусловленный: иерархией исходной внутренней микроструктуры; эволюцией карбидных фаз; локализацией пластической деформации, развивающейся на всех стадиях пластической деформации и, как следствие, подготавливающей пути распространения микротрещин.

Ключевые слова: пакетный отпущенный мартенсит, дислокационная структура, деформационный рельеф, поверхность разрушения, масштаб-но-структурные уровни разрушения

Для цитирования: Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Печковский В.А., Кашин А.Д. Разрушение отпущенной мартенситной стали при растяжении. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):21–29. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-21-29>

TENSILE FRACTURE OF TEMPERED MARTENSITIC STEEL

L. A. Teplyakova¹, T. S. Kunitsyna¹, V. A. Pechkovskii¹, A. D. Kashin²

¹ Tomsk State University of Architecture and Building (2 Solyanaya Sqr., Tomsk 634003, Russian Federation)

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

✉ lat168@mail.ru

Abstract. The work is devoted to the study of development regularities of plastic deformation and destruction of medium-alloy steel with a tempered martensite structure (0.34C–Cr–Ni–3Mo–V–Fe steel) under active tension. This steel is characterized by a multi-scale defect structure and contains cementite precipitates and special carbides. An experimental study of the evolution of defect and carbide subsystems during plastic deformation required the use of different methods: optical and electron (scanning and transmission) microscopy; X-ray structural analysis; measurements of quantitative characteristics of the microstructure and pattern of microcracks and their statistical processing. The research revealed that the places of significant localization of plastic deformation at the pre-destruction stage are the boundary areas of grains (former austenitic and real martensitic); all structural components of tempered martensite (plates, packets, blocks of laths, laths). A comparison of nature of the deformation relief and the fine structure formed before destruction with the pattern of fractures at various structural-scale levels indicates that the destruction of the steel under study, as well as the plastic deformation preceding it, bears the features of heredity of the original internal structure. Thus, the fracture of the studied steel has a multi-level nature, caused by: hierarchy of the initial internal microstructure; evolution of carbide phases; localization of plastic deformation developing at all stages of plastic deformation and, as a consequence, preparing the paths for microcracks propagation.

Keywords: tempered lath martensite, dislocation structure, deformation relief, fracture surface, scale-structural levels of fracture

For citation: Teplyakova L.A., Kunitsyna T.S., Pechkovskii V.A., Kashin A.D. Tensile fracture of tempered martensitic steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):21–29. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-21-29>

ВВЕДЕНИЕ

Стали со структурой отпущенного мартенсита проявляют хорошие пластические свойства, сочетающиеся с высокой прочностью как в начале деформации [1–3], так и при значительных степенях пластической деформации [4–6]. Оптимальные механические свойства мартенситной стали являются причиной того, что она широко используется в промышленности [7], в частности, в автомобильной [8]. Известно, что внутренняя структура мартенситных сталей иерархически организована в интервале масштабов, различающихся на три порядка [8–11]. Основной морфологической составляющей мартенсита является пакетный (реечный) мартенсит [9; 10]. Элементом такой микроструктуры является рейка шириной от 0,2 до 0,5 мкм. Рейки имеют тенденцию выстраиваться параллельно друг другу в большой области зерна аустенита, в котором образуются. Группа реек с одинаковой ориентацией называется блоком, а группа из нескольких блоков с одной и той же плоскостью габитуса называется пакетом. Границы как блока, так и пакета являются эффективными барьерами для движения дислокаций и обеспечивают прочность и ударную вязкость мартенситных сталей [2; 3]. Следует отметить, что механизмы пластической деформации сталей со столь сложной дефектной структурой в настоящее время все еще мало изучены [7; 12]. Ранее установлено [13; 14], что для среднелегированных сталей со структурой отпущенного мартенсита при активной деформации (растяжении) происходит ярко выраженная локализация деформации, связанная с границами разориентации наследованного аустенитного и реального мартенситного зерна. В этих работах было выявлено, что в ходе активного нагружения происходит самоорганизация пластической деформации в группах реальных зерен. Линейные размеры самоорганизующихся при деформации групп мартенситных зерен оказались соизмеримыми с размерами наследованного аустенитного зерна. Другими словами, в ходе пластической деформации происходит локализация деформации, тесно связанная с зеренной подсистемой.

Развитие сдвиговой деформации в пакетной составляющей мартенсита также сопровождается локализацией сдвига, что связано с иерархическим строением пакетного мартенсита. В работе [15] было установлено, что в пакетах мартенситных кристаллов (реек) локализация происходит с образованием двух подсистем следов сдвига: тонких и грубых. Подсистемы тонких следов формируются с самого начала пластической деформации и их образование происходит в условиях

однородной деформации образца. Появление и эволюция подсистемы грубых следов коррелирует с образованием в образце первой (длинной) шейки, то есть является основным микромеханизмом, приводящим к локализации пластической деформации в масштабах образца (макролокализации). Местами локализации грубого сдвига являются приграничные области реек и фрагментов пакета. Появление подсистем грубых следов сдвига коррелирует с формированием в пакете фрагментированной (изотропной) дислокационной структуры. Другими словами, сдвиговая пластическая деформация в сталях со структурой отпущенного мартенсита тесно связана с ее иерархически организованной локализацией во всем интервале степеней деформации, в том числе предшествующих разрушению. Согласно результатам этих исследований, логично предполагать, что разрушение данного класса сталей также должно быть иерархически обусловлено предшествующей деформацией.

В настоящей работе поставлена задача установления закономерностей развития процесса разрушения среднелегированной отпущенной стали в физически обоснованном интервале масштабов и выявления его связи с предшествующей пластической деформацией.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования были выбрана сталь марки 34ХНЗМФА. После прокатки на заключительной стадии термообработки сталь была подвергнута закалке с температуры 950 °С в воду, затем отпуску в течение 4 ч при температуре 600 °С с последующим охлаждением в воду. После проведенной термомеханической обработки сталь имеет структуру высокоотпущенного смешанного пакетно-пластинчатого мартенсита. Практически весь углерод содержится в карбидных выделениях (цементит и спецкарбиды: преимущественно Me_2C , Me_6C и $Me_{23}C$). Деформирование осуществлялось растяжением на машине Instron со скоростью $6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре. Изучение поверхности разрушения проводилось с применением оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии на образцах, вырезанных по направлению прокатки и перпендикулярно ему (образцы продольные и поперечные соответственно). Измерена плотность микротрещин, их длина и углы их ориентации относительно оси растяжения. Проведена статистическая обработка результатов измерений и получены их средние значения.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исходная структура (до деформации). Внутренняя структура исследованной стали перед нагружением является сложной системой. Она включает: во-первых, границы разориентации зерен и всех структурных составляющих мартенсита (пластина, пакет, фрагмент пакета (блок), рейка; во-вторых, развитую дислокационную структуру со средней скалярной плотностью дислокаций порядка 10^{10} см^{-2} ; в-третьих, подсистему карбидных фаз (цементита и специальных карбидов). Проведенные в работе структурный и фазовый анализы с определением количественных характеристик позволили составить, по сути, «паспорт» исследованной стали, отражающий иерархическое строение внутренней структуры во всем физически обоснованном интервале масштабов. Результаты этого анализа систематизированы в табл. 1. Дислокационная структура в пакетах и пластинах разнообразна и представлена следующими типами: сетчатая, ячеистая и фрагментированная [1; 16]. Выделения цементита расположены преимущественно на границах структурных составляющих мартенсита, в то время как

местоположение специальных карбидов тесно связано с дислокационной субструктурой. В сетчатой субструктуре спецкарбиды находятся в узлах сеток, в ячеистой и фрагментированной – в стыках границ ячеек и фрагментов соответственно [11; 16].

В процессе пластической деформации происходит эволюция дефектной и карбидной подсистем, которая сопровождается многоуровневой локализацией деформации [13 – 15] и превращениями карбидных фаз [17]. Естественно, что в сталях со структурой отпущенного мартенсита проблемы зарождения трещин не стоит. Местами зарождения микротрещин могут быть: неметаллические включения, различные поверхности разориентации и их стыки, карбидные частицы. В связи с этим важно понять, при каких условиях зародившиеся трещины могут распространяться. Следует отметить, что основная информация о структуре микротрещин и поверхности разрушения обычно бывает получена в результате их изучения методами оптической и/или сканирующей электронной микроскопии [18 – 21]. Метод просвечивающей электронной микроскопии на фольгах пока еще мало применяется при изучении разрушения [22; 23].

Таблица 1. Классификация структурных уровней по масштабу

Table 1. Classification of structural levels by scale

Номер масштабного уровня	Номер структурного уровня	Элемент структуры			Средние размеры, мкм
1	1	Образец в целом			(4×4×6)·1000
2	2	Ликвидационные полосы			50×5000
	3	Неметаллические включения (сульфиды)			20×30
	4	Наследованное зерно (группа реальных зерен)			140
	5	Реальное зерно			20
3	6	Пакет			4×6
	7	Пластина			2,5×4,0
	8	Фрагмент пакета (блок)			0,8×4,0
4	9	Кристалл пакетного мартенсита (рейка)			0,19×4,0
	10	Фрагмент рейки			0,6×4,0
5	11	Частицы цементита	границы	пластин	(0,6×4)·10 ⁻²
				реек	(3×25)·10 ⁻²
			матрица	пластин	(2×14)·10 ⁻²
				реек	(1,7×10)·10 ⁻²
	12	Частицы специальных карбидов	границы	пластин	8·10 ⁻²
				реек	1,6·10 ⁻²
			матрица	пластин	1,1·10 ⁻²
				реек	1,4·10 ⁻²
	13	Дислокационная ячейка			4·10 ⁻² – 5·10 ⁻²
	14	Звено дислокационной ячейки			1·10 ⁻² – 15·10 ⁻²

В настоящей работе проведено обширное электронно-микроскопическое исследование тонкой структуры на разных стадиях пластического течения стали 34ХНЗМФА вплоть до степеней деформации, предшествующих разрушению (в области второй шейки [13]).

Микротрещины и границы раздела. На рис. 1 приведены типичные примеры тонкой структуры стали с микротрещинами, распространяющимися по границам раздела, созданным в ней как в результате предшествующей термомеханической обработки (по границам раздела зерен (рис. 1, а); по границам раздела структурных составляющих мартенсита – пакетов и пластин (рис. 1, б, в); по границам реек (рис. 1, г)), так и по границам дислокационных фрагментов, сформированных в ходе пластической деформации (рис. 1, д, е).

Анализ большого количества полученных в работе микроснимков показывает, что микротрещины идут по тем поверхностям, по которым произошел сильно локализованный сдвиг, и являются его логическим завершением из-за недостаточной релаксации внутренних напряжений иными способами, нежели образованием микротрещин. Этот факт коррелирует с тем, что в сталях со структурой отпущенного мартенсита в локальных участках образца могут достигаться напряжения, сравнимые с теоретической прочностью, при том, что их средние значения соответствуют реальному предельному значению, которое достигается на поздних стадиях пластической деформации [16]. Также важно отметить, что траектории распространения микротрещин проходят по областям локализации изотропной фрагментированной субструктуры, являющейся последним зве-

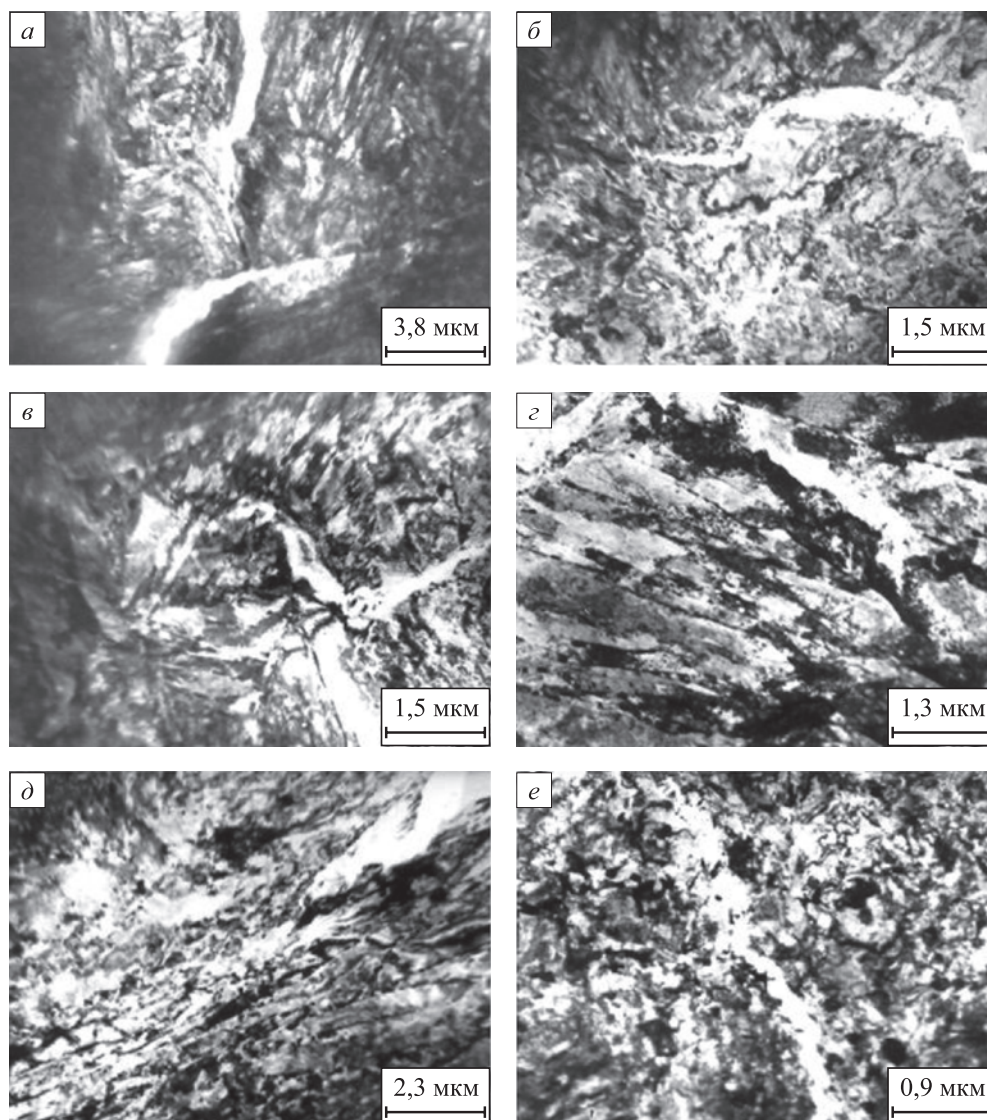


Рис. 1. Трещины, распространяющиеся по границам зерен (а, б), структурных составляющих мартенсита (в, г) и фрагментов (д, е)

Fig. 1. Cracks propagating along grain boundaries (a, б), structural components of martensite (в, г) and fragments (д, е)

ном в цепочке субструктурных превращений в данной стали (сетчатая, ячеистая, анизотропные фрагменты и, наконец, изотропная фрагментированная субструктура) [24]. Названная последовательность субструктурных превращений в приграничных областях раздела реализуется раньше, чем в матрице. Другими словами, именно в них раньше «расходуется» запас возможных механизмов релаксации амплитудных значений локальных дальнедействующих напряжений, создаваемых в процессе деформации.

Микротрещины. В исследованной стали со структурой смешанного отпускаемого мартенсита, где имеется подсистема субграниц, созданных в ходе термомеханической обработки, микротрещины появляются с самого начала пластической деформации. Как отмечалось выше, при деформации формируются новые границы разориентации (границы дислокационных фрагментов внутри кристаллов мартенсита), а их разориентировки с ростом степени деформации растут [17; 24]. Одновременно с этим нарастает плот-

ность микротрещин и уменьшается их средняя длина (рис. 2, а), что коррелирует с увеличением общей плотности границ разориентации в мартенситах и их стыков.

Средняя длина микротрещин перед разрушением составляет примерно 1 мкм, что соизмеримо с типичными линейными размерами блока реек (табл. 1). Это означает, что микротрещины в данной стали пересекают границы реек, но тормозятся на границах блоков, которые имеют большие углы разориентации, чем границы реек [14; 19].

В работе были измерены доли микротрещин, ориентированных под различными углами к оси растяжения, и полученные их величины представлены на рис. 2, б. При больших степенях деформации преобладают трещины, расположенные под углом 45° к оси растяжения, и существенно уменьшается доля трещин, ориентированных параллельно оси растяжения, то есть доминирующими становятся трещины скола [22].

Масштабно-структурные уровни разрушения. Как уже отмечалось выше, внутренняя структура отпускаемого мартенситной стали включает три иерархически организованные подсистемы: границы разориентации, развитую дислокационную структуру и выделения карбидных фаз. В ходе пластической деформации каждая из них эволюционирует в соответствующем интервале масштабов. При этом закономерности их эволюции взаимосвязаны и взаимообусловлены (подробнее см. в работах [17; 24]). Естественно было ожидать, что картина вязкого разрушения данной стали также будет иметь многоуровневый характер. В настоящей работе проведено изучение поверхности разрушения образцов в интервале масштабов, различающихся на три порядка. В табл. 2 представлены микрофотографии и приведены количественные характеристики картины изломов продольных и поперечных образцов стали 34ХНЗМФА со структурой отпускаемого мартенсита, характерные для различных масштабных уровней.

Для продольных образцов характерным является чашечный излом, а для поперечных – смесь чашечного и хрупкого. В работе были измерены линейные размеры чашечек на разных масштабных уровнях, определены их средние значения и проведено сопоставление со средними размерами представленных в табл. 1 структурных элементов стали. Проведенное сопоставление показало, что между названными характеристиками имеется однозначная корреляция со средними размерами наследованного и реального зерен, пластин и пакетов, а также других, более мелких структурных элементов, в частности, дислокационных фрагментов, образованных в ходе пластической деформации при относительных степенях деформации, предшествующих разрушению (табл. 1, уровень 4). Выявленная кор-

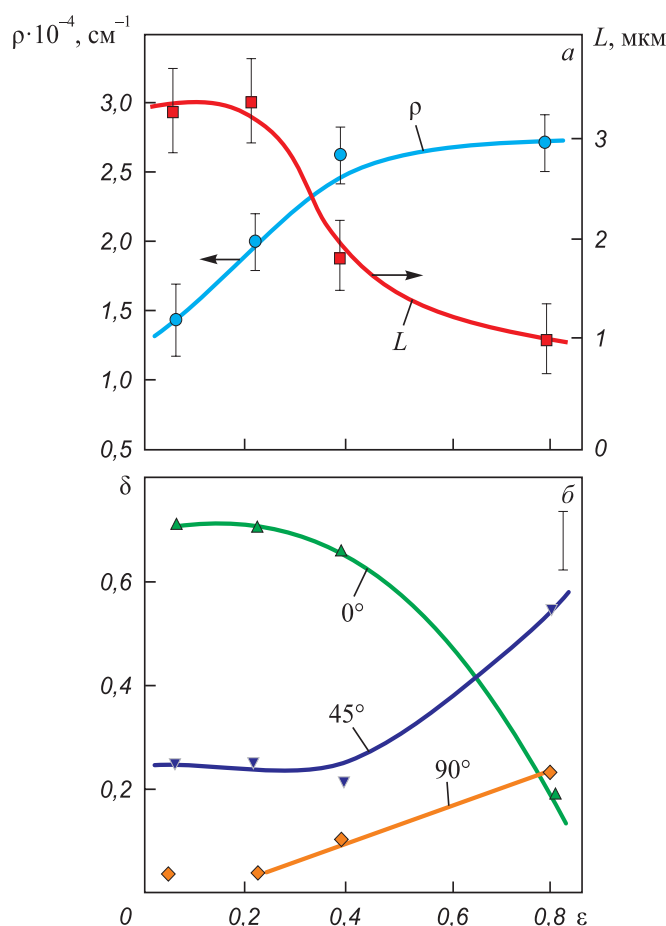
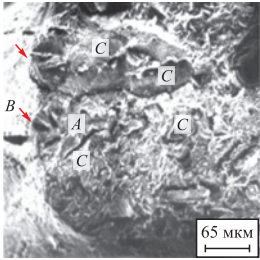
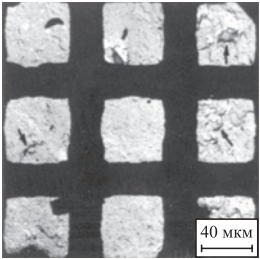
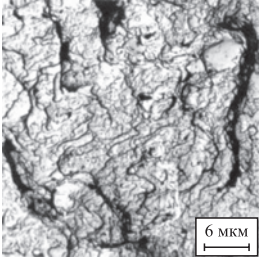
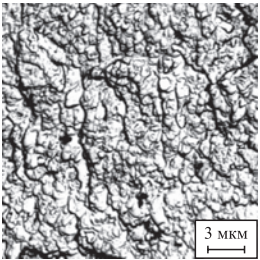
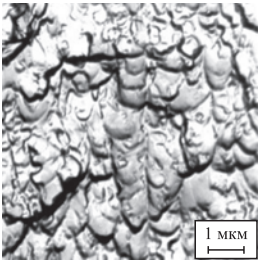
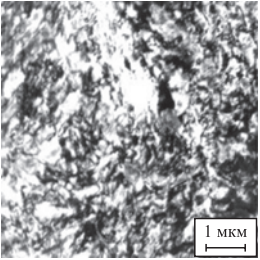


Рис. 2. Связь плотности трещин ρ , их длины L (а) и доли трещин δ , параллельных (0°), перпендикулярных (90°) и идущих под углом 45° к оси растяжения (б) со степенью деформации

Fig. 2. Relationship between crack density ρ , their length L (a) and proportion of cracks δ parallel (0°), perpendicular (90°) and running at an angle of 45° to the tensile axis (b) with deformation degree

Таблица 2. Характеристики картины изломов

Table 2. Characteristics of the fracture pattern

Масштабно-структурный уровень	Наблюдаемый элемент картины излома	Микрофотография элемента картины излома	Характерные размеры структурного элемента, мкм	Среднее расстояние между структурными элементами, мкм	Элемент тонкой структуры, с которым можно сопоставить
Образец в целом (уровень 1)	Трещины (A) Раковины (B) Области квазихрупкого скола (C)		Средняя длина трещин ~150 Диаметр раковины 50 – 100 Диаметр областей квазихрупкого скола 200 – 500	~100	Группы зерен. Неметаллические включения
Группа зерен (уровень 2)	Полосы локализованной деформации	 	Ширина полос 0,5 – 1,5	50 – 300	Появляются в результате локализации пластической деформации вблизи границ зерен
Зерно (уровень 3)	Полосы локализованной деформации Области с одинаковой формой чашечек Чашечки внутри этих областей Удлиненные чашечки		Ширина полос ~0,3	6,5	Группы пакетов
			6×10	6×10	Пакеты
			0,64	0,56	Рейка или группа реек в пакете
			1,5×9,0	—	Пластины
Пакет, пластина (уровень 4)	Внутренняя структура чашечек		0,5 – 0,6		Фрагменты в рейках и пластинах
	Фрагментированная структура		Размеры фрагмента: в пластинах 0,35×0,08 в рейках 0,18×0,07		

реляция согласуется с установленными ранее [13 – 15] закономерностями многоуровневой, иерархически организованной локализации пластической деформации по границам разориентации. В частности, в работе [15] показано, что средняя величина мощности сдвига, происходящего в приграничных областях кристаллов отпущенного мартенсита (блоки и рейки), примерно в три раза выше, чем величина сдвига в матрице кристаллов. Другими словами, интенсивная локализация пластической деформации подготавливает пути распространения микротрещин.

Таким образом, сопоставление характера деформационного рельефа и тонкой структуры, формирующейся перед разрушением, с картиной изломов на различных структурно-масштабных уровнях свидетельствует о том, что разрушение исследованной стали, также как и пластическая деформация, ей предшествующая, несет в себе черты наследственности исходной внутренней структуры.

Выводы

С применением различных методов исследования проведено изучение закономерностей появления микротрещин в стали со структурой отпущенного мартенсита на поздней стадии пластической деформации. Установлено, что практически все наблюдаемые микротрещины распространяются по границам раздела, а именно: по границам зерна и их согласованно деформирующимся группам; по границам пластин, пакетов и блоков реек; по границам фрагментов дислокационной субструктуры, являющейся последним звеном в цепочке субструктурных превращений в исследованной стали.

Установлено, что в ходе пластической деформации длина микротрещин уменьшается так, что на стадии деформации, предшествующей разрушению, микротрещины могут пересекать границы реек, но тормозятся границами блоков, причем большая часть этих микротрещин образована по механизму скола.

Разрушение исследованной стали имеет многоуровневый характер, обусловленный: иерархией исходной внутренней микроструктуры; локализацией пластической деформации, развивающейся на всех стадиях пластической деформации и, как следствие, подготавливающей пути распространения микротрещин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Попова, С.В. Коновалов, Н.А. Конева. Новокузнецк: Полиграфист; 2016:510.
2. Harjo S., Kawasaki T., Tomota Y., Gong W., Aizawa K., Tichy G., Shi Z., Ungár T. Work hardening, dislocation structure, and load partitioning in lath martensite determined by in situ neutron diffraction line profile analysis. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48(9):4080–4092. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4172-0>
3. Kwak K., Mayama T., Mine Y., Takashima K. Anisotropy of strength and plasticity in lath martensite steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;674:104–116. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.047>
4. Jo K.-R., Seo E.-J., Sulistiyo D.H., Kim J.-K., Kim S.-W., De Cooman B.C. On the plasticity mechanisms of lath martensitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;704:252–261. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.024>
5. Jafarian H.R., Tarazkouhi M.F. Significant enhancement of tensile properties through combination of severe plastic deformation and reverse transformation in an ultrafine/nano grain lath martensitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;686:113–120. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.034>
6. Shamsujjoha M. Evolution of microstructures, dislocation density and arrangement during deformation of low carbon lath martensitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;776:139039. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139039>
7. Inoue J., Sadeghi A., Koseki T. Slip band formation at free surface of lath martensite in low carbon steel. *Acta Materialia*. 2019;165:129–141. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.11.026>
8. Chen T., Chiba T., Koyama M., Shibata A., Akiyama E., Takai K. Hierarchical characteristics of hydrogen-assisted crack growth and microstructural strain evolution in tempered martensitic steels: Case of quasi-cleavage fracture. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2021;52(10):4703–4713. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06423-1>
9. Krauss G., Marder A.R. The morphology of martensite in iron alloys. *Metallurgical Transactions*. 1971;2(9):2343–2357. <https://doi.org/10.1007/BF02814873>
10. Morito S., Tanaka H., Konishi R., Furuhashi T., Maki T. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe–C alloys. *Acta Materialia*. 2003;51(6):1789–1799. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00577-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00577-3)
11. Teplyakova L., Gershteyn G., Popova N., Kozlov E., Ignatenko L., Springer R., Schaper M., Bach Fr.-W. Scale-dependent hierarchy of structural elements in the microstructure of thermomechanical treated ferritic steels with residual austenite. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 2009;40(9):704–712. <https://doi.org/10.1002/mawe.200900503>
12. Morsdorf L., Jeannin O., Barbier D., Mitsuhara M., Raabe D., Tasan C.C. Multiple mechanisms of lath martensite plasticity. *Acta Materialia*. 2016;121:202–214. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.006>
13. Теплякова Л.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. Локализация пластической деформации в отпущенных мартенситных сталях на крупномасштабных уровнях. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2012;9(4-2):659–663.
Teplyakova L.A., Popova N.A., Kozlov E.V. Localization of plastic deformation in tempered martensitic steels at large-scale levels. *Fundamental'nye problemy sovremenogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*. 2012;9(4-2):659–663. (In Russ.).

14. Теплякова Л.А., Попова Н.А., Куницына Т.С. Локализация деформации в мартенситных сталях на структурно-масштабном уровне: зерно. Полосы локализованной деформации. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2018;15(4):331–338.
 Teplyakova L.A., Popova N.A., Kunitsyna T.S. Localization of deformation in martensitic steels at the structural and scale level: Grain. Bands of localized deformation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*. 2018;15(4):331–338. (In Russ.).
15. Теплякова Л.А., Кашин А.Д., Куницына Т.С. Развитие сдвиговой деформации в пакетном мартенсите средне-легированных сталей при растяжении. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(2):154–161.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-154-161>
 Teplyakova L.A., Kashin A.D., Kunitsyna T.S. Development of shear deformation in lath martensite of medium-alloy steels under tension. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(2):154–161.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-154-161>
16. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А., Теплякова Л.А., Чухин Б.Д. Стадии пластической деформации, эволюция структуры и картина скольжения в сплавах с дисперсным упрочнением. *Известия вузов. Физика*. 1991;34(3):112–128.
 Kozlov E.V., Popova N.A., Ignatenko L.N., Grigorieva N.A., Kovalevskaya T.A., Teplyakova L.A., Chukhin B.D. Stages of plastic deformation, evolution of structure and sliding pattern in alloys with dispersed hardening. *Izvestiya vuzov. Physics*. 1991;34(3):112–128. (In Russ.).
17. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Теплякова Л.А., Клопотов А.А. Закономерности субструктурно-фазовых превращений при пластической деформации мартенситной стали. *Известия вузов. Физика*. 1994;37(4):76–82.
 Kozlov E.V., Popova N.A., Ignatenko L.N., Teplyakova L.A., Klopotov A.A. Patterns of substructural-phase transformations during plastic deformation of martensitic steel. *Izvestiya vuzov. Physics*. 1994;37(4):76–82. (In Russ.).
18. Abdollah-Zadeh A., Jafari-Pirlari A., Barzegari M. Tempered martensite embrittlement in a 32NiCrMoV125 steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005;14(5): 569–573. <https://doi.org/10.1361/105994905X64657>
19. Du C., Hoefnagels J.P.M., Vaes R., Geers M.G.D. Plasticity of lath martensite by sliding of substructure boundaries. *Scripta Materialia*. 2016;120:37–40.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.04.006>
20. Kadkhodapour J., Butz A., Ziaei-Rad S., Schmauder S. A micro mechanical study on failure initiation of dual tension using single crystal plasticity model. *International Journal of Plasticity*. 2011;27(7):1103–1125.
<https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.12.001>
21. Shibata A., Gutierrez-Urrutia I., Nakamura A., Okada K., Miyamoto G., Madi Y., Besson J., Hara T., Tsuzaki K. Three-dimensional propagation behavior of hydrogen-related intergranular cracks in high strength martensitic steel. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2023;48(88): 34565–34574.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.05.211>
22. Li S., Zhu G., Kang Y. Effect of substructure on mechanical properties and fracture behavior of lath martensite in 0.1C–1.1Si–1.7Mn steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;675:104–115.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.03.100>
23. Trishkina L.I., Klopotov A.A., Potekaev A.I., Cherkasova T.V., Borodin V.I., Kulagina V.V. Regularities of micro-crack propagation in substructures. *Russian Physics Journal*. 2023;66(1):416–430.
<https://doi.org/10.1007/s11182-023-02956-7>
24. Козлов Э.В., Теплякова Л.А., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Клопотов А.А., Конева Н.А. Влияние типа субструктур на перераспределение углерода в стали мартенситного класса в ходе пластической деформации. *Известия вузов. Физика*. 2002;45(3):72–86.
 Kozlov E.V., Teplyakova L.A., Popova N.A., Ignatenko L.N., Klopotov A.A., Koneva N.A. Influence of substructure type on carbon redistribution in martensitic steel during plastic deformation. *Izvestiya vuzov. Physics*. 2002;45(3):72–86. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Людмила Алексеевна Теплякова, д.ф.-м.н., профессор кафедры физики, Томский государственный архитектурно-строительный университет

ORCID: 0000-0001-5038-7379

E-mail: lat168@mail.ru

Татьяна Семеновна Куницына, к.ф.-м.н., доцент кафедры высшей математики, Томский государственный архитектурно-строительный университет

ORCID: 0000-0001-6801-4909

E-mail: kma11061990@mail.ru

Владислав Андреевич Печковский, аспирант, Томский государственный архитектурно-строительный университет

E-mail: Poits16@yandex.ru

Александр Данилович Кашин, аспирант, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0003-1860-3654

E-mail: kash@mail.ru

Lyudmila A. Teplyakova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. of the Chair of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building

ORCID: 0000-0001-5038-7379

E-mail: lat168@mail.ru

Tat'yana S. Kunitsyna, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of the Chair of Advanced Mathematics, Tomsk State University of Architecture and Building

ORCID: 0000-0001-6801-4909

E-mail: kma11061990@mail.ru

Vladislav A. Pechkovskii, Postgraduate, Tomsk State University of Architecture and Building

E-mail: Poits16@yandex.ru

Aleksandr D. Kashin, Postgraduate, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-1860-3654

E-mail: kash@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Л. А. Теплякова – постановка задачи, анализ результатов исследований, формулировка выводов.

Т. С. Куницына – комплексное металлографическое и электронно-микроскопическое исследование.

В. А. Печковский – измерение количественных характеристик деформационного рельефа

А. Д. Кашин – статистическая обработка полученных данных.

L. A. Tepliyakova – problem statement, analysis of research results, formulation of conclusions.

T. S. Kunitsyna – complex metallographic and electron microscopic analysis.

V. A. Pechkovskii – measurement of quantitative characteristics of deformation relief.

A. D. Kashin – statistical processing of the data obtained.

Поступила в редакцию 20.09.2024

После доработки 23.10.2024

Принята к публикации 17.12.2024

Received 20.09.2024

Revised 23.10.2024

Accepted 17.12.2024



УДК 536.425:539.25:539.351

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-30-39



Оригинальная статья

Original article

ВЛИЯНИЕ НАКЛОННОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА РАСПАД СТРУИ ЖИДКОСТИ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМООБРАБОТКИ И НАПЛАВКИ

С. А. Невский[✉], Л. П. Бащенко, В. Д. Сарычев,
А. Ю. Грановский, Д. В. Шамсутдинова

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

✉ nevskiy.sergei@yandex.ru

Аннотация. Изучено совместное воздействие наклонных электрических полей и поперечного акустического поля на неустойчивость Кельвина–Гельмгольца границы раздела вязких электропроводных жидкостей на примере систем воздух–вода и аргон–железо. Наклонное электрическое поле вне зависимости от воздействия звуковых колебаний приводит к усилению неустойчивости Кельвина–Гельмгольца в микрометровом диапазоне длин волн. Наиболее интенсивный рост возмущений поверхности раздела наблюдается при угле наклона электрического поля $\pi/3$. Это открывает новые возможности для разработки технологий ускоренного охлаждения проката и наплавки материалов путем регулирования капельного переноса материала. Совместное воздействие акустических и электрических полей оказывает неоднозначное влияние на неустойчивость Кельвина–Гельмгольца. В случае системы воздух–вода звуковые колебания приводят к подавлению неустойчивости Кельвина–Гельмгольца, при этом тангенциальное электрическое поле напряженностью $3 \cdot 10^6$ В/м усиливает данный эффект, а нормальное поле, наоборот, ослабляет его. Для системы аргон–железо звуковые колебания приводят к полному исчезновению вязкостно-обусловленного максимума и к значительному снижению скорости роста возмущений поверхности раздела, которая соответствует первому максимуму. Приложение горизонтального электрического поля напряженностью $3 \cdot 10^7$ В/м значительно ослабляет эффект подавления неустойчивости Кельвина–Гельмгольца, а в вертикальном поле он, наоборот, усиливается. Установлено, что восстановление первого гидродинамического максимума в нормальном электрическом поле возможно при соотношении удельных электрических проводимостей σ более 0,012 вне зависимости от наличия звукового поля. Смена знака влияния вертикального электрического поля со стабилизирующего на дестабилизирующее возможно при соотношении σ от 0,015 и более.

Ключевые слова: электрическое поле, акустическое поле, термообработка, система воздух – вода, система аргон – железо, неустойчивость Кельвина–Гельмгольца, вязко-потенциальное приближение

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/>.

Для цитирования: Невский С.А., Бащенко Л.П., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Шамсутдинова Д.В. Влияние наклонного электрического поля на распад струи жидкости в процессах термообработки и наплавки. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):30–39. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-30-39>

INFLUENCE OF INCLINED ELECTRIC FIELD ON DECAY OF A LIQUID JET DURING HEAT TREATMENT AND SURFACING

S. A. Nevskii[✉], L. P. Bashchenko, V. D. Sarychev,
A. Yu. Granovskii, D. V. Shamsutdinova

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

✉ nevskiy.sergei@yandex.ru

Abstract. The combined effect of inclined electric fields and a transverse acoustic field on the Kelvin–Helmholtz instability of the interface of viscous electrically conductive liquids is studied using the example of air–water and argon–iron systems. An inclined electric field, regardless of the effect of sound vibrations, leads to the increased Kelvin–Helmholtz instability in the micrometer wavelength range. The most intense increase in the disturbances of the interface is observed at the angle of inclination of the electric field $\pi/3$. This opens up new opportunities for the development of technologies for accelerated cooling of rolled products and surfacing materials by regulating the drop transfer of material. The combined effect of acoustic

and electric fields has an ambiguous effect on the Kelvin–Helmholtz instability. In the case of an air–water system, sound vibrations lead to suppression of the Kelvin–Helmholtz instability, while a tangential electric field with a strength of $3 \cdot 10^6$ V/m enhances this effect, and a normal field, on the contrary, weakens it. For the argon–iron system, sound vibrations lead to the complete disappearance of the viscosity-conditioned maximum and to a significant decrease in the growth rate of disturbances at the interface, which corresponds to the first maximum. Application of a horizontal electric field with a strength of $3 \cdot 10^7$ V/m significantly weakens the effect of suppressing the Kelvin–Helmholtz instability, while in a vertical field, on the contrary, increases it. It was established that the restoration of the first hydrodynamic maximum in a normal electric field is possible with a ratio of specific electrical conductivities σ greater than 0.012, regardless of the presence of a sound field. A change in the influence of the vertical electric field from a stabilizing to a destabilizing one is possible with a ratio of σ from 0.015 or more.

Keywords: electric field, acoustic field, heat treatment, air–water system, argon–iron system, Kelvin–Helmholtz instability, viscous potential approximation

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/>).

For citation: Nevskii S.A., Bashchenko L.P., Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Shamsutdinova D.V. Influence of inclined electric field on decay of a liquid jet during heat treatment and surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):30–39.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-30-39>

ВВЕДЕНИЕ

Неустойчивость Кельвина–Гельмгольца встречается во многих областях исследований, начиная с земной магнитной гидродинамики [1], турбулентного перемешивания жидкостей [2], процессов нанесения покрытий электрическим взрывом [3] и заканчивая такими астрофизическими эффектами, как солнечный ветер [4]. Данная неустойчивость является мощным триггером, который препятствует устойчивости систем, где происходит смешивание двух или более жидкостей с различными свойствами. Наиболее интересными приложениями неустойчивости являются акустические режимы в системах, потребляющих воздух, таких как котлы, авиационные реактивные двигатели, газовые турбины [5]. Не менее интересным приложением данной неустойчивости является распад струи на капли в электрическом поле [6; 7]. Это явление лежит в основе принципа действия прецизионных устройств, являющихся неотъемлемой частью различных технологических процессов, например, электродуговой сварки, получения ультрамелкодисперсных порошков тугоплавких материалов [6; 7]. В работе [8] при изучении воздействия наклонного электрического поля на неустойчивость Кельвина–Гельмгольца двух идеальных диэлектрических жидкостей были найдены условия перехода жидкости в устойчивый режим при наложении горизонтального электрического поля, а также показано, что вертикальная компонента электрического поля оказывает дестабилизирующее влияние. Другим весьма перспективным приложением такой неустойчивости является ускоренное охлаждение арматурного проката. В работе [9] показано, что, регулируя скорость движения в системе вода–пар, можно добиться формирования капель наноразмерного диапазона. Эти капли, попадая на прокат, возбуждают термоупругую волну и тем самым увеличивают его ударную вязкость.

Возникновение и развитие неустойчивости Кельвина–Гельмгольца двух вязких жидкостей изучалось в работах [10; 11]. Особенность этих работ заключается в том, что в них используется вязко-потенциальное приближение. Его суть заключается в том, что сдвиговые

компоненты тензора напряжений на границе раздела сред отсутствуют, а вязкость жидкости учитывается только в условии непрерывности нормальных напряжений на данной границе [10]. В общем случае ситуация осложняется тем, что необходимо знать профиль скоростей среды и, как показывают результаты работ [11; 12], аналитического решения задачи устойчивости течения для профиля сложной конфигурации не существует. Однако при больших волновых числах (коротких длинах волн) данное приближение, как показывают результаты работы [13], является оправданным.

Взаимодействие неустойчивости Кельвина–Гельмгольца с ультразвуковыми колебаниями для случая плоской геометрии задачи в приближении вязко-потенциального течения изучалось в работах [14; 15]. Предполагалось, что воздействие акустических колебаний эквивалентно эффективному колеблющемуся полю сил тяжести. Установлено, что акустическое воздействие приводит к смещению максимума скорости роста в область больших волновых чисел [15] и обнаружена область стабильности между режимами слабого акустического воздействия и параметрического резонанса.

Целью настоящей работы являлось изучение совместного влияния наклонного электрического поля и поперечного акустического поля на устойчивость плоской поверхности электропроводной жидкости на примере систем железо–аргон и вода–воздух в приближении вязко-потенциального течения. Одновременное применение этих двух воздействий позволит добиться создания микро- и нанокпельных режимов течения жидкости, что является важным для разработки новых технологий сварки, наплавки, а также ускоренного охлаждения проката.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассмотрим неустойчивость плоской поверхности раздела двух вязких электропроводных сред. Первая среда характеризуется плотностью ρ_1 , кинематической вязкостью ν_1 , проводимостью σ_1 и диэлектрической проницаемостью ϵ_1 (рис. 1). Она занимает область $(-\infty \leq x \leq +\infty$ и $-h_1 \leq z \leq 0)$ и движется с горизонталь-

ной скоростью U_1 . Вторая среда занимает область $(-\infty \leq x \leq +\infty$ и $0 \leq z \leq h_2)$ и обладает плотностью ρ_2 , кинематической вязкостью ν_2 , проводимостью σ_2 и диэлектрической проницаемостью ε_2 . Горизонтальная скорость второй среды U_2 . Переменная ξ представляет собой отклонение границы раздела от равновесного значения (рис. 1).

Скорости движения первой и второй сред много меньше скорости звука, поэтому будем их считать несжимаемыми. Кинематика движения поверхности раздела описывается функцией $F(x, z, t) = z - \xi(x, t)$. Тогда вектор

нормали определяется как $\vec{n} = \frac{\nabla F}{|\nabla F|} = \frac{-\frac{\partial \xi}{\partial x} \vec{e}_x + \vec{e}_z}{\sqrt{1 + \left(\frac{\partial \xi}{\partial x}\right)^2}}$

(где ∇ – оператор градиента). В линейном приближении вектор нормали примет вид $\vec{n} = -\frac{\partial \xi}{\partial x} \vec{e}_x + \vec{e}_z$. Рассматриваемая система помещена во внешние поперечное акустическое поле и наклонное электрическое поле по отношению к поверхности жидкости (рис. 1). Вектор электрического поля с учетом возмущений поверхности раздела примет вид $\vec{E} = E_{0x} \vec{e}_x - E_{0z} \vec{e}_z - \nabla \psi$ (где ψ – возмущение электрического потенциала; E_{0x} и E_{0z} – нормальная и тангенциальная составляющие невозмущенного электрического поля соответственно). Значение угла наклона вектора электрического поля (рис. 1) по отношению к невозмущенной поверхности β определим как $\arctg\left(\frac{E_{0z}}{E_{0x}}\right)$.

Основные линеаризованные уравнения модели вязко-потенциального течения относительно малых возмущений с учетом электрического поля, согласно [10; 15], будут иметь вид:

$$\begin{aligned} \Delta \Phi_1 &= 0; \quad -h_1 < z < 0; \\ \Delta \Phi_2 &= 0; \quad 0 < z < h_2; \\ \Delta \psi_1 &= 0; \quad -h_1 < z < 0; \\ \Delta \psi_2 &= 0; \quad 0 < z < h_2, \end{aligned} \quad (1)$$

где Φ – возмущение потенциала скорости.

При получении первого и второго уравнений системы (1) не учитывали члены, связанные с электрическим полем, что справедливо для электропроводных жидкостей [16 – 18], когда отсутствует объемный заряд. Поэтому будем учитывать электрическую составляющую только в условиях на границе раздела жидкости и газа. На границах h_2 и h_1 зададим условия отсутствия возмущений скорости течения и электрического поля:

$$\begin{aligned} z = -h_1: \quad \frac{\partial \Phi_1}{\partial z} &= 0; \quad \frac{\partial \psi_1}{\partial x} = 0; \\ z = h_2: \quad \frac{\partial \Phi_2}{\partial z} &= 0; \quad \frac{\partial \psi_2}{\partial x} = 0. \end{aligned} \quad (2)$$

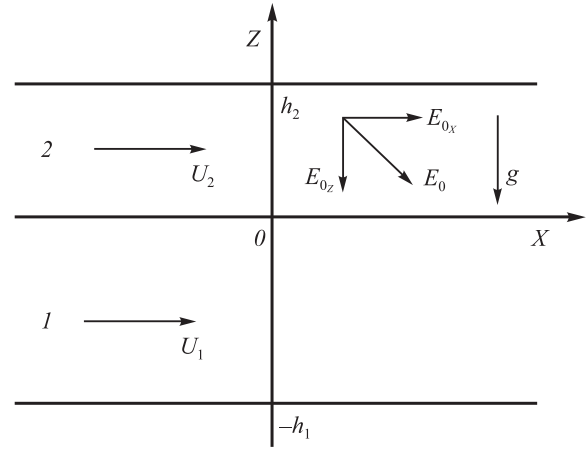


Рис. 1. К постановке задачи о возникновении и развитии неустойчивости Кельвина–Гельмгольца

Fig. 1. On formulation of the problem of origin and development of the Kelvin–Helmholtz instability

Граничные условия для возмущений потенциалов течения жидкости на поверхности раздела сред с учетом электрического поля имеют вид:

$$\begin{aligned} z = 0: \quad \frac{\partial \Phi_1}{\partial z} &= \frac{\partial \xi}{\partial t} + U_1 \frac{\partial \xi}{\partial x}; \quad \frac{\partial \Phi_2}{\partial z} = \frac{\partial \xi}{\partial t} + U_2 \frac{\partial \xi}{\partial x}; \\ -p_1 + 2\rho_1 \nu_1 \frac{\partial^2 \Phi_1}{\partial z^2} + p_{s1} - \frac{1}{2} \varepsilon_1 \varepsilon_0 (E_{1n}^2 - E_{1\tau}^2) + \\ + p_2 - 2\rho_2 \nu_2 \frac{\partial^2 \Phi_2}{\partial z^2} - p_{s2} + \frac{1}{2} \varepsilon_2 \varepsilon_0 (E_{2n}^2 - E_{2\tau}^2) &= \gamma \frac{\partial^2 \xi}{\partial x^2}, \end{aligned} \quad (3)$$

где U_i – скорость движения i -й среды; $p_i = -\rho_i \times \left(\frac{\partial \Phi_i}{\partial t} + U_i \frac{\partial \Phi_i}{\partial x} \right)$ – возмущение давления в i -й среде; p_{si} – возмущение давления акустического поля; $i = 1, 2$ – номер среды; γ – поверхностное натяжение; E_{in} и $E_{i\tau}$ – нормальная и тангенциальная составляющая поля соответственно.

Условия для электрического поля на границе раздела сред определим как [19]:

$$\vec{n} \cdot \vec{E}_1 = \vec{n} \cdot \vec{E}_2; \quad \sigma_1 (\vec{n} \cdot \vec{E}_1) = \sigma_2 (\vec{n} \cdot \vec{E}_2). \quad (4)$$

Подстановка в зависимость (4) вышеприведенных значений вектора нормали и электрического поля и последующая линеаризация с учетом того, что на границе раздела двух проводников $\sigma_1 E_{01z} = \sigma_2 E_{02z}$, $E_{01x} = E_{02x}$, приводят к следующему:

$$\begin{aligned} E_{10z} \frac{\partial \xi}{\partial x} + \frac{\partial \psi_1}{\partial x} &= E_{20z} \frac{\partial \xi}{\partial x} + \frac{\partial \psi_2}{\partial x}; \\ \sigma_1 \left(E_{10x} \frac{\partial \xi}{\partial x} + \frac{\partial \psi_1}{\partial z} \right) &= \sigma_2 \left(E_{20x} \frac{\partial \xi}{\partial x} + \frac{\partial \psi_2}{\partial z} \right). \end{aligned} \quad (5)$$

Решение уравнений (1) будем искать в виде:

$$\begin{aligned}\Phi_1(x, z, t) &= A_1 \cosh[k(z + h_1)] \exp(\omega t + ikx); \\ \Phi_2(x, z, t) &= A_2 \cosh[k(z - h_2)] \exp(\omega t + ikx); \\ \Psi_1(x, z, t) &= A_3 \sinh[k(z + h_1)] \exp(\omega t + ikx); \\ \Psi_2(x, z, t) &= A_4 \sinh[k(z - h_2)] \exp(\omega t + ikx); \\ \xi(x, t) &= \xi_0 \exp(\omega t + ikx).\end{aligned}\quad (6)$$

Подстановка третьего, четвертого и пятого уравнения (6) в зависимость (5) приводит к следующей системе уравнений для постоянных A_3 и A_4 :

$$\begin{aligned}A_3 \sinh(kh_1) + A_4 \sinh(kh_2) &= (E_{20z} - E_{10z}) \xi_0; \\ A_3 \sigma_1 \cosh(kh_1) - A_4 \sigma_2 \cosh(kh_2) &= \\ &= i \xi_0 (\sigma_2 E_{20x} - \sigma_1 E_{10x}).\end{aligned}\quad (7)$$

Решение (7) после преобразования имеет вид:

$$\begin{aligned}A_3 &= - \left\{ i (\sigma_1 E_{10x} - \sigma_2 E_{20x}) + (\sigma_2 E_{10z} - \sigma_1 E_{20z}) \times \right. \\ &\quad \times \coth(kh_2) \left. \right\} \xi_0 \times \\ &\quad \times \left\{ \sinh(kh_1) [\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2] \right\}^{-1}; \\ A_4 &= - \left\{ i (\sigma_1 E_{10x} - \sigma_2 E_{20x}) + (\sigma_1 E_{20z} - \sigma_2 E_{10z}) \times \right. \\ &\quad \times \coth(kh_1) \left. \right\} \xi_0 \times \\ &\quad \times \left\{ \sinh(kh_2) [\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2] \right\}^{-1}.\end{aligned}\quad (8)$$

Тогда возмущения электрического потенциала будут иметь следующий вид:

$$\begin{aligned}\Psi_1(x, z, t) &= - \left\{ i (\sigma_1 E_{10x} - \sigma_2 E_{20x}) + \right. \\ &\quad + (\sigma_2 E_{10z} - \sigma_1 E_{20z}) \coth(kh_2) \left. \right\} \sinh[k(z + h_1)] / \\ &\quad / \left\{ \sinh(kh_1) [\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2] \right\}; \\ &\quad \xi_0 \exp(\omega t + ikx); \\ \Psi_2(x, z, t) &= \left\{ i (\sigma_1 E_{10x} - \sigma_2 E_{20x}) + \right. \\ &\quad + (\sigma_1 E_{20z} - \sigma_2 E_{10z}) \coth(kh_1) \left. \right\} \sinh[k(z - h_2)] / \\ &\quad / \left\{ \sinh(kh_2) [\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2] \right\}; \\ &\quad \xi_0 \exp(\omega t - ikx).\end{aligned}\quad (9)$$

Для получения возмущений потенциала течения поставим первое, второе и пятое уравнения системы (6) в кинематические граничные условия (3). В итоге получим:

$$\begin{aligned}\Phi_1(x, z, t) &= \frac{\omega + ikU_1}{k \sinh(kh_1)} \times \\ &\quad \times \cosh[k(z + h_1)] \xi_0 \exp(\omega t + ikx); \\ \Phi_2(x, z, t) &= - \frac{\omega + ikU_2}{k \sinh(kh_2)} \times \\ &\quad \times \cosh[k(z - h_2)] \xi_0 \exp(\omega t + ikx).\end{aligned}\quad (10)$$

Вклад акустического поля в давление будем определять также, как и в работах [14; 15]: $p_{si} = \rho_i g_{eff} \xi_0 \times$

$\times \exp(\omega t + ikx)$ (где $g_{eff} = g - \Omega U_a \cos(\Omega t)$ – эффективное ускорение; Ω и U_a – частота и амплитуда звукового воздействия. Подстановка (9) и (10) в динамическое граничное условие (3) и последующие преобразования с учетом того, что при $z = 0$: $\sigma_1 E_{01z} = \sigma_2 E_{02z}$, $E_{01x} = E_{02x}$, приводят к следующему дисперсионному уравнению:

$$\begin{aligned}a_0 \omega^2 + 2(a_1 + ib_1) \omega + a_2 + ib_2 &= 0; \\ a_0 &= \rho_1 \coth(kh_1) + \rho_2 \coth(kh_2); \\ a_1 &= \rho_1 v_1 k^2 \coth(kh_1) + \rho_2 v_2 k^2 \coth(kh_2); \\ b_1 &= \rho_1 U_1 k \coth(kh_1) + \rho_2 U_2 k \coth(kh_2); \\ a_2 &= -k^2 [\rho_1 U_1^2 \coth(kh_1) + \rho_2 U_2^2 \coth(kh_2)] + \\ &\quad + \gamma k^3 + (\rho_1 - \rho_2) g_{eff} k + \\ &\quad + \varepsilon_1 \varepsilon_0 k^2 \left[\frac{(\sigma_1 - \sigma_2) E_{20x}^2}{\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2} - \right. \\ &\quad \left. - \frac{\sigma_2^2 (\sigma_1 - \sigma_2) \coth(kh_1) \coth(kh_2) E_{20z}^2}{\sigma_1^2 [\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2]} \right] + \\ &\quad + \varepsilon_2 \varepsilon_0 k^2 \left[\frac{(\sigma_1 - \sigma_2) \coth(kh_1) \coth(kh_2) E_{20z}^2}{\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2} - \right. \\ &\quad \left. - \frac{(\sigma_1 - \sigma_2) E_{20x}^2}{\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2} \right]; \\ b_2 &= \left\{ \varepsilon_1 \varepsilon_0 k^2 \sigma_2 (\sigma_1 - \sigma_2) [\coth(kh_1) + \coth(kh_2)] \times \right. \\ &\quad \times E_{20x} E_{20z} \left. \right\} / \left\{ \sigma_1 [\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2] \right\} + \\ &\quad + \left\{ \varepsilon_2 \varepsilon_0 k^2 (\sigma_1 - \sigma_2) [\coth(kh_1) + \coth(kh_2)] \times \right. \\ &\quad \times E_{20x} E_{20z} \left. \right\} / \left\{ \coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2 \right\} + \\ &\quad + 2k^3 [\rho_1 v_1 U_1 \coth(kh_1) + \rho_2 v_2 U_2 \coth(kh_2)].\end{aligned}\quad (11)$$

Для проведения анализа уравнения (11) с учетом влияния слабых акустических полей воспользуемся подходом, применяемым в работах [14; 15]. Согласно данного подхода:

$$\begin{aligned}a_0 \frac{d^2 f}{dt^2} + 2(a_1 + ib_1) \frac{df}{dt} + (a_2 + ib_2) f &= 0; \\ a_2 &= c - C_{ac} \cos(\Omega t); \quad C_{ac} = (\rho_2 - \rho_1) \Omega k U_a; \\ c &= -k^2 [\rho_1 U_1^2 \coth(kh_1) + \rho_2 U_2^2 \coth(kh_2)] + \gamma k^3 + \\ &\quad + (\rho_1 - \rho_2) g k + \varepsilon_1 \varepsilon_0 k^2 \left[\frac{(\sigma_1 - \sigma_2) E_{20x}^2}{\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2} - \right. \\ &\quad \left. - \frac{\sigma_2^2 (\sigma_1 - \sigma_2) \coth(kh_1) \coth(kh_2) E_{20z}^2}{\sigma_1^2 [\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2]} \right] + \\ &\quad + \varepsilon_2 \varepsilon_0 k^2 \left[\frac{(\sigma_1 - \sigma_2) \coth(kh_1) \coth(kh_2) E_{20z}^2}{\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2} - \right. \\ &\quad \left. - \frac{(\sigma_1 - \sigma_2) E_{20x}^2}{\coth(kh_1) \sigma_1 + \coth(kh_2) \sigma_2} \right],\end{aligned}\quad (12)$$

где f – функция, зависящая от времени, является суммой «медленной» компоненты возмущений $A_1(t) = f_1 \exp(\omega t)$ и «быстрой» компоненты возмущений $A_2(t) = f_2 \cos(\Omega t)$, которая соответствует звуковым колебаниям; Ω – частота звукового воздействия [14; 15]. Подставляя эту сумму в зависимость (7) и отбрасывая косинусоидальные и синусоидальные члены с учетом того, что $f_2 = -C_{ac} A_1 / (a_0 \Omega^2)$ [14], получим:

$$a_0 \omega^2 + 2(a_1 + ib_1)\omega + c + ib_2 + \frac{C_{ac}^2}{2a_0 \Omega^2} = 0. \quad (13)$$

Решение уравнения (7) имеет вид:

$$\begin{aligned} \omega_1 &= -\frac{a_1 + ib_1}{a_0} + \\ &+ \frac{\sqrt{(a_1 + ib_1)^2 - a_0 \left(c + \frac{C_{ac}^2}{2a_0 \Omega^2} + ib_2 \right)}}{a_0}; \\ \omega_2 &= -\frac{a_1 + ib_1}{a_0} - \\ &- \frac{\sqrt{(a_1 + ib_1)^2 - a_0 \left(c + \frac{C_{ac}^2}{2a_0 \Omega^2} + ib_2 \right)}}{a_0}. \end{aligned} \quad (14)$$

Второй корень уравнения (8) не имеет физического смысла и поэтому здесь не рассматривается. Скорость роста возмущений поверхности раздела жидкостей найдем как $\alpha = \text{Re}(\omega_1)$. В итоге получим:

$$\begin{aligned} \alpha &= -\frac{a_1}{a_0} + \frac{1}{2a_0} \left[2(a_1^2 + b_1^2 - a_0) - \frac{C_{ac}^2}{\Omega^2} + \right. \\ &+ \left. 2\sqrt{\left(a_1^2 + b_1^2 - a_0 c - \frac{C_{ac}^2}{2\Omega^2} \right)^2 + (2a_1 b_1 - b_2 a_0)^2} \right]^{1/2}. \end{aligned} \quad (15)$$

Данные для расчетов по формуле (9) представлены в таблице.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Система воздух – вода

На рис. 2, а представлены зависимости скорости роста возмущений поверхности раздела воздуха и воды от волнового числа в отсутствие звукового поля при воздействии электрических полей; разность горизонтальных скоростей слоев составляла 15 м/с. Данная функция имеет только один максимум вне зависимости от наличия электрического поля (кривые 1 – 3). Тангенциальное электрическое поле ($\beta = 0$) напряженностью порядка $3 \cdot 10^6$ В/м приводит к стабилизации неустойчивости Кельвина–Гельмгольца, что выражается в снижении значений α_m и смещении максимальной моды k_m в сторону меньших значений (кривая 2). Нормальное электрическое поле ($\beta = \pi/2$) такой же напряженностью, наоборот, усиливает данную неустойчивость (кривая 3), что соответствует общепринятым представлениям [8; 19]. При углах наклона вектора электрического поля $\beta \pi/6, \pi/4, \pi/3$ (рис. 2, б) наблюдается увеличение значений k_m от $59\,170 \text{ м}^{-1}$ ($\lambda_m = 106,19 \text{ мкм}$) при $\beta = \pi/6$ до $119\,709 \text{ м}^{-1}$ ($\lambda_m = 52,48 \text{ мкм}$) при $\beta = \pi/3$. Анализ нейтральных кривых (рис. 2, в) показал, что наличие вертикальной компоненты электрического поля значительно сужает диапазон относительной скорости движения сред, в котором капиллярные силы и тангенциальное электрическое поле подавляют неустойчивость Кельвина–Гельмгольца. Следует отметить, что подобный эффект наблюдался в работе [8] для случая невязких диэлектрических жидкостей.

Рассмотрим совместное влияние слабых акустических и наклонных электрических полей на неустойчивость Кельвина–Гельмгольца. На рис. 3, а показаны зависимости скорости роста возмущений при амплитудном значении скорости звуковых колебаний

Характеристики материалов и параметры внешнего воздействия

Characteristics of the materials and parameters of external influence

Характеристики	Значения характеристик			
	Вода	Воздух	Железо	Аргон
Плотность, кг/м ³	997	1,1308	6700	0,2434
Вязкость, μ , Па·с	$8,94 \cdot 10^{-4}$	$1,7798 \cdot 10^{-5}$	$4,4 \cdot 10^{-3}$	$8,07 \cdot 10^{-5}$
Поверхностное натяжение, σ , Н/м	0,059		1,2	
Удельная электропроводность, См/м	0,01	0,001	$7,52 \cdot 10^5$	10^3
Диэлектрическая проницаемость	81	1	4640	1
Скорость первой среды, U_1 , м/с	1	–	1	–
Скорость второй среды, U_2 , м/с	–	16	–	101
Толщина первой среды, h_1 , м	10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}
Толщина второй среды, h_2 , м	$3 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-3}$

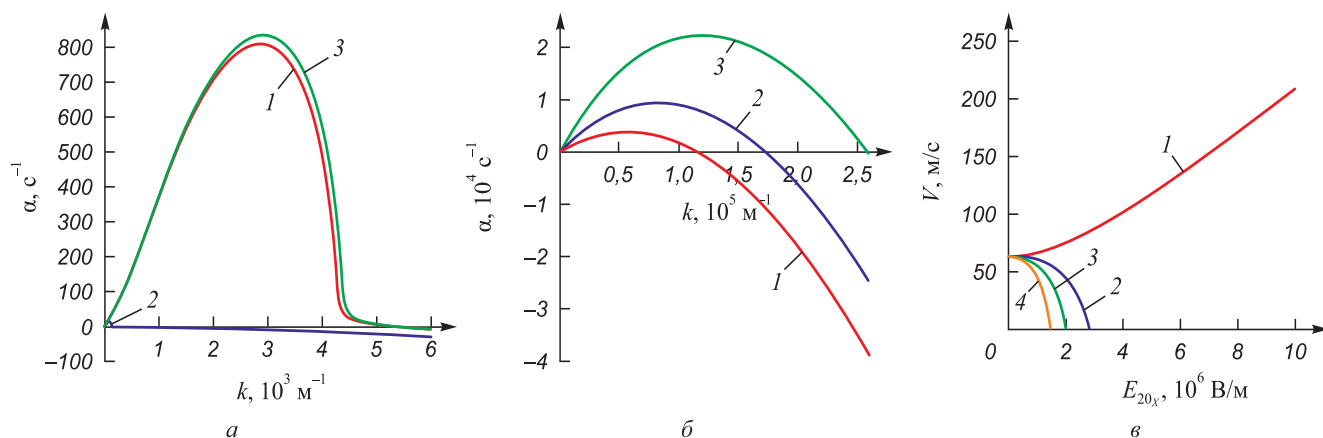


Рис. 2. Зависимости скорости роста возмущений поверхности раздела воздух – вода (а, б) и нейтральные кривые (в) при воздействии электрических полей (обозначения здесь и на рис. 3): а: 1 – без воздействия поля; 2 – при $E_{20x} = 3 \cdot 10^6$ В/м и $E_{20z} = 0$ В/м; 3 – при $E_{20x} = 0$ В/м и $E_{20z} = 3 \cdot 10^6$ В/м; б: 1 – 3 – угол наклона электрического поля $\pi/6$, $\pi/4$ и $\pi/3$ соответственно; в: 1 – 4 – угол наклона электрического поля 0 , $\pi/6$, $\pi/4$ и $\pi/3$ соответственно

Fig. 2. Dependences of growth rate of perturbations of the air–water interface (а, б) and neutral curves (в) under the influence of electric fields (notation here and in Fig. 3): а: 1 – without field action; 2 – at $E_{20x} = 3 \cdot 10^6$ V/m and $E_{20z} = 0$ V/m; 3 – at $E_{20x} = 0$ V/m and $E_{20z} = 3 \cdot 10^6$ V/m; б: 1 – 3 – angle of inclination of the electric field $\pi/6$, $\pi/4$, and $\pi/3$, respectively; в: 1 – 4 – angle of inclination of the electric field 0 , $\pi/6$, $\pi/4$, and $\pi/3$, respectively

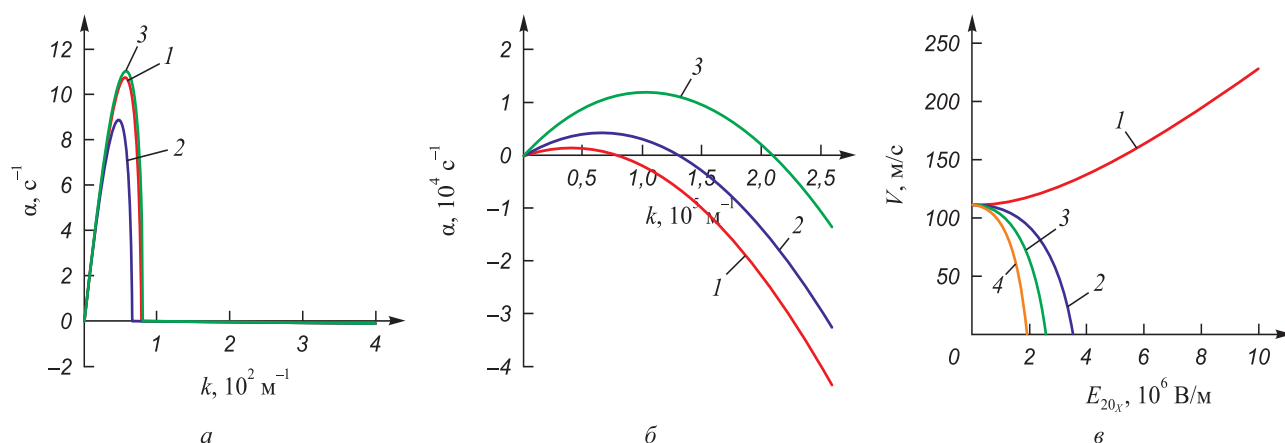


Рис. 3. Зависимости скорости роста возмущений поверхности раздела воздух – вода (а, б) и нейтральные кривые (в) при совместном воздействии электрических полей и акустических колебаний с амплитудой скорости 5 м/с

Fig. 3. Dependences of the growth rate of disturbances of the air–water interface (а, б) and neutral curves (в) under the combined action of electric fields and acoustic vibrations with a velocity amplitude of 5 m/s

$U_a = 5$ м/с. Эти зависимости показывают, что звуковые колебания приводят к подавлению неустойчивости Кельвина–Гельмгольца (кривые 1 – 3), при этом тангенциальное электрическое поле усиливает данный эффект (кривая 2), а нормальное поле, наоборот, ослабляет его. Ослабление эффекта подавления также наблюдается и при углах наклона поля $\beta \pi/6$, $\pi/4$, $\pi/3$ (рис. 3, б), что подтверждает анализ нейтральных кривых (рис. 3, в). Отметим, что подобные явления подавления неустойчивости Кельвина–Гельмгольца обнаружены в работе [14]. Однако в этом исследовании наложение звуковых полей приводит к смещению k_m вправо, при этом максимальная скорость роста увеличивается, что

говорит об усилении неустойчивости Кельвина–Гельмгольца. Такое различие данных работы [14] и настоящей работы может быть объяснено тем, что в ней соотношение $\frac{C_{ac}^2}{2a_0\Omega^2}$ в формуле (8) бралось с отрицательным знаком, а в настоящей работе – с положительным.

Система аргон – железо

Рассмотрим теперь другую ситуацию, возникающую в процессах наплавки или сварки. В этих процессах при расплавлении электрода в среде защитного газа аргона возникает струя жидкого металла, которая при опреде-

ленных условиях распадается на капли [20]. От режима переноса материала зависит качество сформированного покрытия, поэтому разработка способов управления этим процессом является важной задачей. В этой системе при взаимном течении газа и жидкости возникает неустойчивость Кельвина–Гельмгольца. На рис. 4, *а* приведены дисперсионные кривые, из которых видно, что они имеют два максимума. Первый максимум, согласно работе [13], является гидродинамическим, а второй обусловлен вязкостью (кривая 1). Приложение тангенциального поля напряженностью $3 \cdot 10^7$ В/м приводит к практически полному подавлению гидродинамического максимума (кривая 2), тогда как в нормальном поле этот эффект слабее (кривая 3). Как показывают резуль-

таты [19], смена знака влияния поперечного электрического поля на капиллярную неустойчивость связана с соотношением удельных электрических проводимостей $\sigma = \sigma_2/\sigma_1$ и диэлектрических проницаемостей сред $\varepsilon = \varepsilon_2/\varepsilon_1$. Если $\varepsilon > \sigma$, то мы имеем дело со стабилизирующим эффектом воздействия электрического поля, в противном случае ($\varepsilon < \sigma$) электрическое поле оказывает дестабилизирующее влияние [19]. В рассматриваемом случае (см. таблицу) для системы аргон–железо $\sigma \sim 0,00133$, а $\varepsilon \sim 0,0002$, что должно говорить о дестабилизирующем влиянии нормального поля. Но это не так (рис. 4, *а*). Такое расхождение с капиллярной неустойчивостью может быть объяснено тем, что в рассматриваемом случае значимой становится отно-

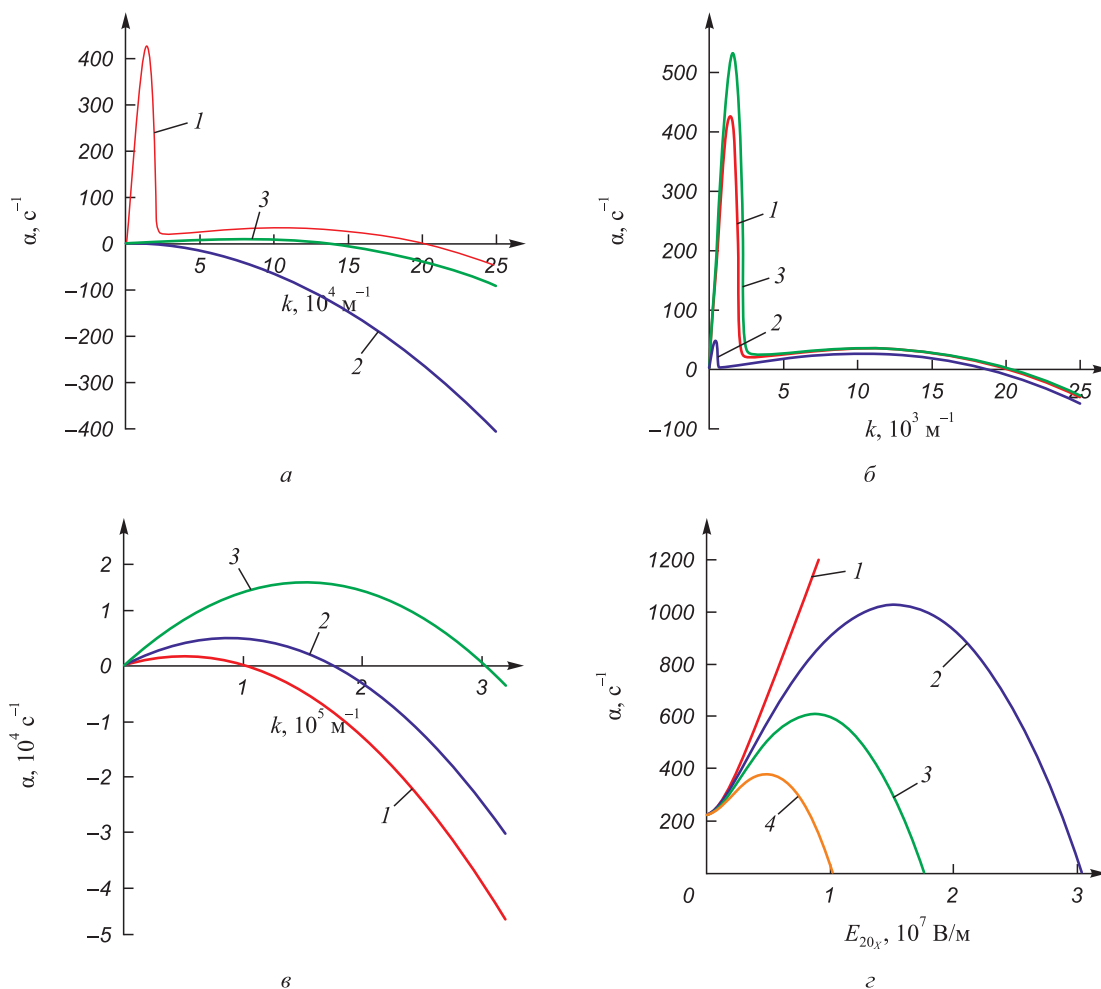


Рис. 4. Зависимости скорости роста возмущений поверхности раздела аргон–железо (*а–в*)

и нейтральные кривые (*г*) при совместном воздействии электрических полей (обозначения здесь и на рис. 5):

а: 1 – без воздействия поля; 2 – при $E_{20x} = 3 \cdot 10^7$ В/м и $E_{20z} = 0$ В/м; 3 – при $E_{20x} = 0$ В/м и $E_{20z} = 3 \cdot 10^7$ В/м;

б: 1 – 3 – угол наклона электрического поля $\pi/6$, $\pi/4$ и $\pi/3$ соответственно;

в: при $\sigma \geq 0,012$: 1 – без воздействия поля; 2 – при $E_{20z} = 3 \cdot 10^7$ В/м и $\sigma = 0,013$, $E_{20x} = 0$ В/м; 3 – при $E_{20z} = 3 \cdot 10^7$ В/м и $\sigma = 0,015$, $E_{20x} = 0$ В/м;

г: 1 – 4 – угол наклона электрического поля 0, $\pi/6$, $\pi/4$ и $\pi/3$ соответственно

Fig. 4. Dependences of the growth rate of disturbances of the argon–iron interface (*a–в*)

and neutral curves (*г*) under the combined action of electric fields (notation here and in Fig. 5):

a: 1 – without field action; 2 – at $E_{20x} = 3 \cdot 10^7$ V/m and $E_{20z} = 0$ V/m; 3 – at $E_{20x} = 0$ B/m V/m and $E_{20z} = 3 \cdot 10^7$ V/m;

б: 1 – 3 – angle of inclination of the electric field $\pi/6$, $\pi/4$, and $\pi/3$, respectively;

в: at $\sigma \geq 0.012$: 1 – without field action; 2 – at $E_{20z} = 3 \cdot 10^7$ V/m and $\sigma = 0.013$, $E_{20x} = 0$ V/m; 3 – at $E_{20z} = 3 \cdot 10^7$ V/m and $\sigma = 0.015$, $E_{20x} = 0$ V/m;

г: 1 – 4 – angle of inclination of the electric field 0, $\pi/6$, $\pi/4$ and $\pi/3$, respectively

сительная скорость течения слоев, которая изменяет условие возникновения максимумов неустойчивости Кельвина–Гельмгольца [21]. Дальнейшее увеличение соотношения удельных электрических проводимостей σ до значения больше 0,012 приводит к восстановлению гидродинамического максимума и полному подавлению вязкостно-обусловленного, а при $\sigma \geq 0,015$ происходит смена знака эффекта со стабилизирующего на дестабилизирующий (рис. 4, б). Результаты изучения влияния наклонных электрических полей (рис. 4, в) показали, что данные поля усиливают неустойчивость Кельвина–Гельмгольца вне зависимости от значения соотношений σ и ϵ . При этом максимум скорости роста является вязкостно-обусловленным. При значениях напряженности поля $E_{20x} < 3 \cdot 10^7$ В/м наблюдается слабовыраженный гидродинамический максимум (рис. 4, з). Кривые нейтральной устойчивости показывают, что, как и в случае системы воздух–вода, наблюдается уменьшение области стабильности возмущений поверхности раздела (рис. 4, з).

Совместное воздействие акустических колебаний с амплитудой скорости 10 м/с и электрического поля напряженностью $3 \cdot 10^7$ В/м при $\sigma \sim 0,00133$, а $\epsilon \sim 0,0002$, наоборот, приводит к полному подавлению вязкостно-обусловленного максимума неустойчивости (рис. 5, а, кривая 1) и к резкому снижению максимальной скорости роста α_m возмущений гидродинамического происхождения. Приложение горизонтального электрического поля значительно ослабляет этот эффект (рис. 5, а, кривая 2), а в вертикальном поле этот эффект, наоборот, усиливается (рис. 5, а, кривая 3) несмотря на то, что, при $E_{20x} = 0$ и $E_{20z} = 3 \cdot 10^7$ В/м значение k_m больше, чем при $E_{20x} = 3 \cdot 10^7$ В/м и $E_{20z} = 0$. Смена знака эффекта на дестабилизирующий также происходит при $\sigma \geq 0,015$ (рис. 5, б). Приложение наклонного электрического поля, также как и в отсутствие звука, усиливает неустойчивость Кельвина–Гельмгольца, но α_m несколько меньше (рис. 5, в). Нейтральные кривые (рис. 5, з) показывают увеличение диапазона скоростей сред, в которых капиллярные силы и тангенциальные поля

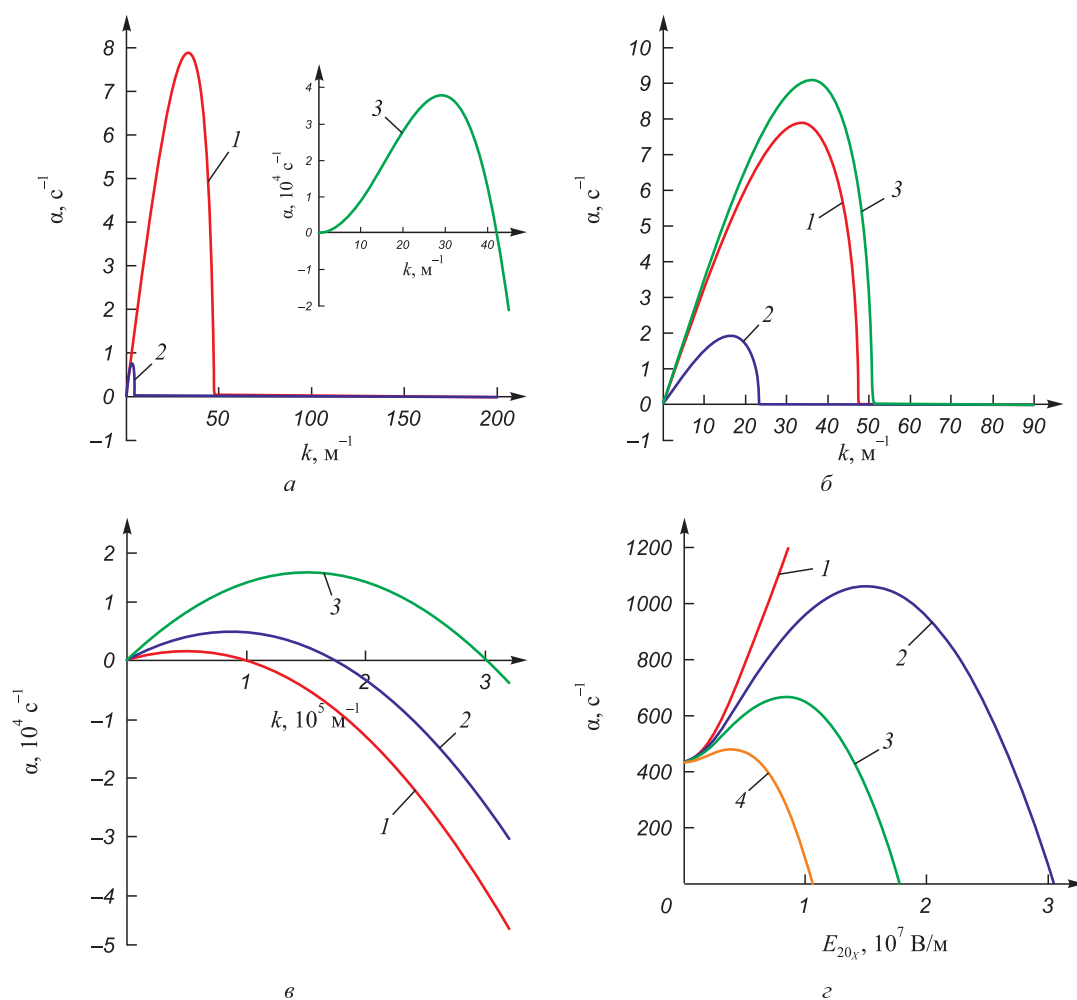


Рис. 5. Зависимости скорости роста возмущений поверхности раздела аргон–железо (а – в) и нейтральные кривые (з) при совместном воздействии электрических полей и акустических колебаний с амплитудой скорости 10 м/с

Fig. 5. Dependences of the growth rate of disturbances of the argon–iron interface (а – в) and neutral curves (з) under the combined action of electric fields and acoustic vibrations with a velocity amplitude of 10 m/s

подавляют неустойчивость Кельвина–Гельмгольца при воздействии акустического поля.

Выводы

Наклонные электрические поля способствуют усилению неустойчивости Кельвина–Гельмгольца на границах раздела проводящих сред вне зависимости от соотношения их плотностей, удельных электрических проводимостей и наличия звуковых полей.

Установлено, что совместное применение наклонных электрических полей и акустических колебаний в системе воздух–вода позволяет получать капли жидкости в диапазоне от 10 до 100 мкм даже при малых скоростях движения газа. Это открывает новые перспективы для разработки технологий ускоренного охлаждения проката, для достижения его высокой твердости и ударной вязкости.

Для системы аргон–железо показано, что вертикальное электрическое поле при значениях $\sigma \sim 10^{-3}$ и $\varepsilon \sim 10^{-4}$ приводит практически к подавлению гидродинамического максимума. Увеличение соотношения удельных электрических проводимостей σ до значения более 0,012, наоборот, приводит к восстановлению гидродинамического максимума и полному подавлению вязкостно-обусловленного. При $\sigma \geq 0,015$ происходит смена знака эффекта со стабилизирующего на дестабилизирующий вне зависимости от количества максимумов зависимости скорости роста от длины волны. При воздействии тангенциального электрического поля неустойчивость Кельвина–Гельмгольца полностью подавляется.

Совместное воздействие звуковых колебаний и нормального электрического поля приводит к полному подавлению вязкостно-обусловленного максимума неустойчивости и резкому снижению максимальной скорости роста возмущений гидродинамического происхождения, при этом в горизонтальном электрическом поле этот эффект проявляется значительно слабее.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Praturi D.S., Girimaji S.S. Mechanisms of canonical Kelvin–Helmholtz instability suppression in magnetohydrodynamic flows. *Physics of Fluids*. 2019;31(2):024108. <https://doi.org/10.1063/1.5083857>
2. Rahmani M., Seymour B.R., Lawrence G.A. The effect of Prandtl number on mixing in low Reynolds number Kelvin–Helmholtz billows. *Physics of Fluids*. 2016;28(5):054107. <https://doi.org/10.1063/1.4949267>
3. Panin V.E., Gromov V.E., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Panin S.V. The physical basics of structure formation in electroexplosive coatings. *Doklady Physics*. 2017;62:67–70. <https://doi.org/10.1134/S1028335817020112>
4. Mishin V.V., Tomozov V.M. Kelvin–Helmholtz instability in the solar atmosphere, solar wind and geomagnetosphere. *Solar Physics*. 2016;291:3165–3184. <https://doi.org/10.1007/s11207-016-0891-4>
5. Petrarolo A., Kobald M., Schlechtriem S. Understanding Kelvin–Helmholtz instability in paraffin-based hybrid rocket fuels. *Experiments in Fluids*. 2018;59:62. <https://doi.org/10.1007/s00348-018-2516-1>
6. Григорьев А.И., Ширяев А.А., Ширяева С.О. Неустойчивость заряженной капли в неоднородном электростатическом поле стержня конечной толщины. *Известия РАН. Механика жидкости и газа*. 2018;(1):36–50. <https://doi.org/10.7868/S0568528118010048>
- Grigor'ev A.I., Shiryayev A.A., Shiryayeva S.O. Instability of a charged droplet in an inhomogeneous electrostatic field of a rod of finite thickness. *Fluid Dynamics*. 2018;53(1):34–48. <https://doi.org/10.1134/S0015462818010081>
7. Saraev Yu.N., Chinakhov D.A., Ilyashchenko D.I., Kiselev A.S., Gordynets A.S. Investigation of the stability of melting and electrode metal transfer in consumable electrode arc welding using power sources with different dynamic characteristics. *Welding International*. 2017;31(10):784–790. <https://doi.org/10.1080/09507116.2017.1343977>
8. Korovin V.M. Effect of tilted electrostatic field on the Kelvin–Helmholtz instability in a liquid dielectric and gas flow. *Technical Physics*. 2017;62:1316–321. <https://doi.org/10.1134/S1063784217090134>
9. Сарычев В.Д., Хаимзон Б.Б., Невский С.А., Ильященко А.В., Гришунин В.А. Математические модели механизмов ускоренного охлаждения проката. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(4):326–332. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-326-332>
- Sarychev V.D., Khaimzon B.B., Nevskii S.A., Il'yashchenko A.V., Grishunin V.A. Mathematical models of mechanisms for rolled products accelerated cooling. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(4):326–332. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-326-332>
10. Awasthi M.K., Asthana R., Agrawal G.S. Viscous correction for the viscous potential flow analysis of Kelvin–Helmholtz instability of cylindrical flow with heat and mass transfer. *International Journal of Heat and Mass Trans.* 2014;78:251–259. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.06.082>
11. Barreras F., Lozano A., Dopazo C. Linear instability analysis of the viscous longitudinal perturbation on an air-bladed liquid sheet. *Atomization and Sprays*. 2001;11(2):139–154. <https://doi.org/10.1615/ATOMIZSPR.V11.I2.30>
12. Logvinov O.A. Linear stability of stratified flow of two viscous fluids. *Moscow University Mechanics Bulletin*. 2022;77: 117–126. <https://doi.org/10.3103/S0027133022040021>
13. Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Gromov V.E. Model of formation of inner nanolayers in shear flows of material. *Technical Physics*. 2013;58(10):1544–157. <https://doi.org/10.1134/S1063784213100113>
14. Bychkov V. Analytical scalings for flame interaction with sound waves. *Physics of Fluids*. 1999;11(10):3168–3173. <https://doi.org/10.1063/1.870173>
15. Bilgili S., Ugarte O., Akkerman V. Interplay of Kelvin–Helmholtz instability with acoustics in a viscous potential flow. *Physics of Fluids*. 2020;32(8):084108. <https://doi.org/10.1063/5.0017448>
16. Awasthi M.K., Dutt N., Kumar A., Kumar S. Electrohydrodynamic capillary instability of Rivlin–Ericksen viscoelastic

- tic fluid film with mass and heat transfer. *Heat Transfer*. 2024;53(1):115–133. <https://doi.org/10.1002/hjt.22944>
17. Saville D.A. Electrohydrodynamic stability: effects of charge relaxation at the interface of a liquid jet. *Journal of Fluid Mechanics*. 1971;48(4):815–827. <https://doi.org/10.1017/S0022112071001873>
 18. Shkadov V.Ya., Shutov A.A. Stability of a surface-charged viscous jet in an electric field. *Fluid Dynamics*. 1998;33(2):176–185. <https://doi.org/10.1007/BF02698699>
 19. Awasthi M.K. Study on electrohydrodynamic capillary instability of viscoelastic fluids with radial electric field. *International Journal of Applied Mechanics*. 2014;6(4):1450037. <https://doi.org/10.1142/S1758825114500379>
 20. Zhao Y., Chung H. Numerical simulation of droplet transfer behavior in variable polarity gas metal arc welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2017;111:1129–1141. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.04.090>
 21. Невский С.А., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Башенко Л.П., Громов В.Е. Формирование микро- и наноструктур при электровзрывном карбоборировании титановых сплавов по механизму гидродинамических неустойчивостей. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2023;20(3):317–328. <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2023.03.004>
- Nevskii S.A., Sarychev V.D., Granovsky A.Yu., Bashchenko L.P., Gromov V.E. Formation of micro- and nano- in electroexplosive carboborization of titanium alloys by the mechanism hydrodynamic instabilities. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*. 2023;20(3):317–328. (In Russ.). <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2023.03.004>

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

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

Владимир Дмитриевич Сарычев, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-4861-0778
E-mail: sarychev_vd@mail.ru

Алексей Юрьевич Грановский, к.т.н., старший научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0009-0006-4583-8431
E-mail: legatokun@gmail.com

Диана Витальевна Шамсутдинова, студент Института педагогического образования, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: dianas1009hamsutdinova@gmail.com

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

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

Vladimir D. Sarychev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Sciences named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-4861-0778
E-mail: sarychev_vd@mail.ru

Aleksei Yu. Granovskii, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University
ORCID: 0009-0006-4583-8431
E-mail: legatokun@gmail.com

Diana V. Shamsutdinova, Student of Institute of Pedagogical Education, Siberian State Industrial University
E-mail: dianas1009hamsutdinova@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

С. А. Невский – постановка задачи, получение и анализ дисперсионного уравнения, обсуждение и верификация результатов моделирования.

Л. П. Башенко – проведение расчетов, обсуждение результатов, оформление статьи.

В. Д. Сарычев – идея работы, анализ и обсуждение результатов исследования, верификация результатов моделирования.

А. Ю. Грановский – анализ и обсуждение результатов исследования, верификация результатов моделирования.

Д. В. Шамсутдинова – обсуждение результатов, анализ литературных источников по неустойчивости Кельвина–Гельмгольца.

S. A. Nevskii – problem statement, obtaining and analyzing the dispersion equation, discussion and verification of modeling results.

L. P. Baschenko – calculations, discussion of results, design of the article.

V. D. Sarychev – formulation of the work idea, analysis and discussion of research results, verification of modeling results.

A. Yu. Granovskii – analysis and discussion of research results, verification.

D. V. Shamsutdinova – discussion of results, analysis of literary sources on the Kelvin–Helmholtz instability.

Поступила в редакцию 09.04.2024
 После доработки 09.06.2024
 Принята к публикации 17.12.2024

Received 09.04.2024
 Revised 09.06.2024
 Accepted 17.12.2024



УДК 669.539.382:669.17

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-40-43



Краткое сообщение
Short report

АНТОЛОГИЯ РЕЛЬСОВ ПРОИЗВОДСТВА «ЕВРАЗ ОБЪЕДИНЕННЫЙ ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ КОМБИНАТ» XXI ВЕКА

В. Е. Громов¹, С. В. Коновалов¹, Е. В. Полевой²

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

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

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» является основным производителем рельсов в Российской Федерации. В работе прослежена эволюция рельсового сортамента комбината за последнюю четверть века. Выполнен краткий обзор публикаций по современным представлениям формирования структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и свойств объемно и дифференцированно закаленных доэвтектоидных, заэвтектоидных и бейнитных рельсов при производстве и последующей длительной эксплуатации. Срок службы рельсов определяют многие факторы: чистота металла, структура, фазовый состав, условия эксплуатации, технология термообработки и др. Особое внимание уделено новому виду рельсовой продукции – рельсам категории ДТ400ИК повышенной износостойкости и контактной выносливости из заэвтектоидной стали, предназначенных для эксплуатации в сложных условиях. Рассмотрены перспективные направления расширения рельсового сортамента.

Ключевые слова: рельсы, объемная закалка, дифференцированная закалка, структура, свойства, эксплуатация

Для цитирования: Громов В.Е., Коновалов С.В., Полевой Е.В. Антология рельсов производства «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» XXI века. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(1):40–43.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-40-43>

ANTHOLOGY OF RAILS PRODUCED BY JSC EVRAZ UNITED WEST SIBERIAN METALLURGICAL PLANT IN THE 21ST CENTURY

V. E. Gromov¹, S. V. Konovalov¹, E. V. Polevoi²

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

² JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant (16 Kosmicheskoe Route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654043, Russian Federation)

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant is the main manufacturer of rails in the Russian Federation. The work traces the evolution of the plant's rail assortment over the past quarter century. A brief review of publications on modern concepts of the formation of structural and phase states of defective substructure and properties of volumetrically and differentially hardened pre-eutectoid, trans-eutectoid and bainite rails during production and subsequent long-term operation was performed. The service life of rails is determined by many factors: metal purity, structure, phase composition, operating conditions, heat treatment technology, etc. Special attention is paid to a new type of rail products – rails of the DT400IK category with increased wear resistance and contact endurance made of eutectoid steel, designed for use in difficult conditions. The paper considers the promising areas of rail assortment expansion.

Keywords: rails, volumetric quenching, differential quenching, structure, properties, operation

For citation: Gromov V.E., Konovalov S.V., Polevoi E.V. Anthology of rails produced by JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant in the 21st century. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):40–43. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-40-43>

В настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85 % грузооборота и более 50 % пассажирских перевозок. В последнее время наблюдается значительное увеличение интенсивности перевозок железнодорожным транспортом и грузонапряженности, что требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов. Для решения этих проблем используются технологии объемной и дифференцированной закалки 100-метровых рельсов, производство которых в России начато в 2013 г. [1]. Процессы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев рельсов при длительной эксплуатации представляют сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Важность информации в этой области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем металловедения и термической обработки, с одной стороны, и практической значимостью проблемы – с другой [2].

Анализ литературных данных [3 – 5] показывает, что срок службы рельсов определяется многими факторами: чистотой металла, структурой, фазовым составом, условиями эксплуатации, технологией термообработки и др. В рельсах при современных скоростях движения железнодорожных составов и высоких контактных давлениях уже при сравнительно небольшом пропущенном тоннаже в поверхностных слоях наблюдается сильное изменение структуры, отмечаются аномально высокая микротвердость и явление распада цементита. В процессе длительной эксплуатации в рельсах накапливаются многочисленные дефекты, индуцируются сегрегационные, релаксационные, гомогенизационные и рекристаллизационные процессы, фазовые переходы, что может сопровождаться ухудшением физико-механических свойств и являться причиной выхода рельсов из строя.

Анализ исследований по проблеме установления физических механизмов упрочнения и формирования структурно-фазовых состояний в рельсах при длительной эксплуатации позволяет констатировать, что эта проблема является одной из ключевых для металловедения, термической обработки и физики конденсированного состояния.

В 2018 г. на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат («ЕВРАЗ ЗСМК»)» начато производство новых рельсов из заэвтектонидной стали категории ДТ 400ИК. Это рельсы повышенной износостойкости и контактной выносливости, предназначенные для эксплуатации на прямых участках железнодорожного пути со скоростями движения до 200 км/ч и на кривых участках железнодорожного пути без ограничений по грузонапряженности [6].

На «ЕВРАЗ ЗСМК» большое внимание уделяется исследованиям износостойкости рельсовой стали в условиях абразивного изнашивания [7] и при реализации условий трения качения на специализированном оборудовании, в том числе с целью реализации тре-

бований зарубежных потребителей. Изучено влияние структуры и химического состава на трибологические свойства при сопоставимом уровне механических свойств и твердости. По результатам проведенных исследований разработано новое поколение рельсов общего назначения более высокой категории твердости – ДТ370, которые обладают комплексом повышенных физико-механических и потребительских свойств.

В работе [8] прослежена эволюция представлений о формировании структуры и свойств рельсов разных структурных классов производства «ЕВРАЗ ЗСМК» при прокатке, термообработке и эксплуатации за последнюю четверть века. Методами современного физического материаловедения и, в первую очередь, просвечивающей электронной микроскопии проведен послойный анализ и установлены количественные параметры дислокационной субструктуры, внутренних полей напряжений и структурно-фазовых состояний, образовавшихся в головке рельсов по центральной оси и по выкружке при объемной и дифференцированной закалке и их эволюция при длительной эксплуатации. Проведено сравнение трибологических параметров рельсов после объемной и дифференцированной закалки и длительной эксплуатации. Выявлена физическая природа и определены количественные значения механизмов упрочнения металла рельсов в процессе длительной эксплуатации.

Определены возможности повышения усталостной долговечности рельсов магнито- и плазменным упрочнением и электронно-пучковой обработкой, проанализированы ресурсосберегающие технологии и режимы термической обработки и прокатки рельсов производства «ЕВРАЗ ЗСМК». Проведенные исследования кинетики превращения аустенита направлены на оптимизацию химического состава и режимов термической обработки рельсовых сталей, в том числе при производстве сварных стыковых соединений [9].

По-прежнему актуальной остается проблема производства рельсов из стали с бейнитной структурой. Проведенные исследования перспективных сталей бейнитного класса показали их преимущество по комплексу физико-механических свойств относительно рельсов традиционного перлитного класса. По результатам расчетного математического моделирования разработан новый профиль рельсов типа Р71 с увеличенной массой погонного метра для эксплуатации на тяжеловесных направлениях дорог Восточного полигона. Новые рельсы отвечают всем современным вызовам: увеличению пропускной способности железных дорог, грузонапряженности перевозок, надежности элементов верхнего строения пути. Рельсы типа Р71 – первый шаг для создания в России надежного малообслуживаемого пути в условиях тяжеловесного движения. Совместно с представителями ОАО «РЖД» проведена приемочная комиссия, разработаны и согласованы технические

условия. Полигонные испытания на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ» и получение сертификата рельсов запланированы на третий квартал 2025 г. [10].

Комбинат производит разные виды остряковых рельсов и постоянно расширяет линейку выпускаемой продукции. Получен сертификат на новый вид остряковых рельсов – ОР65 категории НТ320ВС. Это рельсы специального назначения повышенной прочности. Они также предназначены для изготовления конструкций верхнего строения пути на дорогах скоростного совместного и высокоскоростного движения.

Перспективными являются направления: прокат 800-метровых рельсовых плетей с дифференцированным упрочнением и улучшение механических свойств дифференцированно термоупрочненных рельсов путем введения модифицирующих добавок, в частности, редкоземельных металлов. Такие технологические решения сделают путь почти «беззвучным» и снизят расходы на поддержание его состояния.

В приложении к Стратегии развития металлургической промышленности РФ до 2030 г., утвержденной распоряжением Правительства РФ в конце 2022 г., поставлена задача по «разработке и освоению технологии производства дифференцированно термоупрочненных по всей длине рельсовых плетей длиной 800 м с одинаковым уровнем свойств по всей длине, обеспечивающих наработку пропущенного тоннажа 2,5 млрд т брутто и рельсовых креплений с аналогичными ресурсными параметрами». Разработка таких рельсов начата на «ЕВРАЗ ЗСМК». Вполне возможно, что для выпуска на заводе плетей длиной 800 м будут применены рельсы тяжелого типа.

По мере развития и расширения железнодорожной инфраструктуры спрос на рельсовую продукцию активно увеличивается. С каждым годом возрастают скорость подвижного состава и его масса, а, следовательно, и грузонапряженность железных дорог. Рельсовый прокат «ЕВРАЗ ЗСМК» будет полностью соответствовать повышенным требованиям XXI века.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Юрьев А.Б., Юнин Г.Н., Головатенко А.В., Дорофеев В.В., Полевой Е.В. Разработка и внедрение первой в России технологии производства дифференцированно-термоупрочненных рельсов с использованием тепла прокатного нагрева. *Сталь*. 2016;(11):33–35.
Yur'ev A.B., Yunin G.N., Golovatenko A.V., Dorofeev V.V., Polevoi E.V. Development and implementation of the first in Russia technology for the production of differentially heat-strengthened rails using the heat of rolling heating. *Stal'*. 2016;(11):33–35. (In Russ.).

2. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. Microstructure of Quenched Rails. Cambridge: CISP Ltd.; 2016:195.
3. Yuriev A.B., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. Materials Research Society LLC USA; 2021:190.
4. Длинномерные рельсы: структура и свойства после сверхдлительной эксплуатации: Монография. Издание 2-е, доп. и переработанное / А.А. Юрьев, Р.В. Кузнецов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Шлярова. Новокузнецк: Полиграфист; 2022:311.
5. Электронная микроскопия рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации / В.Е. Громов, С.А. Невский, М.А. Порфирьев, Р.Е. Крюков. Новокузнецк: Полиграфист; 2024:212.
6. Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Головатенко А.В., Темлянцева М.В. Новейшие разработки рельсовой продукции в АО «ЕВРАЗ ЗСМК». *Сталь*. 2019;(7):55–58.
Polevoi E.V., Yunin G.N., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V. Recent developments of rail steel products at the “EVRAZ West Siberian Iron & Steel Works”. *Stal'*. 2019;(7):55–58. (In Russ.).
7. Полевой Е.В., Молоканов Р.Н., Борисов А.С., Юнусов А.М., Бессонова О.В. Опыт ЕВРАЗ ЗСМК по производству рельсов для тяжеловесного движения на экспорт. *Путь и путевое хозяйство*. 2024;(6):18–20.
Polevoi E.V., Molokanov R.N., Borisov A.S., Yunusov A.M., Bessonova O.V. Experience of EVRAZ ZSMK in the production of rails for heavy-haul traffic for export. *Railway Track and Facilities*. 2024;(6):18–20. (In Russ.).
8. Антология структурно-фазовых состояний и свойств российских рельсов XXI века / В.Е. Громов, А.Б. Юрьев, А.А. Юрьев, С.В. Коновалов, М.А. Порфирьев, А.А. Серебрякова. Новокузнецк: Полиграфист; 2024:181.
9. Полевой Е.В., Симонов Ю.Н., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Михно А.Р. Исследование фазовых и структурных превращений при формировании сварного соединения из рельсовой стали. Сообщение 3. Использование термодинамической и изотермической диаграмм распада аустенита для выбора оптимальных режимов электроконтактной сварки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(6):420–426.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-6-420-426>
Polevoi E.V., Simonov Yu.N., Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Mikhno A.R. Phase and structural transformations when forming a welded joint from rail steel. Report 3. The use of thermokinetic and isothermal diagrams of austenite decomposition for selection of optimal modes of electric contact welding. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(6):420–426. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-6-420-426>
10. Патент на полезную модель 224546U1 RU. Железнодорожный рельс / В.В. Дорофеев, А.В. Добрянский, Г.Н. Юнин, А.В. Головатенко, Р.Н. Молоканов, Д.В. Овчинников. Заявл. 18.12.2023, опубл. 28.03.2024. Бюл. № 10.

Сведения об авторах

Information about the Authors

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: konovalov@sibsui.ru

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

E-mail: egor.polevoj@evraz.com

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

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

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

ORCID: 0000-0003-4809-8660

E-mail: konovalov@sibsui.ru

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

E-mail: egor.polevoj@evraz.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. Е. Громов – общая концепция работы, анализ литературных данных по влиянию различных факторов на срок службы рельсов.

С. В. Коновалов – анализ работ по механизмам упрочнения металла рельсов при длительной эксплуатации.

Е. В. Полевой – анализ разработок ЕВРАЗ ЗСМК по производству рельсов в XXI веке.

V. E. Gromov – conceptualization, analysis of literary data on the influence of various factors on rails service life.

S. V. Konovalov – analysis of researches on the mechanisms of metal strengthening of rails during long-term operation.

E. V. Polevoi – analysis of developments of JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant rail production in the 21st century.

Поступила в редакцию 10.09.2024

После доработки 10.11.2024

Принята к публикации 17.11.2024

Received 10.09.2024

Revised 10.11.2024

Accepted 17.11.2024



УДК 621.78:669.15

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-44-50



Оригинальная статья

Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА СПЛАВА 56ДГНХ

М. Ю. Беломятцев¹, М. А. Михайлов², Д. А. Козлов¹,
А. М. Михайлов², И. И. Каравацкий¹

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

² ООО Научно-технический центр «Технологии Специальной Металлургии» (Россия, 108820, Москва, п. Мосрентген, Институтский проезд, 2, офис 181)

✉ myubelom@yandex.ru

Аннотация. Сплавы системы Cu–Ni–Mn находят применение во многих областях и для некоторых из них (часовое производство, стоматология, точная механика) должны обладать высокой твердостью. Состояние с высокой твердостью достигается двухстадийной термической обработкой – закалкой и последующим старением. Для получения хорошего комплекса эксплуатационных характеристик распад твердого раствора должен идти по механизму непрерывного распада, что можно регулировать дополнительным легированием (например, хромом) и параметрами режима старения. В работе изучено влияние режимов закалки и старения на микротвердость сплава 56ДГНХ. Показано, что закалка от температур 700 – 750 °С обеспечивает большие значения микротвердости, чем закалка от 800 °С. Варьированием температуры и длительности старения найдено, что максимум микротвердости наблюдается при температурах старения 475 – 500 °С. Металлографический анализ показывает, что при этом происходит распад пересыщенного твердого раствора Mn, Ni и Cr в меди на менее пересыщенный твердый раствор и выделение частиц интерметаллида MnNi идет по механизму непрерывного распада. Изменение микротвердости сплава 56ДГНХ в зависимости от времени старения многостадийно. Ее рост при небольших выдержках сменяется последующим снижением при увеличении выдержки с отчетливо выраженным максимумом либо «плато» между этими двумя частями графика. Такой характер зависимости наблюдается при всех температурах старения. Рентгеноструктурный фазовый анализ показывает, что в процессе старения происходит уменьшение концентрации твердого раствора и образование частиц MnNi, период кристаллической решетки которых отличается от периода твердого раствора на 50 пм. Наблюдаемые закономерности изменения микротвердости в процессе старения объяснены с позиций общей теории распада пересыщенных твердых растворов. Максимум прироста микротвердости (до HV 0,5 = 45 кгс/мм² против HV 0,5 = 130 – 160 кгс/мм² в закаленном состоянии) достигается при когерентной или полуккогерентной границе раздела частиц MnNi и твердого раствора на основе никеля. Это наблюдается после закалки от 750 °С и старения при 475 °С в течение 10 ч.

Ключевые слова: сплавы меди, термическая обработка, закалка, старение, микротвердость, структура, рентгеновский фазовый анализ, распад твердых растворов

Для цитирования: Беломятцев М.Ю., Михайлов М.А., Козлов Д.А., Михайлов А.М., Каравацкий И.И. Исследование влияния режимов термической обработки на свойства сплава 56ДГНХ. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):44–50.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-44-50>

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT MODES ON THE PROPERTIES OF 56DGNKh (Cu20Ni20Mn2Cr) ALLOY

M. Yu. Belomytsev¹, M. A. Mikhailov², D. A. Kozlov¹,
A. M. Mikhailov², I. I. Karavatskii¹

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

² LLC Scientific and Technical Centre “Technologies of Special Metallurgy” (Office 181, 2 Institutskii Drive, Mosrentgen Village, Moscow 108820, Russian Federation)

✉ myubelom@yandex.ru

Abstract. Alloys of the Cu–Ni–Mn system are used in many areas, and for some applications (watchmaking, dentistry, precision mechanics) they must have high hardness. A state of high hardness can be achieved by two-stage heat treatment – quenching and subsequent aging. To obtain a good set of performance characteristics, decomposition of the solid solution must proceed through a continuous mechanism, which can be regulated

by additional alloying (for example, chromium) and aging parameters. In this work, we studied the influence of quenching and aging modes on microhardness of 56DGNKh (Cu₂₀Ni₂₀Mn₂Cr) alloy. It was shown that quenching from temperatures of 700 – 750 °C provides higher microhardness values than quenching from 800 °C. By varying the temperature and duration of aging, it was found that the maximum microhardness is observed at aging temperatures of 475 – 500 °C. Metallographic analysis shows that in this case, the supersaturated solid solution of Mn, Ni and Cr in copper decomposes into a less supersaturated solid solution and the precipitation of MnNi intermetallic particles occurs according to a continuous mechanism. The change in microhardness of 56DGNKh alloy depending on the aging time is multi-stage: its increase at short exposures is replaced by a subsequent decrease at increasing exposure with a clearly defined maximum or “plateau” between these two parts of the graph, and this type of dependence is observed at all aging temperatures. X-ray diffraction phase analysis shows that during the aging process, concentration of the solid solution decreases and MnNi particles are formed, the crystal lattice period of which differs from the period of the solid solution by 50 pm. The observed patterns of changes in hardness during the aging process are explained from the standpoint of the general theory of decomposition of supersaturated solid solutions. The maximum increase in microhardness (up to 450 kgf/mm² versus 130 – 160 kgf/mm² in the state after quenching) is achieved at a coherent or semi-coherent interface between MnNi particles and a Ni-based solid solution. This is observed after quenching from 750 °C and aging at 475 °C for 10 h.

Keywords: copper alloy, heat treatment, quenching, aging, microhardness, structure, X-ray phase analysis, decomposition of solid solution

For citation: Belomyttsev M.Yu., Mikhailov M.A., Kozlov D.A., Mikhailov A.M., Karavatskii I.I. Influence of heat treatment modes on the properties of 56DGNKh (Cu₂₀Ni₂₀Mn₂Cr) alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):44–50. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-44-50>

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы тройной системы Cu–Ni–Mn находят применение в часовом производстве при изготовлении высокоточных малоразмерных деталей, используются в качестве высокотемпературных припоев для спайки деталей, имеющих большой температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР), например, со стеклами; применяются в качестве стоматологических материалов для коронок и мостов благодаря близости ТКЛР к таковому у тканей зубов. Для применения в некоторых из этих областей они должны обладать достаточно высокой твердостью [1].

Несмотря на наличие результатов исследований тройной системы Cu–Ni–Mn, часть сплавов этой системы достаточно мало изучена. В настоящий момент они являются перспективными для применения в областях точной механики, электроники и медицины благодаря хорошей коррозионной стойкости, стабильности ТКЛР, достаточной упругости и ценным эстетическим качествам.

Целью данной работы является исследование влияния различных режимов термообработки на механические свойства сплава 56ДГНХ.

Сплавы системы Cu–Ni–Mn могут существовать в двух состояниях – метастабильном и стабильном [2; 3]. После быстрого охлаждения от температур не выше 910 °C они имеют структуру пересыщенного твердого раствора никеля и марганца в меди и являются метастабильными. Нагрев метастабильного состояния позволяет получать стабильную двухфазную структуру, состоящую из твердого раствора никеля и марганца в решетке меди и θ -фазы, представляющей собой гомогенный упорядоченный твердый раствор, который может быть выражен обобщенной формулой MnNi [4; 5].

На рис. 1 изображен участок изотермического разреза диаграммы состояния тройной системы Cu–Ni–Mn при 450 °C. Линия равенства массовых долей никеля и марганца является одновременно линией

минимальной растворимости меди в соединении MnNi. В сплавах составов, лежащих на этой линии, количество θ -фазы максимально. Исходя из этого в качестве технически перспективных используют сплавы с равными содержаниями никеля и марганца, в частности, 60 % Cu – 20 % Ni – 20 % Mn [6; 7].

Важным фактором, влияющим на конструктивную прочность сплава 56ДГНХ (т. е. благоприятное сочетание характеристик прочности, пластичности, твердости), является структура θ -фазы, которая в зависимости от температуры, при которой она появляется, может образовываться либо по механизму прерывистого распада, либо по механизму непрерывного распада пересыщенного твердого раствора [8]. Непрерывный распад создает мелкодисперсную структуру, однородно распределенную по телу исходного зерна меди, в то время как прерывистый распад способствует нарастанию областей с выделившейся θ -фазой от границ зерен, что снижает механические характеристики сплава 56ДГНХ [9 – 12].

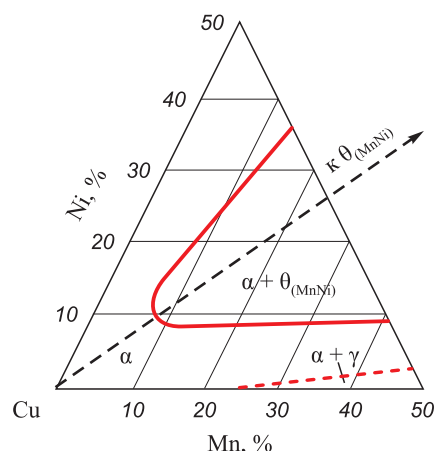


Рис. 1. Изотермический разрез диаграммы состояния системы Cu – Ni – Mn при 450 °C [7]

Fig. 1. Isothermal section of phase diagram of the Cu – Ni – Mn system at 450 °C [7]

Все процессы, основанные на явлении диффузионного распада твердого раствора, определяются скоростью этого фазового превращения. «Правильное» легирование позволяет ускорять эти процессы, не ухудшая структурных характеристик выделяющихся частиц. Добавочное легирование системы Cu–Ni–Mn хромом в количестве 1,8–2,2 мас. %, как показывают данные калориметрических исследований [13], позволяет достичь наибольшей скорости начала распада пересыщенного твердого раствора и способствует проявлению механизма непрерывного распада. В процессе непрерывного распада уже на начальной стадии процесса в теле зерна образуется большое количество частиц MnNi размером свыше 5 нм, которые способны эффективно блокировать рост областей прерывистого распада от границ зерен [14; 15]. Необходимо также отметить, что вне зависимости от типа происходящего распада, равновесное состояние не достигается полностью даже длительными, более 100 ч, выдержками при старении [13; 16].

Целью данной работы является определение параметров процесса старения сплава 56ДГНХ для получения максимальной твердости в условиях протекания непрерывного распада твердого раствора данного сплава.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе исследовались образцы сплава 56ДГНХ, его химический состав представлен в таблице. Сплав получали индукционной плавкой в защитной атмосфере. Гомогенизационным отжигам материал не подвергали. Прутки диаметром ~40 мм получали горячей ковкой слитка.

Образцы для исследований имели размеры приблизительно 5×5×7 мм. Их термическая обработка была двухстадийной и состояла из закалки и старения, ее проводили в вакууме в откачиваемой кварцевой ампуле. Закалку осуществляли от температур 700–800 °С с выдержкой в течение 30 мин в вакууме ~10⁻² мм рт. ст. Охлаждение образцов заключалось в том, что ампула с ними вынималась из печи и далее охлаждалась без напуска воздуха. При такой методике образцы остывали от температуры нагрева до температуры ~150 °С за 2,5 мин. Дальнейшее охлаждение проводили на воздухе. Эффект закалки на однородный твердый раствор при данной технологии подтверждался низкой твердостью образцов и структурой, соответствующей твердому раствору в виде примерно равноосных зерен размерами 25–45 мкм с некоторым количеством двойников отжига, а также результатами рентгенофа-

зового анализа. Распад полученного метастабильного пересыщенного состояния осуществляли с помощью термической операции старения. Старение проводили в муфельной печи на воздухе в течение 2, 7, 10, 12 и 25 ч и температурах от 375 до 525 °С. Охлаждение после старения – на воздухе. Для каждого режима старения исследовали три образца.

Измерение микротвердости и анализ микроструктуры металлографическим методом осуществляли на сечениях, отстоящих от поверхности образцов не менее, чем на 1 мм. Травление шлифов, полученных с применением стандартных методик подготовки поверхностей, проводили реактивом «царская водка» [17] в течение 30–60 с. Микротвердость HV в кгс/мм² измеряли на приборе ПМТ-3 по методу Виккерса при нагрузке 500 г. Колебания значений микротвердости от образца к образцу (до 90 HV), связанные с ликвационной неоднородностью, значительно превосходили ошибку измерения микротвердости на отдельно взятом образце (максимум 11 HV). Поэтому далее на графиках приводятся средние значения микротвердости, полученные для каждого образца, без указания разброса результатов измерений.

Фазовый состав сплава исследовали методом рентгеновского фазового анализа на дифрактометре ДРОН-3М в CoK_α-излучении.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микротвердость образцов сплава 56ДГНХ после закалки невысока и составляет HV 0,5 = 100–130 кгс/мм². В структуре при этом отсутствуют какие-либо включения второй фазы (рис. 2, а).

В процессе старения изменение микротвердости многостадийно: ее рост при небольших выдержках сменяется последующим снижением при увеличении выдержки с отчетливо выраженным максимумом либо «плато» между этими двумя частями графика.

На рис. 3 приведены данные о величине микротвердости после различных режимов термообработки.

Анализ представленных зависимостей показывает следующее.

Максимальная микротвердость сплава 56ДГНХ, достигнутая в результате старения, составляет HV 0,5 = 456 кгс/мм², что выше исходной в 3,5–4,5 раза.

При температурах закалки 700–750 °С микротвердость сплава, достигаемая после старения, максимальна. Повышение температуры закалки до 800 °С приводит к снижению максимальной микротвердости (рис. 3, а), поэтому оптимальной температурой закалки следует считать 750 °С.

Максимум микротвердости наблюдается при температурах старения 475–500 °С (для длительности старения от 7 до 12 ч). Именно этот интервал температур и времени должен использоваться для проведения старения.

Химический состав сплава 56ДГНХ, мас. %

Chemical composition of 56DGNKh alloy, wt. %

Cu	Ni	Mn	Cr
55–57	20–22	20–22	1,8–2,2

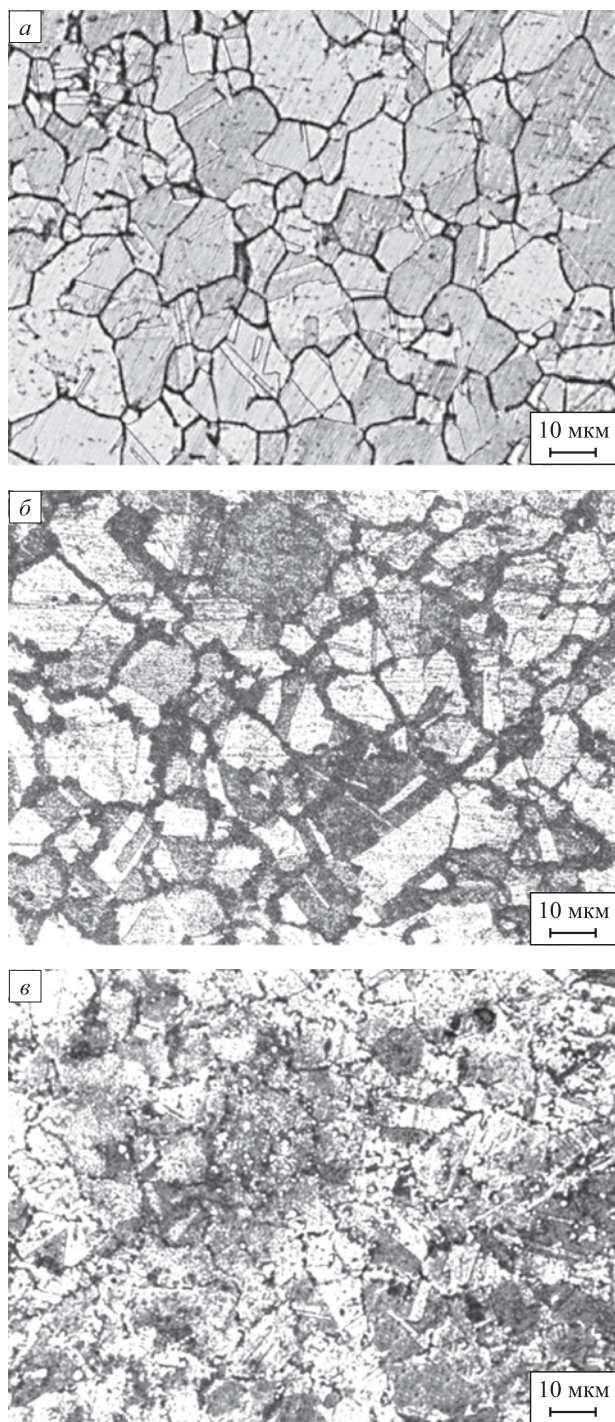


Рис. 2. Микроструктура сплава 56ДГНХ в состоянии после закалки (а), старения по механизму прерывистого распада при 525 °С в течение 2 ч (б) и старения по механизму непрерывного распада при 475 °С в течение 10 ч (в)

Fig. 2. Microstructure of 56DGNKh alloy after quenching (a), aging by intermittent decomposition at 525 °C for 2 h (b) and aging by continuous decomposition at 475 °C for 10 h (c)

При изменении времени старения характер изменения микротвердости одинаков для всех температур старения, но уровень достигаемого упрочнения различен. Однотипность зависимостей состоит в том, что до некоторого момента времени микротвердость растет со

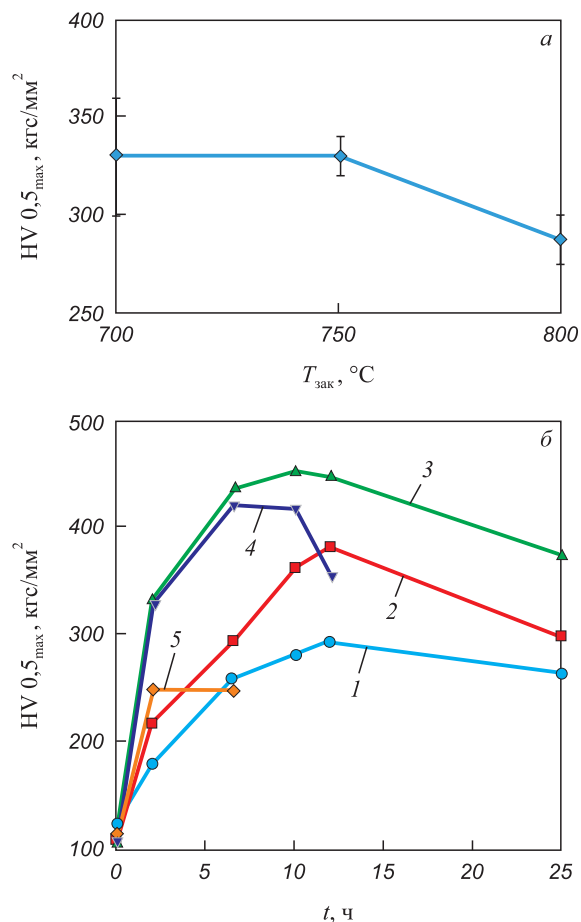


Рис. 3. Зависимость микротвердости сплава 56ДГНХ от температуры закалки (а) и продолжительности старения при температуре старения, °С: 1 – 475; 2 – 425; 3 – 475; 4 – 500; 5 – 525, закалка от 750 °С (б)

Fig. 3. Dependence of microhardness of 56DGNKh alloy on the quenching temperature (a) and aging duration at temperatures °C: 1 – 475; 2 – 425; 3 – 475; 4 – 500; 5 – 525, quenching from 750 °C (b)

временем старения, а при более длительных выдержках начинается ее снижение, причем интенсивность снижения тем больше, чем выше температура старения. Время старения, после которого начинается снижение микротвердости, уменьшается с ростом температуры старения (рис. 3, б). Оптимальным режимом, позволяющим получать максимальный прирост микротвердости на сплаве 56ДГНХ в результате операции старения, следует считать нагрев до температуры 475 °С с выдержкой 10 ч. Микротвердость сплава 56ДГНХ при этом повышается до $HV 0,5 = 450 \text{ кгс/мм}^2$.

Фазовый и структурный анализ сплава 56ДГНХ в различных состояниях показал следующее. В состоянии после закалки на рентгенограммах присутствуют только линии твердого раствора на основе меди с ГЦК решеткой. На дифракционных отражениях даже с большими индексами (например, (220)) эффекты от наличия изоморфных матрице областей с близким параметром решетки не наблюдаются (рис. 4, а). Этим доказывается

однородность закаленного твердого раствора. Для этого состояния твердого раствора отмечено незначительное смещение линий от табличных значений, характерных для чистой меди, что вызвано искажениями решетки, обусловленными большой концентрацией никеля и марганца в твердом растворе.

Сутью старения является процесс образования частиц соединения $MnNi$, в результате чего концентрация легирующих элементов (Mn , Ni , Cr) в твердом растворе понижается. Ранние стадии этого процесса не обнаруживаются рентгеноструктурным анализом, поскольку количество выделяющейся упрочняющей фазы еще мало, а периоды кристаллических решеток твердого раствора на основе меди и соединения $MnNi$ близки. Однако этот процесс можно зафиксировать металлографически, поскольку если это фазовое превращение идет по механизму прерывистого распада, то по границам исходных зерен α -твердого раствора, существующих в сплаве после закалки, начинают образовываться темные каемки второй фазы ($MnNi$, рис. 2, б). При достаточно большом количестве образовавшейся фазы $MnNi$ на ее появление указывает изменение формы дифракционных линий [18] на рентгенограммах (рис. 4, б, в).

Отсутствие этого эффекта для первых линий с малыми индексами объясняется близостью периодов решеток тетрагональной θ -фазы и меди. Наблюдаемое смещение основной линии (220) от угла $2\theta = 87,5^\circ$ (рис. 4, а) в сторону больших углов (почти до угла $2\theta = 90^\circ$, рис. 4, б) свидетельствует о приближении периода решетки твердого раствора к значениям, характерным для равновесных периодов решетки чистой меди (табличное $2\theta = 88^\circ 54'$).

В соответствии с общей теорией распада пересыщенных твердых растворов двухстадийный характер изменения твердости от времени старения объясняется особенностями структурно-кристаллического строения сплава [10; 19; 20], а именно:

- на стадии роста твердости количество выделяющейся фазы $MnNi$ мало, но их связь с матрицей когерентна и твердость растет по мере увеличения количества фазы $MnNi$ со временем старения;

- по мере увеличения количества частиц они начинают терять когерентность с матрицей, но их растущее количество позволяет добиваться максимального упрочнения;

- в процессе последующего роста размеров частиц во времени и потери когерентности их с матрицей эффективность упрочнения от них снижается из-за увеличения расстояния между частицами, несмотря на продолжающийся рост их объемной доли.

С изменением температуры старения описанная последовательность явлений носит «волнообразный» характер: при высоких температурах частицы растут быстро и быстро теряют когерентность с матрицей. Максимум твердости достигается очень скоро,

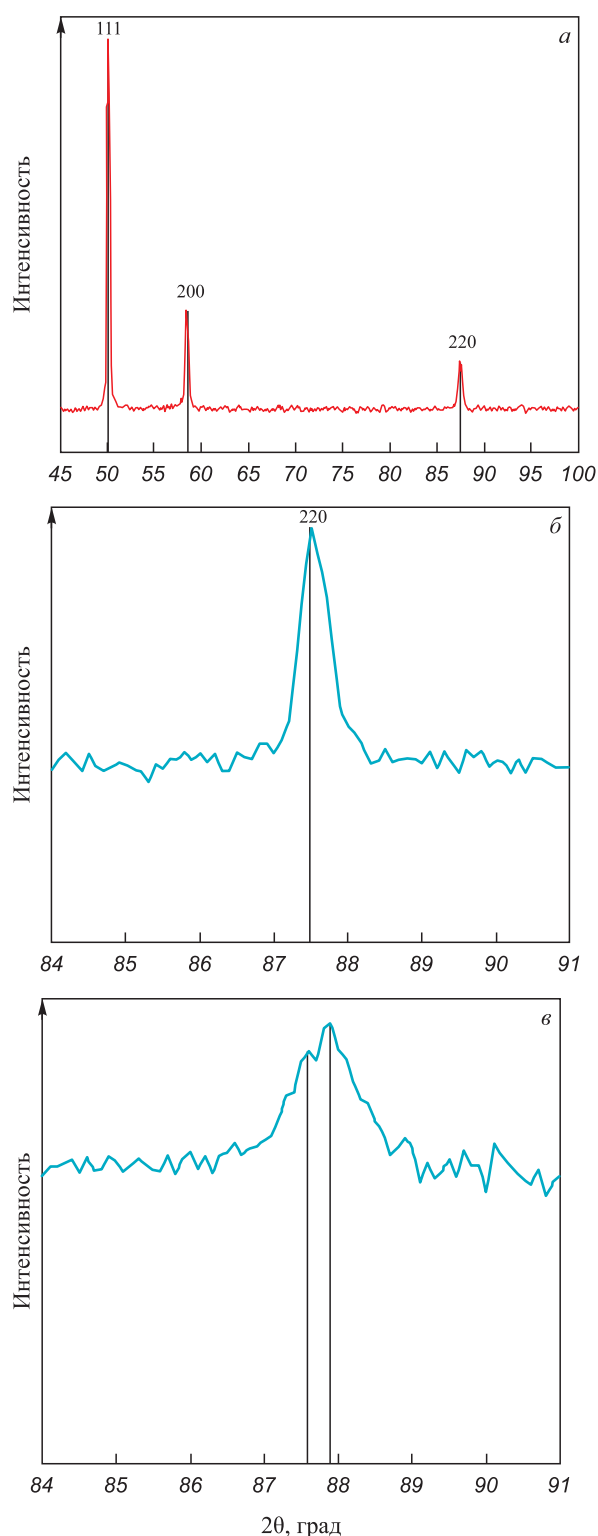


Рис. 4. Рентгенограмма сплава 56ДГНХ после закалки с 800°C в течение 30 мин (а); третий дифракционный максимум рентгенограммы сплава 56ДГНХ после закалки от 800°C с выдержкой в течение 30 мин, соответствующий линии (220) решетки меди (б); та же линия для сплава после закалки и старения при 475°C в течение 25 ч (в)

Fig. 4. X-ray diffraction pattern of 56DGNKh alloy after quenching from 800°C for 30 min (a); the third diffraction maximum of this pattern, corresponding to the $\langle 220 \rangle$ line of the copper lattice (б) and the same line for the alloy after quenching and aging at 475°C for 25 h (в)

но общий уровень упрочнения не самый высокий. При низких температурах старения процессы выделения частиц идут медленно и количество частиц MnNi нарастает тоже медленно. Также медленно происходит и потеря когерентности – максимум твердости смещается к большим временам, а общее упрочнение стремится к максимальным значениям. С учетом проведенного анализа оптимальными являются режимы старения, обеспечивающие возможно более долгое сосуществование когерентных друг другу объемов твердого α -раствора на основе меди и выделяющихся упрочняющих частиц MnNi-фазы. Это достигается при температурах старения 475 – 500 °C.

Выводы

В закаленном состоянии микротвердость образцов 56ДГНХ составляет от 100 до 130 кгс/мм² и характерна для микротвердости однородного раствора на основе меди.

С ростом температуры старения сплава 56ДГНХ от 375 до 475 °C наблюдается монотонный рост микротвердости от HV 0,5 = 156 – 190 кгс/мм² до HV 0,5 = 440 – 456 кгс/мм², при этом чем выше температура, тем быстрее микротвердость достигает максимального значения, однако предельный уровень этой величины разный при различных температурах старения.

При температурах от 500 до 525 °C имеет место резкий спад максимальной полученной микротвердости до HV 0,5 = 250 – 290 кгс/мм² – происходит перестаривание сплавов. Зависимость микротвердости от времени старения в виде кривой с максимумом характерна для всех температур нагрева под закалку и всех температур старения.

Оптимальной для данного сплава следует считать двухстадийную термическую обработку, состоящую из закалки с нагревом до температуры 750 °C, выдержки 30 мин, охлаждения со скоростью не ниже 300 °C/мин и старения в виде повторного нагрева на температуру 475 °C, выдержки 10 ч и охлаждения на воздухе. Микротвердость после такой обработки достигает значений HV 0,5 = 450 кгс/мм².

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Молотиллов Б.В. Прецизионные сплавы. Москва: Металлургия; 1974:315.
2. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Москва: МИСИС; 1999:416.
3. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г. Пружинные сплавы меди. Москва: Металлургия; 1979:336.

4. Shapiro S., Tyler O.K., Laham R. Phenomenology of precipitation in copper-20 pct nickel-20 pct manganese. *Metallurgical Transactions*. 1974;5(11):2457–2469.
<http://doi.org/10.1007/BF02644029>
5. Miki M., Hori S. Thermodynamics of Ni – Mn solid solution lattice. *Journal of Japan Institute of Metals*. 1982;46(3): 301–306.
6. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Москва: Машиностроение; 2004:420.
7. Баженов В.Е. Фазовая диаграмма системы Cu – Ni – Mn. *Цветная металлургия*. 2013;(1):49–55.
Bazhenov V.E. Phase diagram of the Cu – Ni – Mn system. *Tsvetnaya metallurgiya*. 2013;(1):49–55. (In Russ.).
8. Rolland J., Whitwham D. Discontinuous precipitation kinetics in Cu – Ni – Mn alloys. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*. 1970;269:1265–1268.
9. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Москва: Металлургия; 1986:480.
10. Martin J.W. Micromechanisms in Particle-Hardened Alloys. Cambridge University Press; 1980:84.
11. Xie W., Wang Q., Xie G., Liu D., Mi X., Gau X. Research of interaction between continuous and discontinuous precipitation in Cu-20Ni-20Mn alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*. 2017;46(12):3799–3804.
12. Xie W.-B., Wang Q.-S., Mi X.-J., Xie G.-L., Liu D.-M., Gao X.-C., Li Y. Microstructure evolution and properties of Cu-20Ni-20Mn alloy during aging process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2015;25(10): 3247–3251.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63960-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63960-7)
13. Радьков А.И., Третьякова С.М., Потапов А.А. Влияние хрома на прочностные свойства сплава 56ДГНХ. В кн.: *Тепловые и упругие свойства прецизионных сплавов. Тематический сборник научных трудов*. Москва: Металлургия; 1986:82–86. (In Russ.).
14. Суховаров В.Ф. Прерывистое выделение фаз в сплавах. Новосибирск: Наука; 1983:312.
15. Xie W.-B., Wang Q.-S., Xie G.-L., Mi X.-J., Liu D.-M., Gao X.-C. Kinetics of discontinuous precipitation in Cu-20Ni-20Mn alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2016;23(3):323.
<https://doi.org/10.1007/s12613-016-1241-0>
16. Mhaede M., Altenberger I., Kuhn H.-A., Wollmann M., Wagner L. Enhancing mechanical properties of high strength Cu-20Mn-20Ni. In: *4th Int. Conf. on Laser Peening*, May, 2013, Madrid, Spain.
17. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: Справочное издание Москва: Металлургия; 1981:120.
18. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Москва: Металлургия; 1970:366.
19. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 2. Деформация. Москва: ИД МИСИС; 1997:527.
20. Cockinson D., Dick K. Prediction and observation of hardening mechanisms. *Theoretical Interchange Journal*. 1969;14:88.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Михаил Юрьевич Беломятцев, д.т.н., профессор кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: myubelom@yandex.ru

Михаил Александрович Михайлов, главный инженер, ООО Научно-технический центр «Технологии Специальной Металлургии»

E-mail: mikhailovma@mail.ru

Дмитрий Александрович Козлов, к.т.н., старший научный сотрудник кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: rostnab.kda@mail.com

Александр Михайлович Михайлов, генеральный директор, ООО Научно-технический центр «Технологии Специальной Металлургии»

E-mail: alex.alloys@gmail.com

Илья Иванович Каравацкий, студент, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: ikaravatskiy@gmail.com

Mikhail Yu. Belomyttsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: myubelom@yandex.ru

Mikhail A. Mikhailov, Chief Engineer, LLC Scientific and Technical Centre “Technologies of Special Metallurgy”

E-mail: mikhailovma@mail.ru

Dmitrii A. Kozlov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: rostnab.kda@mail.com

Aleksandr M. Mikhailov, General Director, LLC Scientific and Technical Centre “Technologies of Special Metallurgy”

E-mail: alex.alloys@gmail.com

Il'ya I. Karavatskii, Student, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: ikaravatskiy@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. Ю. Беломятцев – концепция статьи, обоснование проведения исследования, написание окончательного варианта статьи.

М. А. Михайлов – обеспечение металлургической части работы (подготовка и проведение выплавки сплава).

Д. А. Козлов – обеспечение рентгенографической части работы (съемка, расшифровка, анализ спектров).

А. М. Михайлов – обеспечение части работы, связанной с обработкой давлением, изготовлением образцов, проведением термических обработок.

И. И. Каравацкий – анализ состояния вопроса по литературным источникам, обеспечение металлографической и рентгеноструктурной части работы, написание чернового варианта статьи.

M. Yu. Belomyttsev – article conceptualization, rationale for the study, writing the final version of the article.

M. A. Mikhailov – providing the metallurgical part of the work (preparation and smelting of the alloy).

D. A. Kozlov – providing the radiographic part of the work (recording, interpretation, analysis of spectra).

A. M. Mikhailov – providing part of the work related to pressure treatment, sample manufacturing, and heat treatments.

I. I. Karavatskii – literary analysis, provision of metallographic and X-ray structural parts of the work, writing a draft version of the article.

Поступила в редакцию 19.04.2024

После доработки 14.06.2024

Принята к публикации 29.10.2024

Received 19.04.2024

Revised 14.06.2024

Accepted 29.10.2024



УДК 621.791.927.5

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-51-59



Оригинальная статья

Original article

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА В УСЛОВИЯХ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

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

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

✉ viv@ispms.ru

Аннотация. В работе исследованы микроструктура и механические свойства модельной стенки из жаропрочной стали перлитного класса, изготовленной с использованием электродуговой проволочной 3D-печати в режиме сниженного тепловложения coldArc. Для анализа тепловых циклов при нанесении слоев использовался стационарный тепловизор. Перед нанесением каждого слоя применялось охлаждение сжатым воздухом до 200 °С, чтобы уменьшить накопление тепла. Высокие градиенты температур между расплавленным металлом и охлажденным слоем привели к образованию участков с неоднородной структурой, строение которых типично для сварного шва после электродуговой сварки. Такие участки с неоднородной структурой формируются при печати каждого нового слоя и повторяются по всей высоте стенки. Обнаружено, что каждый закристаллизовавшийся слой подвергается циклическому термическому воздействию при нанесении последующих десяти слоев. Высокий нагрев от нанесения двух-трех новых слоев приводит к частичным структурно-фазовым превращениям в нижележащем слое. Нанесение последующих семи – восьми слоев приводит к нагреву, аналогичному термической операции отпуск. При анализе микроструктуры в разных участках стенки выявлен игольчатый бейнит с небольшой долей реечного и бейнитного феррита и мартенситно-аустенитной составляющей. По мере увеличения высоты стенки наблюдалось незначительное увеличение ширины реек игольчатых структур по сравнению с нижними слоями стенки. Наиболее высокие значения микротвердости наблюдались в месте сплавления стенки и подложки (320 ± 7 кгс/мм²) в результате быстрого теплоотвода и высокой скорости охлаждения на начальных этапах печати. В основном объеме стенки значения микротвердости изменялись в диапазоне 260 – 300 кгс/мм². Разброс значений и периодический характер кривой микротвердости связан с формированием участков с неоднородной структурой в пределах каждого нанесенного слоя стенки. Материал стенки характеризуется высокими значениями прочностных характеристик (до 800 МПа) и относительного удлинения (9 – 12 %).

Ключевые слова: аддитивная технология, WAAM, GMAW, жаропрочная сталь перлитного класса, микроструктура, механические свойства, термоциклирование

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00827.

Для цитирования: Власов И.В., Гордиенко А.И., Семенчук В.М. Влияние термических циклов на формирование структуры жаропрочной стали перлитного класса в условиях проволочного электродугового аддитивного производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(1):51–59. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-51-59>

EFFECT OF THERMAL CYCLES ON FORMATION OF PEARLITIC HEAT-RESISTANT STEEL STRUCTURE UNDER WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING

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

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

✉ viv@ispms.ru

Abstract. The authors investigated the microstructure and mechanical properties of a model wall manufactured by arc wire 3D printing. 3D printing was performed using heat-resistant pearlitic steel wire in coldArc reduced heat input mode. Stationary thermal imager was employed to analyze the thermal cycles during layer deposition. Compressed air cooling to 200 °C was applied before each layer deposition to reduce heat accumulation. The high temperature gradients between the molten metal and the cooled layer resulted in areas with non-uniform structure, typical of welded joints

after arc welding. Such areas with non-uniform structure were formed during the printing of each new layer and repeated throughout the wall height. It was observed that each solidified layer undergoes cyclic thermal effects during the deposition of subsequent ten layers. Intensive heating from deposition of two to three new layers leads to partial structural-phase transformations in the underlying layer. Deposition of the next 7–8 layers leads to heating similar to the “tempering” thermal operation. Microstructure analysis across different areas of the wall revealed acicular bainite with a small proportion of lath ferrite, bainitic ferrite, and martensitic-austenitic constituents. A slight increase in the width dimensions of acicular structure laths was observed with increasing wall height compared to the lower layers. The highest microhardness values were observed at the wall and substrate fusion zone ($320 \pm 7 \text{ kgf/mm}^2$) due to rapid heat conduction and high cooling rates during the initial stages of printing. In the wall bulk, microhardness values ranged from 260 to 300 kgf/mm^2 . The scatter of values and the periodic nature of the microhardness curve are associated with the formation of areas with non-uniform structure within each deposited layer of the wall. The wall material exhibits high strength characteristics (up to 800 MPa) and relative elongation (9–12 %).

Keywords: additive technology, WAAM, GMAW, pearlitic heat-resistant steel, microstructure, mechanical properties, thermal cycling

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the Russian Science Foundation project No. 24-29-00827.

For citation: Vlasov I.V., Gordienko A.I., Semenchuk V.M. Effect of thermal cycles on formation of pearlitic heat-resistant steel structure under wire arc additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):51–59. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-51-59>

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии в зависимости от источника используемой энергии разделяют на три основные группы: лазерные, электронно-лучевые и дуговые [1]. По сравнению с технологиями на основе лазера и электронного луча, применение электрической дуги обеспечивает высокие энергоэффективность и скорость 3D-печати. Скорость осаждения материала может достигать порядка 4–9 кг/ч [2]. Преимуществом технологии электродуговой проволоочной 3D-печати (WAAM) в среде защитных газов (основана на сварочном процессе *Gas Metal Arc Welding* (GMAW)) является возможность изготавливать крупногабаритные изделия [3]. Недостатком технологий WAAM является избыточное накопление тепла в формируемом изделии [4; 5]. Это связано с тем, что по мере увеличения количества слоев отвод тепла затрудняется [6]. Снижение скорости теплоотдачи приводит к уменьшению скорости охлаждения, более сложной термической истории при нанесении новых слоев, изменению ширины и геометрии валика [7–9]. В результате этого наблюдается неоднородность микроструктуры и свойств в разных сечениях, изделия характеризуются низкой точностью размеров.

Одним из путей снижения накопления тепла в изделии при WAAM является использование технологий ограниченного тепловложения, таких как *Cold Metal Transfer* (CMT) (компания Fronius) и *coldArc* (компания EWM) [10]. Их принцип заключается в сварке короткой дугой и характеризуется сменой циклов короткого замыкания и горения дуги. В работе [11] показано, что стенки, изготовленные с низким тепловложением, имеют лучшие механические свойства и меньшую шероховатость поверхности. Нагасай Б.П. с соавторами [12] выявили, что изделия, полученные с помощью технологии CMT, имеют более мелкозернистую структуру и более высокие механические характеристики по сравнению со стандартными режимами электродуговой сварки в защитных газах.

Мониторинг и контроль межслоевой температуры (температуры верхнего слоя перед нанесением нового

слоя) является еще одним способом управления накоплением тепла в изделии. В работах [6; 13] показано, что межслоевая температура возрастает до 550 °С по мере увеличения количества слоев. Для регистрации температуры в процессе 3D-печати используют термографические инфракрасные камеры [6], либо термомпары [8]. Для обеспечения одинаковой межслоевой температуры предлагается вводить паузы между нанесением слоев [13; 14]. Однако увеличение временного интервала снижает производительность, поскольку достижение необходимой межслоевой температуры при спокойном охлаждении существенно увеличивает время изготовления детали. Поэтому используются методы активного охлаждения для уменьшения паузы между нанесением слоев и сохранения их геометрии. Наиболее простым и универсальным способом является охлаждение струей CO_2 , которое было исследовано в работе [15] при изготовлении стенки из титанового сплава. Однако существуют и более сложные, но в то же время более эффективные системы. В работе [16] предложена термоэлектрическая система охлаждения при 3D-печати стенки. Принцип ее работы заключается в прямом отводе тепла через контактные пластины при их перемещении по мере роста стенки.

Низколегированные жаропрочные стали перлитного класса являются важным классом конструкционных сталей [17]. Такие стали широко используются в теплообменниках и паронагревателях [18]. Корреляция между термическими циклами и изменениями микроструктуры (морфологией и размерами зерен, фазовым состоянием) в жаропрочных сталях перлитного класса при электродуговой проволоочной 3D-печати недостаточна изучена.

Таким образом, целью работы является изучение влияния циклического нагрева в условиях электродуговой проволоочной 3D-печати жаропрочной стали перлитного класса на формирование структуры и механические свойства. Для уменьшения степени накопления тепла в стенке и избыточного растекания слоев в процессе печати использовались режим сниженного тепловложения *coldArc* и принудительное воздушное охлаждение.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для 3D-печати модельной стенки была использована сварочная проволока диаметром 1,2 мм «OK Autrod 13.14» (ESAB Corporation, США) с содержанием углерода 0,06 – 0,10 %. В качестве подложки применялась пластина из стали 12X1МФ толщиной 10 мм. Согласно сертификату качества содержание углерода в стали 12X1МФ составляло 0,12 %. Эта сталь имеет химический состав, аналогичный составу проволоки, и обычно используется для изготовления деталей, работающих при температурах 540 – 580 °С. Основными легирующими элементами стали являются хром, молибден и ванадий.

3D-печать проводили методом электродугового осаждения в среде защитных газов (GMAW). В качестве защитного газа использовали смесь, состоящую из 82 % Ar и 18 % CO₂. Управление движением горелки осуществляли с помощью робота для дуговой сварки FANUC AM-100iD (FANUC, Япония) и контроллера R-30iB Plus. Для мониторинга и контроля изменений температуры был использован стационарный тепловизор FLIR A305sc.

Работа манипулятора осуществлялась совместно с источником питания EWM Titan XQ R 400 от компании (EWM, Германия). Нанесение слоев происходило в режиме сниженного тепловложения *coldArc*, являющимся модификацией режима GMAW. Особенность режима *coldArc* заключается в возможности снижения нагрева изделия за счет сварки короткой дугой.

Угол наклона сварочной горелки относительно подложки составлял 10° (рис. 1, а). 3D-печать стенки выполняли при силе тока 118 А, напряжении 16,9 В, скорости подачи проволоки 3000 мм/мин, скорости перемещения горелки 350 мм/мин. Высота стенки была порядка 70 мм, количество слоев – 42 (рис. 1, б).

В предыдущей работе [19] авторы исследовали структуру и механические свойства модельных стенок, напечатанных с помощью такой же проволоки без дополнительного охлаждения. Было показано, что накопление тепла негативно отражается на механических свойствах модельных стенок. В настоящей работе для снижения степени накопления тепла в стенке каждый слой после нанесения охлаждался до 200 °С. Охлаждение проводилось сжатым воздухом с помощью компрессора. Дополнительно был произведен подогрев подложки до температур 100 – 150 °С для снижения температурного градиента и увеличения однородности зоны сплавления.

Образцы для механических испытаний и структурных исследований вырезали из внутреннего объема стенки. Все образцы имели одинаковую геометрию и подвергались шлифовке на шкурках разной зернистости (80 – 2000) до состояния «зеркальной» поверхности. Для исследования микроструктуры и измерения микротвердости был сделан поперечный срез стенки

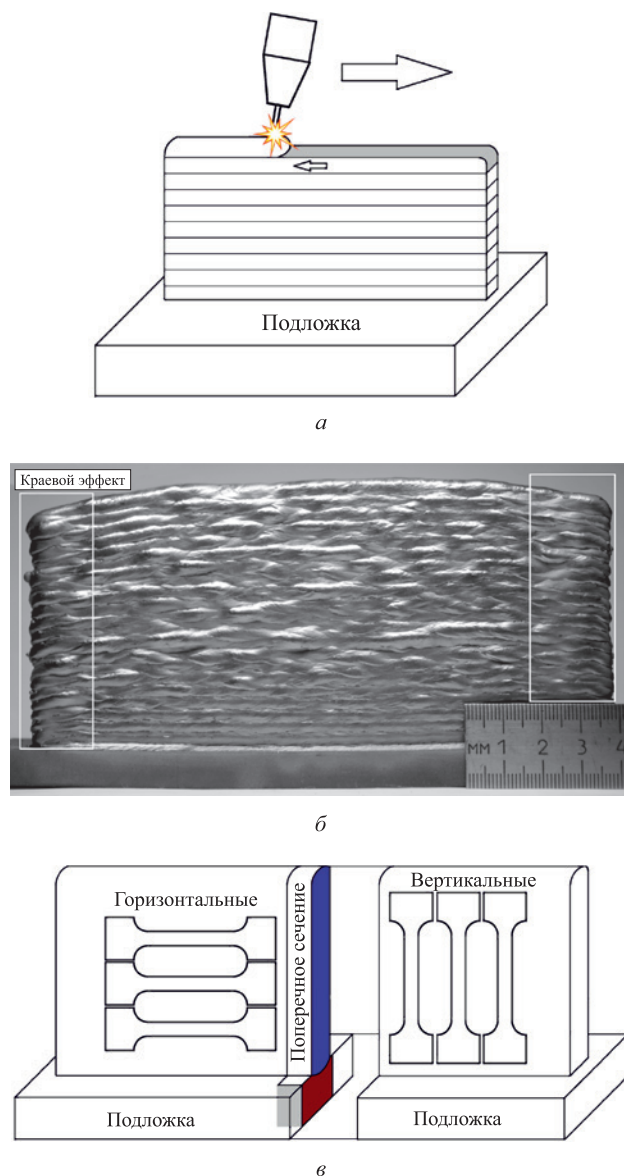


Рис. 1. Схема нанесения слоев (а), внешний вид напечатанной стенки (б), схема вырезки образцов (в)

Fig. 1. Schematic representation of layer-by-layer deposition (a), appearance of the printed wall (b), sample cutting scheme (c)

(рис. 1, в). Исследования микроструктуры проводили с использованием микроскопа Carl Zeiss Axiovert 25 (Carl Zeiss, Германия) и сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) в Центре коллективного пользования «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Измерение микротвердости осуществляли по всей высоте поперечного сечения среза стенки на микротвердометре ПМТ-3 с нагрузкой на пирамиду Виккерса 0,98 Н (100 г).

Образцы для механических испытаний на растяжение имели форму двусторонней лопатки (рис. 1, в) с размерами рабочей части 5×1×30 мм³. Испытания на растяжение проводили на электромеханической машине Instron 5582 со скоростью перемещения подвижного захвата 1 мм/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Изучение термических циклов

Измерение интенсивности теплового излучения проводили сразу после окончания нанесения нового слоя вплоть до охлаждения наиболее горячей части стенки до 200 °С. Результаты измерений, приведенные на рис. 2, а, б, отражают развитие событий после окончания нанесения слоя и не показывают максимальные значения нагрева в процессе 3D-печати.

Съемка тепловизором осуществлялась по всей видимой поверхности стенки. Для удобства интерпретации данных были выбраны две реперные точки, в которых проводился анализ температурных изменений при формировании стенки. Местоположение выбранных точек соответствовало месту максимального нагрева на краях нижней части стенки (пятый слой), где теплоотдача в подложку и сварочный стол была высокая, и средней части стенки (21-й слой). Контроль температуры в этих точках позволил продемонстрировать затухание циклического термического нагрева в отдельно выбранном слое при нанесении на него новых слоев.

При завершении печати пятого слоя максимальная температура, которую удалось зафиксировать, составляла ~900 °С (рис. 2, а). Скорость охлаждения этого слоя достигала 85 °С/с (рис. 2, б).

При нанесении последующих слоев температура разогрева и скорость охлаждения пятого слоя постепенно снижались. Температура, при которой могли происходить полиморфные превращения (выше 700 °С), достигалась при печати шестого и седьмого слоев (рис. 2, а). Скорость охлаждения при нагреве до таких температур уменьшалась до 40 – 50 °С/с. Нанесение следующих слоев приводило к нагреву пятого слоя ниже температуры 700 °С, в результате чего мог происходить отпуск материала. При нагреве слоя ниже 700 °С скорость охлаждения варьировалась от 10 до 1 °С/с (рис. 2, б).

Похожая картина наблюдалась при анализе термической истории в 21-м слое. Нагрев материала выше 700 °С достигался при печати последующих трех слоев. Таким образом, можно сказать, что только верхние два – три слоя оказывали заметное термическое воздействие на нижележащий слой, приводящее к ($\alpha \rightarrow \gamma$)-фазовым превращениям.

Металлографические исследования

Поверхность стенки характеризуется волнистостью (рис. 1, б), которая становится ярко выраженной после нанесения четырех – шести слоев. Это вызвано процессами растекания каждого слоя при печати и характерно для такой технологии изготовления.

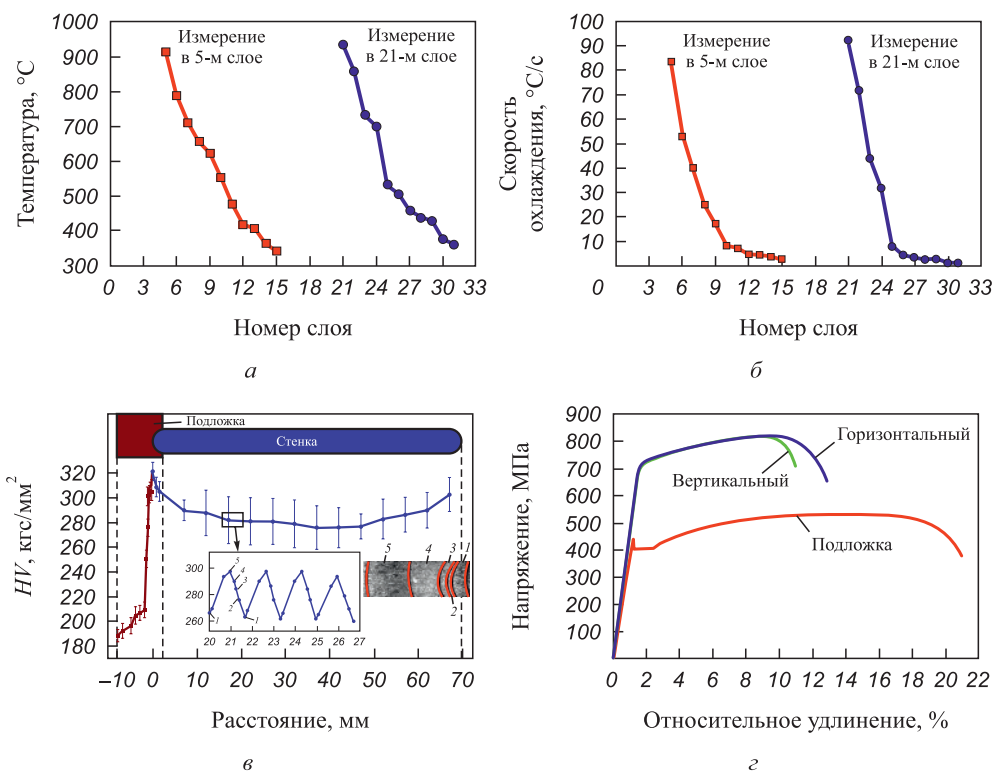


Рис. 2. Изменение температуры (а) и скорости охлаждения (б) в выбранных слоях в процессе печати стенки, график распределения микротвердости (в), диаграммы статического растяжения (г)

Fig. 2. Changes in temperature (а) and cooling rate (б) in separate layers during the wall printing, microhardness of the wall cross-section (в), graphs of static tension (г)

Исследование микроструктур проводили на поперечном срезе стенки (рис. 1, в). В месте соединения стенки с подложкой четко выражены граница сплавления и зона термического воздействия (ЗТВ). В области границы сплавления образовалась бейнитно-мартенситная структура. По мере удаления от границы сплавления структура подложки в ЗТВ изменяется от бейнитной к феррито-бейнитной и, наконец, феррито-перлитной в материале подложки.

Стенка состоит из участков с неоднородной микроструктурой (рис. 3, а). Их формирование связано

с печатью нового слоя и фазовыми превращениями, происходящими при нагреве и охлаждении материала. Вследствие колебания дуги и растекания слоев высота таких участков может варьироваться в пределах от 1,3 до 2,2 мм. Участок можно разделить на пять отличающихся по своему строению зон.

Зона 1 состоит из крупных вытянутых зерен (рис. 3, б). Их ширина достигает 100 – 150 мкм. Границы зерен соответствуют границам бывших аустенитных зерен. Внутри крупных зерен сформирована преимущественно структура игольчатого феррита (ИФ).

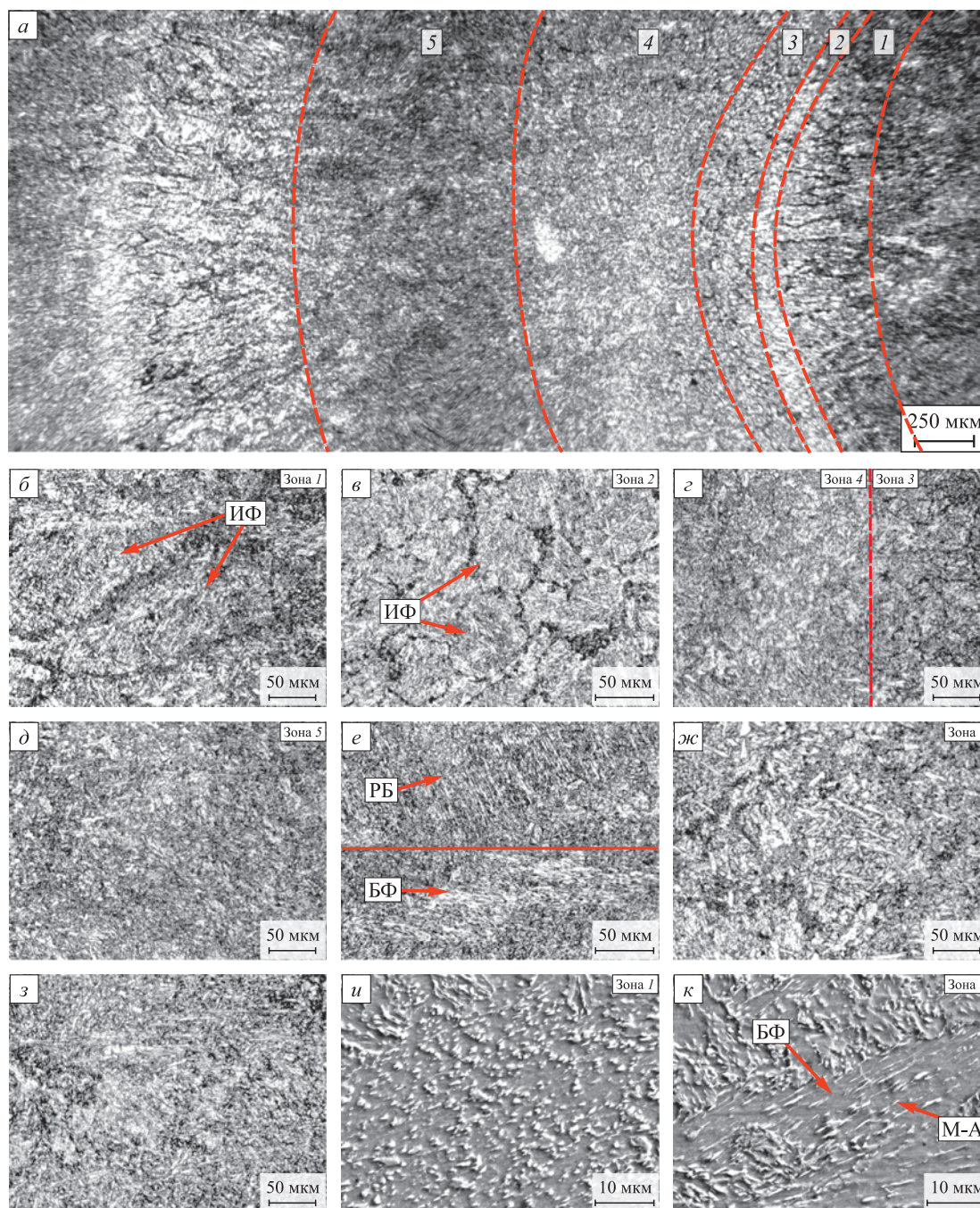


Рис. 3. Оптические изображения микроструктур, полученных с поперечного сечения стенки (а – з), РЭМ-изображения (и, к)

Fig. 3. Optical images of microstructures obtained from the wall cross-section (а – з), SEM-images (и, к)

Средняя ширина реек игольчатого феррита составляет $1,78 \pm 0,2$ мкм. На РЭМ-изображениях на границах зерен различимы темные прослойки, состоящие из матрицы с дисперсными включениями размером от 0,18 до 0,70 мкм (рис. 3, и).

Микроструктура зоны 2 также характеризуется присутствием крупных зерен (рис. 3, в), однако они имеют квазиравноосную форму. В зоне 3 размер зерен с различимыми границами становится существенно меньше (от 17 до 40 мкм), а прослойки на границах зерен становятся уже (рис. 3, з) по сравнению с зонами 1 и 2. Повидимому, граница слоев находится в области зон 1 и 2.

В зоне 4 сформирована дисперсная феррито-бейнитная структура (рис. 3, с). Размер квазиполигональных зерен феррита составляет $4,41 \pm 1,1$ мкм. Бейнитная структура представлена игольчатым ферритом. В зоне 4 границы бывших аустенитных зерен не различимы.

Зона 5 характеризуется наибольшей дисперсностью и состоит преимущественно из игольчатого феррита (рис. 3, д), небольшой доли реечного бейнита (РБ) и бейнитного феррита (БФ) (рис. 3, е). Средняя ширина реек игольчатого феррита в зоне 5 ниже, по сравнению с зоной 1, и составляет $1,69 \pm 0,22$ мкм. В бейнитном феррите внутри зерен обнаружены удлиненные прослойки, которые могут соответствовать мартенситно-аустенитной (М–А) составляющей (рис. 3, к). В работах [20; 21] показано, что мартенситно-аустенитная составляющая является продуктом неполного распада аустенита при бейнитном превращении [20; 21]. Ширина прослоек мартенситно-аустенитной составляющей $0,25 \pm 0,11$ мкм.

По мере увеличения высоты стенки наблюдается незначительное увеличение размеров ширины реек игольчатых структур в зоне 1 до $1,86 \pm 0,3$ мкм (рис. 3, ж) и в зоне 5 до $1,81 \pm 0,44$ мкм по сравнению с нижними слоями стенки (рис. 3, б).

В верхней части стенки (~5 мм от ее вершины) отсутствуют наблюдаемые участки с характерными зонами. Структура более однородна и представлена игольчатым ферритом (рис. 3, з).

Измерение микротвердости

Схема ориентации поперечного среза стенки при измерении микротвердости и графики распределения микротвердости приведены на рис. 2, в. На оси абсцисс за точку отсчета «ноль» взята граница сплавления стенки и подложки. Кривая микротвердости, соответствующая измерениям значений в стенке, находится в положительном диапазоне оси абсцисс, а значения микротвердости подложки с участком ее проплавления – в интервале от –8 до 2 мм.

По мере удаления от плоской поверхности подложки, контактирующей со столом, микротвердость сначала постепенно, а потом резко возрастает. Этот рост значений связан с термическим воздействием

на подложку при нанесении первых слоев стенки. Поэтому область резкого повышения значений микротвердости соответствует ЗТВ. В месте сплавления стенки и подложки микротвердость возрастает до значений 320 ± 7 кгс/мм² (рис. 2, в). По мере увеличения количества слоев средние значения микротвердости сначала постепенно уменьшаются до высоты стенки ~47 мм (до ~275 кгс/мм²), а потом увеличиваются до 300 кгс/мм² у вершины стенки.

Следует отметить большой разброс значений микротвердости. Это связано с тем, что микротвердость в участках с неоднородной микроструктурой (рис. 3, а) отличается по своим значениям. На рис. 2, в (во вставке) приведен более подробный график изменения микротвердости, измеренной на расстоянии 20 мм от основания стенки. Значения микротвердости сопоставлены с соответствующими зонами в микроструктуре. Максимальная микротвердость (до 300 кгс/мм²) соответствует зоне 5 участка с неоднородной микроструктурой (рис. 3, а). Самый низкий уровень микротвердости (до 260 кгс/мм²) наблюдается в крупнозернистой зоне 1. Зоны 2–4 имеют промежуточные значения микротвердости. Поскольку участки с такой неоднородной структурой повторяются по всей стенке, для кривой распределения микротвердости характерна периодичность (рис. 2, в, вставка).

Испытания на статическое растяжение

На рис. 2, г приведены диаграммы нагружения образцов, вырезанных из подложки (стали 12Х1МФ) и напечатанной стенки. На кривой нагружения образца, вырезанного из подложки, наблюдается площадка текучести, тогда как в образцах, вырезанных из стенки, она отсутствует. Пределы текучести и прочности образцов из стенки выше на ~40 и ~34 % соответственно, а их пластичность в 2 раза ниже по сравнению с материалом подложки (см. таблицу). Прочностные характеристики образцов из стенки также превышают прочностные свойства проволоки, представленные в ГОСТ 2246–70 (см. таблицу). Пластичность образцов, полученных из вертикального направления, на ~20 % ниже по сравнению с образцами, вырезанными из горизонтального направления.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Изучение термической истории при 3D-печати модельной стенки позволило исследовать процессы затухающего циклического нагрева при последовательном нанесении слоев и выявить их влияние на формирование структуры и механические свойства изделия.

Принудительное охлаждение стенки перед печатью нового слоя позволяло исключить накопление тепла и обеспечить высокую скорость охлаждения наносимого слоя и нижележащих слоев (рис. 2, б). В резуль-

Результаты испытаний на статическое растяжение

Results of static tensile test

Тип образцов	Направление вырезки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ε , %
Подложка	–	$410 \pm 20^*$	530 ± 30	20 ± 2
Проволока ОК Autrod 13.14 (ГОСТ 2246–70)	–	600	700	16
Стенка	Горизонтальное	700 ± 30	800 ± 40	12 ± 2
	Вертикальное	700 ± 30	810 ± 40	$9,5 \pm 2$
* Площадка текучести				

тате этого по всей высоте стенки присутствуют участки с неоднородной структурой (рис. 3, а). При этом нижележащие слои испытывают повторный нагрев до меньших температур, однако ускоренное охлаждение ограничивает протекание диффузионных процессов и процессы перекристаллизации структуры.

Описанные зоны в участках стенки (рис. 3, а) соответствуют типичным зонам, формирующимся при сварке сталей. Зона 1 характеризует зону быстрой кристаллизации из расплава, что подтверждается крупными зернами, вытянутыми в направлении кристаллизации (рис. 3, б). Зона 2 соответствует крупнокристаллической зоне термического влияния, в которой нагрев предыдущего слоя происходит до температур, превышающих температуру рекристаллизации аустенита.

Широкие прослойки с частицами внутри на границах крупных зерен в зонах 1, 2 свидетельствуют о том, что во время термоциклирования происходил нагрев до температур ($\alpha \rightarrow \gamma$)-фазовых превращений и успевали частично проходить диффузионные процессы перераспределения углерода на границах зерен. В результате отсутствия выдержки и быстрого охлаждения на границах зерен формировались промежуточные/бейнитные структуры.

Уменьшение размеров зерен в зоне 3 (рис. 3, в) свидетельствует о разогреве этой области (мелкокристаллической ЗТВ) до температур, превышающих температуру A_{c3} . В зоне 4 не наблюдаются границы бывших аустенитных зерен, в ней содержится больше светлой фазы, имеющей квазиравноосную форму (рис. 3, г). Это позволяет предположить, что разогрев в ней происходил в диапазоне температур существования ($\alpha + \gamma$)-фаз [22]. Зона 5 подвергалась наименьшему термическому воздействию как по температуре нагрева, так и по его продолжительности. В результате в данной зоне сохранилась микроструктура, наиболее близкая к структуре, формируемой при первичной кристаллизации слоя (рис. 3, з).

Таким образом, в процессе охлаждения после нанесения слоя в его нижней части формируется зона 1 с крупными вытянутыми зернами, а после, в условиях снижения скорости охлаждения – структура игольчатого феррита в оставшемся объеме слоя. Зоны 2 – 5 (рис. 3, а) являются зонами термического воздействия

в предыдущем слое. При последующем нанесении новых слоев нижележащие подвергаются циклическому термическому воздействию до разных температур (рис. 2, а).

Охлаждение стенки до 200 °С перед печатью нового слоя приводит к более высоким значениям микротвердости (до 305 кгс/мм², рис. 2, в) по сравнению с охлаждением стенки на воздухе (210 кгс/мм²), как было показано в работе [19]. Снижение микротвердости по высоте стенки (рис. 2, в) связано с термоциклированием и процессами отпуска структуры. При печати первых слоев подложка и сварочный стол были источником дополнительного теплоотвода, а по мере увеличения количества слоев их роль снижалась. Формирование неоднородной структуры в стенке приводит к существенному разбросу значений микротвердости. Более высокие значения микротвердости в верхней части стенки связаны с отсутствием термоциклирования от наносимых выше слоев (рис. 2, в).

Возможными способами повышения однородности структуры может быть увеличение температуры перед печатью нового слоя и применение таких диапазонов скоростей охлаждения, при которых будут успевать проходить процессы перекристаллизации структуры.

Выводы

Изучена структура и механические свойства модельной стенки, полученной с использованием технологии электродуговой проволоочной 3D-печати в среде защитных газов в режиме сниженного тепловложения *coldArc*.

Использование принудительного охлаждения между нанесением слоев до температуры 200 °С позволило ограничить накопление тепла в стенке при 3D-печати. В результате высокого градиента температур скорость охлаждения наносимого слоя достигала 85 – 90 °С/с. Показано, что каждый закристаллизовавшийся слой подвергается циклическому термическому воздействию при нанесении последующих десяти слоев. Нагрев от новых двух – трех слоев приводит к структурно-фазовым превращениям в материале слоя. Нанесение последующих семи – восьми слоев приводит к нагреву, аналогичному термической операции отпуск.

В результате быстрого охлаждения слоев после печати, а также повторного термического воздействия, по всей высоте стенки сформированы участки с неоднородной микроструктурой. Такие участки включают в себя зону быстрой кристаллизации из расплава с крупными вытянутыми зернами, крупнокристаллическую, мелкокристаллическую, межкритическую зоны термического влияния.

Микроструктура в разных участках стенки состояла преимущественно из игольчатого бейнита с небольшой долей реечного и бейнитного феррита и участков мартенситно-аустенитной составляющей.

Обнаружен большой разброс значений микротвердости по высоте стенки (от 275 до 320 ± 7 кгс/мм²), связанный с неоднородной структурой в стенке. Прочностные характеристики материала стенки достигали 800 МПа, при этом относительное удлинение составляло 9 – 12 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Ding D., Pan Z., Cuiuri D. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015;81(1–4):465–481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>
- Buchanan C., Gardner L. Metal 3D printing in construction: A review of methods, research, applications, opportunities and challenges. *Engineering Structures*. 2019;180:332–348. <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2018.11.045>
- Jafari D., Vaneker T.H.J., Gibson I. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts. *Materials & Design*. 2021;202:109471. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109471>
- Chernovol N., Marefat F., Lauwers B., Rymenant P.V. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of mild steel components produced by WAAM. *Welding in the World*. 2023;67(4):1021–1036. <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01422-1>
- Munusamy S., Jerald J. Effect of in-situ intrinsic heat treatment in metal additive manufacturing: A comprehensive review. *Metals and Materials International*. 2023;29:3423–3441. <https://doi.org/10.1007/s12540-023-01462-2>
- Rodrigues T.A., Duarte V., Avila J.A., Santos T.G., Miranda R.M., Oliveira J.P. Wire and arc additive manufacturing of HSLA steel: Effect of thermal cycles on microstructure and mechanical properties. *Additive Manufacturing*. 2019;27:440–450. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.03.029>
- Поболь И.Л., Бакиновский А.А., Степанкова М.К., Бурин А.Н., Губко А.Д. Влияние условий термоциклирования в процессе аддитивного производства заготовок из нержавеющей стали и силумина на их микроструктуру. *Литье и металлургия*. 2018;(4):133–138. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2018-4-133-138>
- Pobol I.L., Bakinovskiy A.A., Stepankova M.K., Burin A.N., Gubko A.D. Influence of heat cycling conditions in the additive manufacturing of stainless steel and Al–Si alloy raw parts on their microstructure. *Foundry Production and Metallurgy*. 2018;(4):133–138. (In Russ.). <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2018-4-133-138>
- Zhang T., Li H., Gong H., Wu Y., Chen X., Zhang X. Study on location-related thermal cycles and microstructure variation of additively manufactured inconel 718. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;18:3056–3072. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.178>
- Власов И.В., Гордиенко А.И., Кузнецова А.Е., Семенчук В.М. Исследование структуры и анизотропии механических свойств стального изделия, полученного методом послойной электродуговой проволоочной 3D-печати. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2023;66(6):709–717. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-709-717>
- Vlasov I.V., Gordienko A.I., Kuznetsova A.E., Semenchuk V.M. Structure and mechanical properties anisotropy of a steel product manufactured by layer-by-layer electric arc wire 3D printing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(6):709–717. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-6-709-717>
- Cunningham C.R., Flynn J.M., Shokrani A., Dhokia V., Newman S.T. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2018;22:672–686. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.020>
- Le V.T., Bui M.C., Nguyen T.D., Nguyen V.A., Nguyen V.C. On the connection of the heat input to the forming quality in wire-and-arc additive manufacturing of stainless steels. *Vacuum*. 2023;209:111807. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.111807>
- Nagasai B.P., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Mechanical properties and microstructural characteristics of wire arc additive manufactured 308 L stainless steel cylindrical components made by gas metal arc and cold metal transfer arc welding processes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2022;307:117655. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117655>
- Wang T., Zhang Y., Wu Z., Shi C. Microstructure and properties of die steel fabricated by WAAM using H13 wire. *Vacuum*. 2018;149:185–189. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.12.034>
- Montevecchi F., Venturini G., Grossi N., Scippa A., Campatelli G. Idle time selection for wire-arc additive manufacturing: A finite element-based technique. *Additive Manufacturing*. 2018;21:479–486. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.01.007>
- Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Fei Z. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;258:97–105. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024>
- Li F., Chen S., Shi J., Zhao Y., Tian H. Thermoelectric cooling-aided bead geometry regulation in wire and arc-based additive manufacturing of thin-walled structures. *Applied Sciences*. 2018;8(2):207. <https://doi.org/10.3390/app8020207>
- Jakubowska M., Wrobel A., Manaj W., Sypien A. Degradation of microstructure and strength properties of heat-resistant steels operating under variable loads. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2023;202:104916. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2023.104916>

18. Zhang J., Chen H., Fan D., Huang J., Yu X., Feng W., Xu K. Effects of phosphorus impurity on the microstructure and impact toughness of weld joint for the 12Cr2Mo1R heat resistant steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019; 38:453–461.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.01.026>
19. Vlasov I.V., Gordienko A.I., Eremin A.V., Semenchuk V.M., Kuznetsova A.E. Structure and mechanical behavior of heat-resistant steel manufactured by multilayer arc deposition. *Metals*. 2023;13(8):1375.
<https://doi.org/10.3390/met13081375>
20. Sridharan N., Noakes M.W., Nycz A., Love L.J., Dehoff R.R., Babu S.S. On the toughness scatter in low alloy C–Mn steel samples fabricated using wire arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;713:18–27.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.101>
21. Shi Y., Han Z. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008;207(1–3):30–39.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.049>
22. Полецков П.П., Денисов С.В., Никитенко О.А., Чукин Д.М., Гущина М.С. Исследование распада переохлажденного аустенита низкоуглеродистой трубной стали с использованием комплекса Gleeble 3500. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(3):235–240.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-235-240>

Poletskov P.P., Denisov S.V., Nikitenko O.A., Chukin D.M., Gushchina M.S. Decay of supercooled austenite of low-carbon pipe steel with the use of Gleeble 3500 complex. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(3):235–240. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-235-240>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Илья Викторович Власов, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9110-8313

E-mail: viv@ispms.ru

Антонина Ильдаровна Гордиенко, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-4361-8906

E-mail: mirantil@ispms.ru

Вячеслав Максимович Семенчук, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-7215-0505

E-mail: svm_70@ispms.ru

Ilya V. Vlasov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Testing, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9110-8313

E-mail: viv@ispms.ru

Antonina I. Gordienko, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Physical Mesomechanics and Non-Destructive Testing, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-4361-8906

E-mail: mirantil@ispms.ru

Vyacheslav M. Semenchuk, Junior Researcher of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Manufacturing Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-7215-0505

E-mail: svm_70@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. В. Власов – формирование основной концепции, цели и задач исследования; написание текста статьи, литературный обзор публикаций по теме, проведение механических испытаний, анализ экспериментальных данных.

А. И. Гордиенко – проведение микроструктурных исследований, обработка результатов и анализ данных, доработка текста.

В. М. Семенчук – подбор режимов проведения аддитивного формирования, подготовка образцов для исследований, обсуждение полученных результатов.

I. V. Vlasov – formation of the main concept, goals and objectives; writing the text, literary review, conducting mechanical tests, data analysis.

A. I. Gordienko – performing microstructural studies, results processing, data analysis, revising the text.

V. M. Semenchuk – selection of additive manufacturing modes, preparation of the samples, results discussion.

Поступила в редакцию 15.05.2024

После доработки 05.06.2024

Принята к публикации 12.11.2024

Received 15.05.2024

Revised 05.06.2024

Accepted 12.11.2024



УДК 669.245: 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-60-68



Оригинальная статья

Original article

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ, ТВЕРДОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ВЖЛ14Н-ВИ

А. В. Колтыгин¹, В. Е. Баженов¹, А. А. Белова¹, А. В. Санников¹,
А. А. Лыскович¹, В. Д. Белов¹, Е. Ю. Щедрин²

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

² ПАО «ОДК-Кузнецов» (443009, Россия, Самара, Заводское шоссе, 29)

✉ misistlp@mail.ru

Аннотация. В работе проанализирован фазовый состав никелевого жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ в широком температурном диапазоне – от комнатной температуры до 1600 °С с помощью расчетов по программе Thermo-Calc. На основании полученных данных авторы разработали возможные режимы термообработки жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ. Исследовано влияние различных режимов термообработки на размер зерна, твердость и электропроводность образцов жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ, полученных методом литья в керамические формы, а также влияние на сплав высокотемпературного отжига при температуре 1070 – 1170 °С в течение 1 – 4 ч. Термическая обработка сплава привела к заметному увеличению размера зерен и снижению твердости. Было изучено влияние температуры искусственного старения после высокотемпературного отжига и закалки на твердость и электропроводность сплава в диапазоне температур 610 – 810 °С. При температуре 810 °С сплав проявляет наиболее выраженный эффект старения, сопровождающийся быстрым повышением твердости, достигающим приблизительно 370 HV. В отличие от твердости, электропроводность сплава в процессе старения изменялась незначительно. Предлагаемый режим термической обработки отличается от рекомендованного стандартом ОСТ 1 90126–85 для этого сплава. Он включает отжиг при температуре 1170 ± 10 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе и старением при температуре 810 ± 10 °С в течение 10 – 14 ч с последующим охлаждением на воздухе. Предложенная термообработка позволяет повысить твердость отливок из сплава ВЖЛ14Н-ВИ на 10 – 20 HV по сравнению с образцами, подвергнутыми термообработке по стандартному режиму.

Ключевые слова: никелевый жаропрочный сплав ВЖЛ14Н-ВИ, литье по выплавляемым моделям, термическая обработка, отливки

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Постановления Правительства № 218 по соглашению о предоставлении субсидии № 075-11-2022-023 от 06.04.2022 г. «Создание технологии изготовления уникальных крупногабаритных отливок из жаропрочных сплавов для газотурбинных двигателей, ориентированной на использование отечественного оборудования и организацию современного ресурсоэффективного, компьютероориентированного литейного производства».

Для цитирования: Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Белова А.А., Санников А.В., Лыскович А.А., Белов В.Д., Щедрин Е.Ю. Влияние термической обработки на фазовый состав, структуру, твердость и электропроводность никелевого жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(1):60–68. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-60-68>

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION, HARDNESS AND ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF VZhL14N-VI NICKEL SUPERALLOY

A. V. Koltygin¹ , V. E. Bazhenov¹, A. A. Belova¹, A. V. Sannikov¹,
A. A. Lyskovich¹, V. D. Belov¹, E. Yu. Shchedrin²

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

² PJSC ODK-Kuznetsov (29 Zavodskoe Route, Samara 443009, Russian Federation)

 misistlp@mail.ru

Abstract. The phase composition of VZhL14N-VI nickel superalloy was analyzed in a wide temperature range – from room temperature to 1600 °C by means of CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) calculations. In light of the findings, the authors devised potential heat treatment modes for VZhL14N-VI superalloy. The impact of different heat treatment modes on the grain size, hardness, and electrical conductivity of VZhL14N-VI superalloy samples produced by ceramic mold casting was investigated, as well as the effect on the alloy of high-temperature annealing at 1070 – 1170 °C for 1 – 4 h. The alloy heat treatment resulted in a notable increase in grain size and a decrease in hardness. The influence of artificial aging temperature after high-temperature annealing and quenching on the hardness and electrical conductivity of the alloy in the range of 610 – 810 °C was studied. At 810 °C, the alloy exhibits the most pronounced aging effect, accompanied by a rapid increase in hardness, reaching approximately 370 HV. In contrast to the observed changes in hardness, the electrical conductivity of the alloy exhibited minimal variation during the aging process. The proposed heat treatment conditions diverge from those recommended by the OST 1 90126–85 Russian standard for this alloy. The developed heat treatment mode includes the alloy heat treatment at a temperature of 1170 ± 10 °C for 4 h, followed by air cooling and aging at a temperature of 810 ± 10 °C for 10 – 14 h, followed by air cooling. The proposed heat treatment mode is expected to result in an increase in hardness of VZhL14N-VI superalloy castings by 10 – 20 HV in comparison to the samples subjected to the standard heat treatment mode.

Keywords: VZhL14N-VI nickel superalloy, investment casting, heat treatment, castings

Acknowledgements: The work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the Government Resolution No. 218, Agreement No. 075-11-2022-023 dated 06.04.2022 “Creation of a technology for the production of unique large-sized castings from heat-resistant alloys for gas turbine engines, focused on the use of domestic equipment and organization of a modern resource-efficient, computer-oriented foundry production”.

For citation: Koltygin A.V., Bazhenov V.E., Belova A.A., Sannikov A.V., Lyskovich A.A., Belov V.D., Shchedrin E.Yu. Influence of heat treatment on structure, phase composition, hardness and electrical conductivity of VZhL14N-VI nickel superalloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):60–68. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-60-68>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время для получения жаропрочных корпусных деталей авиационных двигателей разработано и успешно применяется большое количество различных литейных никелевых жаропрочных сплавов (суперсплавов) [1; 2]. В отечественном авиастроении для крупногабаритного корпусного литья, используемого в конструктивных элементах камер сгорания, часто применяют сплав ВЖЛ14Н-ВИ (ОСТ 1 90126–85; основа – Ni; до 0,08 % C¹; до 20,0 % Cr; до 5,0 % Mo; до 1,5 % Al; до 2,9 % Ti; до 2,8 % Ni; до 10 % Fe), содержащий в качестве основных легирующих компонентов хром и железо. Сплав не имеет зарубежных аналогов. По составу ему в большей степени соответствуют сплавы Inconel 718 (ASTM Ni B670) и Inconel 718Plus (UNS N07818). Все они относятся к сплавам второго поколения, содержащим в своем составе значительное количество хрома, часто кобальта, а также тугоплавких элементов типа вольфрама, молибдена, нио-

бия и отличаются значительным содержанием фазы γ' (гранцентрированная кубическая упорядоченная $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) [1; 3; 4]. Основным требованием для корпусных элементов камер сгорания, работающих при относительно невысоких температурах 500 – 900 °C и давлении до 45 атм, является высокая прочность, сочетающаяся с хорошей пластичностью во всем интервале температур [5]. Это достигается за счет комплексного легирования железоникелевого сплава упрочняющими и карбидообразующими элементами. Хром входит в состав твердого раствора на основе никеля, упрочняя его, но в то же время он входит и в состав карбидов, значительно повышая устойчивость сплава на основе никеля и железа к окислению при температурах эксплуатации [4 – 6]. Алюминий и титан способствуют формированию фазы γ' и упрочнению сплава в процессе термической обработки. Молибден, вольфрам и ниобий добавляются в качестве карбидообразующих элементов, отвечающих за формирование мелкодисперсных карбидов, повышающих жаропрочность сплава. Они также упрочняют твердый раствор, а ниобий, кроме того, участвует в формировании упрочняющих частиц в твердом растворе на основе никеля, несколько снижая

¹ Здесь и далее в тексте, если не указано иное, содержание элементов приведено в мас. %.

технологичность сплава за счет уменьшения свариваемости и обрабатываемости отливок [7; 8]. Добавки железа снижают стоимость сплава (за счет дешевизны железа по сравнению с никелем), заменяя собой часть никеля. При умеренном содержании железа, как в сплаве ВЖЛ14Н-ВИ, его длительная прочность при температурах эксплуатации элементов камеры сгорания остается на приемлемом уровне.

Эксплуатационные свойства отливок из сплава ВЖЛ14Н-ВИ сильно зависят от количества легирующих компонентов и формируемых ими карбидных и упрочняющих фаз, а также от распределения их в структуре сплава. Если влияние отдельных легирующих элементов и структурных составляющих на эксплуатационные свойства сплава ВЖЛ14Н-ВИ хорошо изучено [1–5], то влияние условий формирования структуры и фазового состава отливки на ее механические свойства изучено недостаточно, что часто приводит к отклонению свойств сплава от ожидаемых показателей [9; 10]. При этом важно формирование как литой структуры, так и структуры после термической обработки [1; 10; 11]. Эксплуатационные свойства литых деталей определяются сочетанием размера зерна и структуры металла. Упрочнение сплава типа ВЖЛ14Н-ВИ в основном определяется формированием в матричной фазе γ упрочняющих частиц γ' , которые более термически стабильны по сравнению с γ'' (объемно-центрированная тетрагональная упорядоченная Ni_3Nb), образующимися в других жаропрочных никелевых сплавах. Кроме того, на упрочнение сплава оказывает влияние выделение частиц фаз δ (орторомбическая Ni_3Nb), η (гексагональная Ni_3Ti), σ (гексагональная $CrFeMoNi$, $CrMoNi$, $(Cr, Mo)_3Ni$) и карбидов MeC , $Me_{23}C_6$, Me_6C (Me_7C_3 практически не встречаются), имеющих гранецентрированную кубическую решетку и ограничивающих рост зерна сплава [11–14]. Комбинируя эти фазы за счет подбора режимов термической обработки, можно в достаточно широком интервале менять механические свойства литой детали.

В настоящей работе изучалось влияние режимов термической обработки образцов, отлитых в оболочковые керамические формы на макро- и микроструктуру, фазовый состав и твердость сплава ВЖЛ14Н-ВИ с целью выявления их влияния на упрочнение.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследуемые образцы вырезались из отливок, имеющих форму плиты размером $100 \times 100 \times 10$ мм. Отливки получали в огнеупорных оболочковых формах по технологии литья по выплавляемым моделям. В качестве наполнителя суспензии и обсыпки использовали плавящийся кварц различной фракции производства ДИНУР (Первоуральск, Россия). Для приготовления огнеупорной суспензии применялись связующие Ultracast One+ и Ultracast Prime (ООО «Технопарк», Москва, Рос-

сия). В качестве шихты использовали готовый сплав ВЖЛ14Н-ВИ производства ВИАМ (Москва, Россия). Плавка и разливка сплава осуществлялась на вакуумной индукционной плавильно-разливочной установке ВАКЭТО (Москва, Россия) в муллитокорундоциркониевом тигле производства ЭЛЕМЕТ (Электросталь, Россия). Из полученных отливок вырезались образцы размером $4 \times 9 \times 56$ мм. Образцы сплава термообработывали в муфельной печи на воздухе при температуре 1070, 1120, 1170 °С. Длительность высокотемпературной обработки составляла от 1 до 4 ч с шагом в 1 ч. Закалка образцов проводилась путем обдува воздухом. Для старения использовали образцы, закаленные после 4 ч высокотемпературной выдержки. Старение образцов изучалось при трех температурных режимах, состоящих в выдержке при 610, 700 и 810 ± 10 °С в течение 2–14 ч.

Микроструктура сплава изучалась на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford и на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer. D1m. Для выявления зеренной структуры сплава металлографические шлифы подвергались травлению в реактиве Марбле (20 г Cu_2SO_4 , 100 мл соляной кислоты, 100 мл этилового спирта) [15]. Для выявления микроструктуры сплава также применяли травление смесью кислот (30 мл азотной кислоты, 0,5 мл соляной кислоты, 70 мл уксусной кислоты) [16]. Фазы, присутствующие в микроструктуре образца, идентифицировали с помощью микрорентгеноспектрального анализа, опираясь на описанные в литературе сведения о возможных соединениях в жаропрочных никелевых сплавах [14; 17] и результатах расчета фазового состава.

Электропроводность сплавов измеряли с помощью бесконтактного вихретокового кондуктометра ВЭ-27НЦЗ («Сигма», Россия) с пределами измерения 0,5–2,5 МСм/м.

Твердость по Виккерсу (HV 10) определяли на универсальном твердомере NEMESIS 9001 фирмы INNOVATEST при нагрузке 10 кгс. Длительность нагружения составляла 12 с.

Равновесный фазовый состав сплава ВЖЛ14Н-ВИ при температурах от 20 до 1600 °С рассчитывали с помощью программы Thermo-Calc, используя термодинамическую базу TCS Ni-based Superalloys Database TCNI8.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для более точной идентификации фаз был произведен расчет фазового состава сплава ВЖЛ14Н-ВИ при температурах от 20 до 1600 °С с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Результаты расчета равновесного фазового состава по среднему содержанию для сплава ВЖЛ14Н-ВИ в соответствии с ОСТ 1 90126–85 представлены на рис. 1.

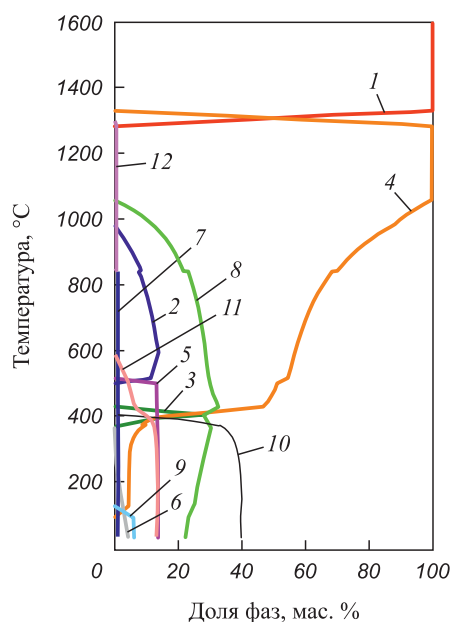


Рис. 1. Расчетный фазовый состав сплава ВЖЛ14Н-ВИ

(средний состав) при температурах от 20 до 1600 °С:

1 – L; 2 – $\sigma(\text{Cr},\text{Mo})_3\text{Ni}$; 3 – Ni_3Fe ; 4 – γ ; 5 – $\text{P}(\text{NiCrMo})$; 6 – Ni_3Nb ; 7 – Cr_{23}C_6 ; 8 – γ' ; 9 – Ni_3Cr ; 10 – Ni_3Fe ; 11 – (Cr); 12 – (Nb,Ti)C

Fig. 1. Calculated phase composition of VZhL14N-VI superalloy (average composition) at temperatures from 20 to 1600 °C:

1 – L; 2 – $\sigma(\text{Cr},\text{Mo})_3\text{Ni}$; 3 – Ni_3Fe ; 4 – γ ; 5 – $\text{P}(\text{NiCrMo})$; 6 – Ni_3Nb ; 7 – Cr_{23}C_6 ; 8 – γ' ; 9 – Ni_3Cr ; 10 – Ni_3Fe ; 11 – (Cr); 12 – (Nb,Ti)C

Видно, что от температуры равновесного солидуса (около 1280 °С) до температуры 1050 °С сплав практически однофазный и состоит из фазы γ . Ниже 1050 °С появляется основная упрочняющая фаза для этого сплава γ' [18], а при температуре примерно 980 °С начинается выпадение фазы σ , которая наиболее часто наблюдается в жаропрочных никелевых сплавах с добавлением железа и обычно выглядит как глобулы неправильной формы. С дальнейшим уменьшением

температуры количество γ' и σ постепенно возрастает, а при температуре примерно 850 °С в структуре начинают появляться карбидные включения Me_{23}C_6 , где Me – в основном хром, а также железо и молибден. При температуре около 600 °С равновесное содержание γ' и σ фаз достигает своего максимума. При снижении температуры ниже 600 °С в равновесной структуре будут присутствовать нежелательные частицы, имеющие решетку твердого раствора на основе хрома. Фаза σ ниже 500 °С полностью исчезает и в структуре появляются другие нежелательные фазы, а равновесное количество γ и γ' фаз существенно снижается ниже 400 °С. Таким образом, в области рабочих температур литых деталей камеры сгорания авиационного газотурбинного двигателя из сплава ВЖЛ14Н-ВИ (750 – 950 °С) [19] равновесный фазовый состав сплава представляет собой γ фазу, в которой диспергированы частицы γ' и σ фаз, причем γ' фаза преобладает. Также в структуре присутствует небольшое количество карбидных частиц, представленных в основном карбидами Me_{23}C_6 , но могут встречаться и карбиды MeC .

Литая структура сплава ВЖЛ14Н-ВИ, полученная литьем в оболочковую керамическую форму, представлена на рис. 2, а. Структура литого сплава представляет собой матрицу, состоящую из твердого раствора на основе никеля (γ), в которой диспергированы мелкие выделения карбидов, содержащих в своем составе, кроме углерода, ниобий, титан и значительное количество молибдена (рис. 2, б). В соответствии с расчетным количеством фаз в структуре сплава (рис. 1) эти карбиды начали выпадать непосредственно из жидкости. В процессе термической обработки при температуре ниже 850 °С они должны превратиться в карбиды типа Me_{23}C_6 .

На рис. 3 представлена микроструктура сплава ВЖЛ14Н-ВИ после термической обработки по режиму, предложенному в ОСТ 1 90126–85 для этого сплава, включающему отжиг при температуре 1120 ± 10 °С

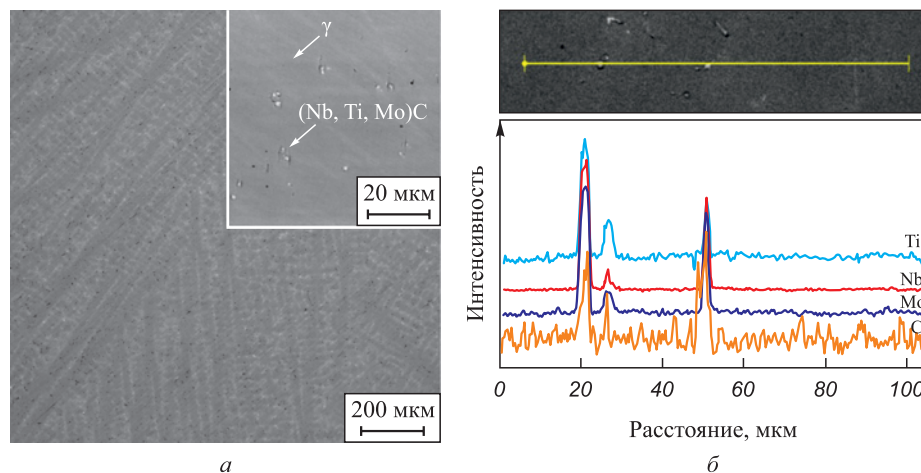


Рис. 2. Микроструктура сплава ВЖЛ14Н-ВИ, полученного литьем в оболочковую керамическую форму (а), и профиль распределения элементов по результатам микроанализа (б)

Fig. 2. Microstructure of VZhL14N-VI superalloy obtained by ceramic mold casting (a) and element distribution profile based on EDS results (b)

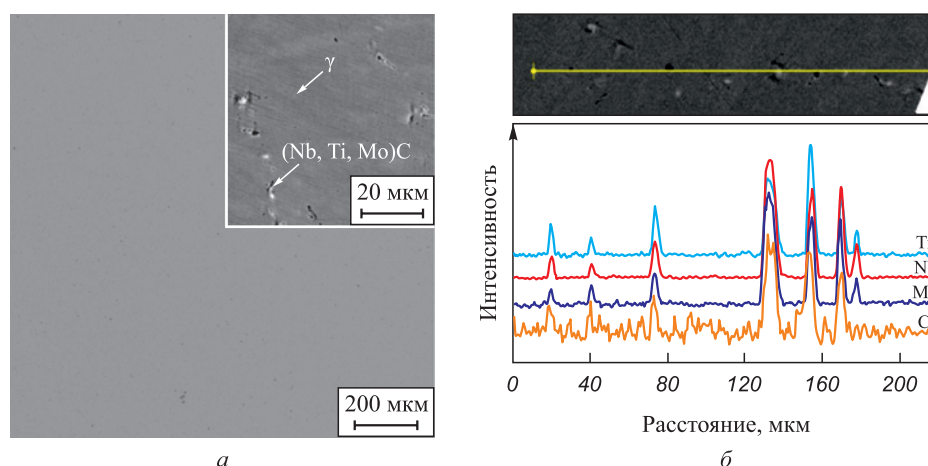


Рис. 3. Микроструктура сплава ВЖЛ14Н-ВИ после термической обработки по режиму, включающему отжиг при температуре 1120 ± 10 °C в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе и старением при температуре 700 ± 10 °C в течение 16 ч с последующим охлаждением на воздухе (а), и профиль распределения элементов по результатам микрорентгеноспектрального анализа (б)

Fig. 3. Microstructure of VZhL14N-VI superalloy after heat treatment including annealing at 1120 ± 10 °C for 3 h followed by air cooling and aging at 700 ± 10 °C for 16 h followed by air cooling (a) and element distribution profile based on EDS results (b)

в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе и старением при температуре 700 ± 10 °C в течение 16 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Из рис. 3, а видно, что в результате термической обработки уменьшилась дендритная ликвация элементов, хотя полного выравнивания химического состава не произошло. Несмотря на то, что по результатам термодинамических расчетов карбиды ниобия и титана должны претерпевать превращение при высокотемпературном отжиге, а вместо них в процессе старения должны сформироваться ультрадисперсные выделения карбидов хрома типа $Me_{23}C_6$, карбиды ниобия и титана наблюдались в структуре сплава и после термической обработки. Также в составе некоторых частиц карбидов было заме-

чено повышенное содержание азота, что, скорее всего, также препятствует растворению таких частиц.

Известно, что в соответствии с эффектом Холла-Петча размер зерна поликристаллических отливок из никелевых сплавов сильно влияет на их механические свойства [20]. Было изучено влияние различных режимов высокотемпературной термической обработки на размер зерна сплава. На рис. 4, а показана макроструктура образцов, затвердевших в одинаковых условиях теплоотвода, в литом состоянии и после термической обработки. Можно наблюдать увеличение размеров зерна сплава в процессе отжига. На рис. 4, б показано влияние времени высокотемпературной термической обработки на количество зерен на единицу поверх-

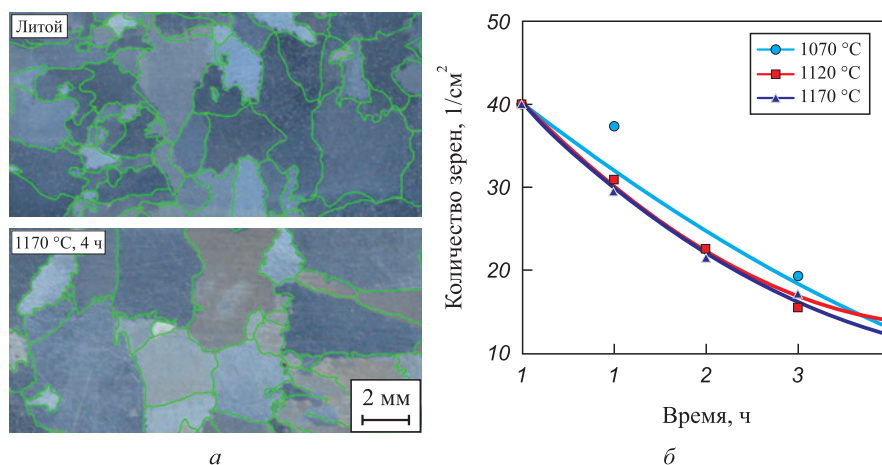


Рис. 4. Макроструктура сплава ВЖЛ14Н-ВИ в литом состоянии и после высокотемпературного отжига при 1170 °C в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе (а) и зависимость количества зерен на 1 см² поверхности шлифа от температуры и времени отжига (б)

Fig. 4. Grain structure of VZhL14N-VI superalloy in as-cast condition and after high-temperature heat-treatment at 1170 °C for 4 h with following air cooling (a) and dependence of the number of grains per 1 cm² in the metallographic section on temperature and time of annealing (b)

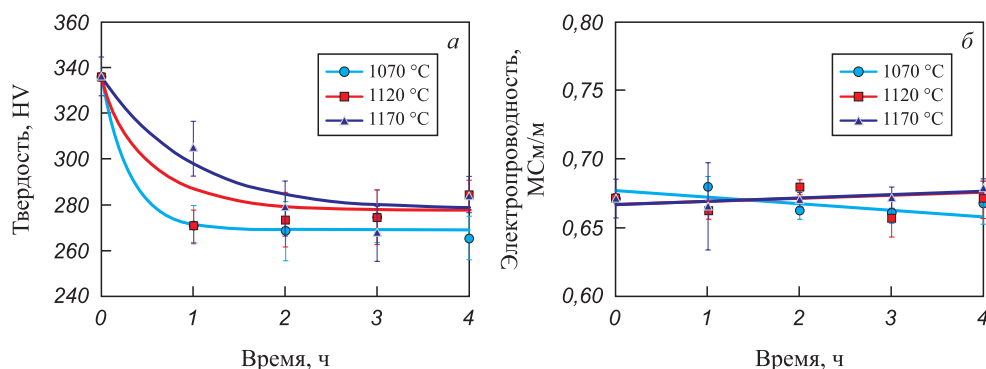


Рис. 5. Влияние температуры и времени выдержки в процессе высокотемпературного отжига на твердость (а) и электропроводность (б) сплава ВЖЛ14Н-ВИ

Fig. 5. Influence of temperature and time of holding during high-temperature annealing on hardness (a) and electrical conductivity (b) of VZhL14N-VI superalloy

ности шлифа. За 4 ч в процессе отжига количество зерен в 1 см² площади шлифа снизилось примерно в 2,6 раза независимо от температуры отжига. Таким образом, размер зерна сплава после высокотемпературного отжига значительно увеличивается, что является негативным фактором, снижающим механические свойства литых деталей. Поэтому чрезмерное увеличение времени высокотемпературного отжига нежелательно. Изменение температуры отжига в пределах изучаемого диапазона 1070 – 1170 °C практически не влияет на размер зерна сплава (рис. 4, б).

На рис. 5 показано влияние процесса термообработки на твердость и электропроводность образцов сплава ВЖЛ14Н-ВИ. Видно, что температура высокотемпературного отжига в рассмотренных пределах весьма слабо влияет на твердость (рис. 5, а) образцов после закалки. В процессе высокотемпературного отжига твердость сплава быстро падает от 336 до ~280 НВ для всех использованных температур. Еще меньше влияние высокотемпературного отжига на электропроводность сплава (рис. 5, б). Можно считать, что электропроводность сплава в ходе отжига остается неизменной. Здесь, однако, необходимо отметить, что применяемый в работе метод определения электропроводности весьма грубый и при таких малых различиях в измеряемых значениях электропроводности, которые демонстрирует сплав ВЖЛ14Н-ВИ, погрешность измерений слишком велика. Возможно, что при применении более точных методов определения электропроводности ее изменение можно будет обнаружить.

Гораздо сильнее, чем температура отжига под закалку, на твердость сплава влияют температура и длительность искусственного старения (рис. 6). Наибольшее увеличение твердости сплава наблюдается при максимальной температуре старения 810 °C. При этой температуре твердость сплава уже через 2 ч старения достигает практически максимального значения в районе 370 НВ. При этом более низкая температура старения не приводит к столь значительному упроч-

нению сплава. Наихудшие показатели наблюдались при температуре старения 610 °C, при этом твердость сплава возрастала в течение всего времени старения, что говорит о незавершенности процесса распада пересыщенного твердого раствора. Очевидно, что эта температура недостаточна для проведения искусственного старения на максимальную прочность. Промежуточный результат по твердости сплава был получен в результате старения при 700 °C. Максимальное упрочнение, достигаемое при температуре старения 810 °C, практически не зависит от температуры отжига на твердый раствор (рис. 6, з), показывая неизменный результат.

Косвенно о полноте распада пересыщенного γ твердого раствора можно судить на основании изменения электропроводности сплава [19]. Для сплава ВЖЛ14Н-ВИ наблюдается слабая зависимость электропроводности сплава от температуры и времени старения (рис. 7). Однако, если электропроводность сплавов при температуре старения 610 и 700 °C практически не отличается, то при 810 °C имеется значимое отличие, выходящее за доверительный интервал измерений. Электропроводность образцов, подвергшихся старению при 810 °C, выше, чем у образцов, состаренных при 610 и 700 °C. Очевидно, что в процессе старения при 810 °C интенсивность распада γ твердого раствора выше. В то же время, электропроводность сплавов, подвергнутых высокотемпературному отжигу на твердый раствор при разных температурах, в процессе старения отличается незначительно (рис. 7, з).

Таким образом, наибольшего упрочнения достигают образцы сплава ВЖЛ14Н-ВИ, отожженные при температуре 1170 °C в течение 4 ч и подвергшиеся искусственному старению при температуре 810 °C в течение 10 – 14 ч. Предложенный режим термообработки несколько отличается от применяемого сейчас по ГОСТ 1 90126–85 и дает небольшой прирост твердости на 10 – 20 НВ для сплава ВЖЛ14Н-ВИ. Он может быть интересен при термической обработке отливок деталей, работающих при температурах выше 800 °C.

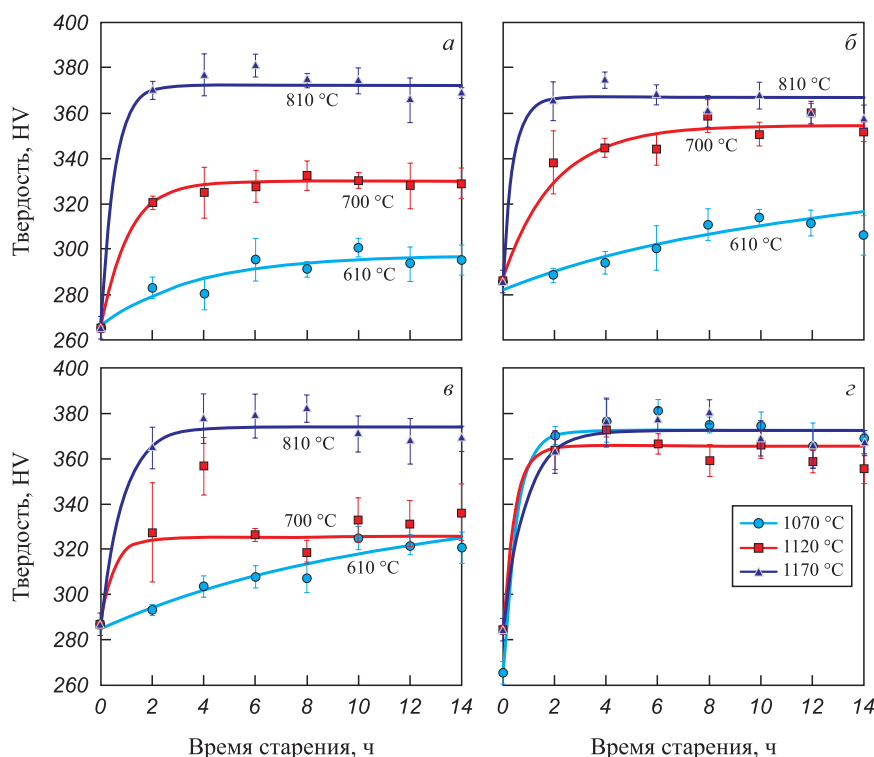


Рис. 6. Влияние температуры высокотемпературного отжига 1070 (а), 1120 (б), 1170 °С (в) и температуры старения на твердость сплава ВЖЛ14Н-ВИ и изменения температуры отжига на твердый раствор на упрочнение сплава при старении при 810 °С (г)

Fig. 6. Influence of high-temperature annealing at 1070 (a), 1120 (б), 1170 °C (в) and aging temperature on hardness of VZhL14N-VI superalloy, and effect of changing the annealing temperature on hardening of the alloy during aging at 810 °C (г)

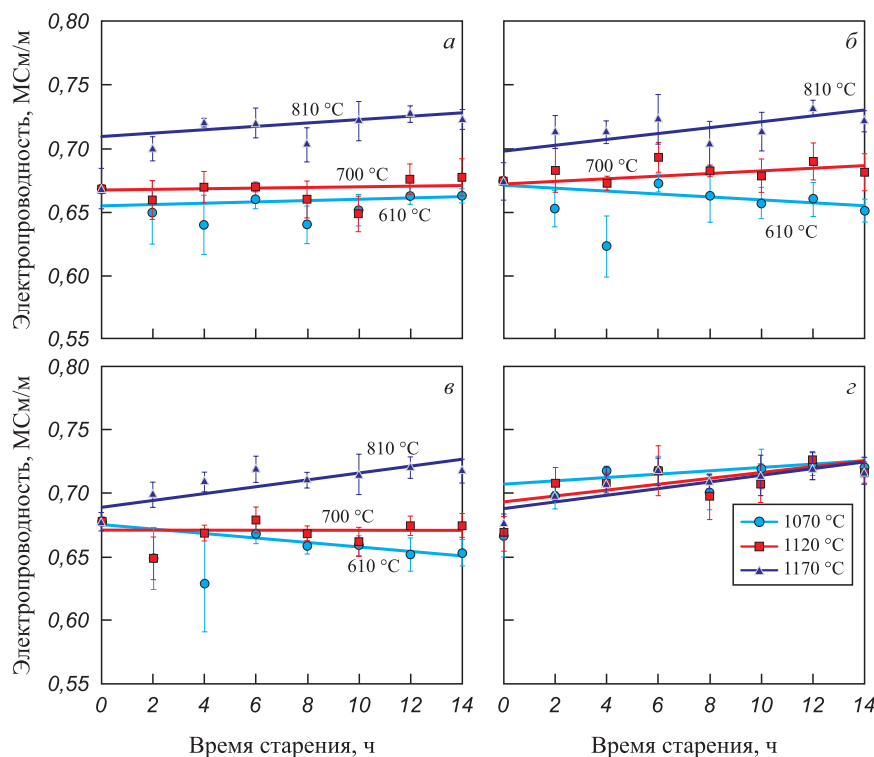


Рис. 7. Влияние температуры высокотемпературного отжига 1070 (а), 1120 (б), 1170 °С (в) и температуры старения на электропроводность сплава ВЖЛ14Н-ВИ и изменения температуры отжига на электропроводность сплава при старении при 810 °С (г)

Fig. 7. Influence of high-temperature annealing at 1070 (a), 1120 (б), 1170 °C (в) and aging temperature on electrical conductivity of VZhL14N-VI superalloy, and effect of changing the annealing temperature on electrical conductivity of the alloy during aging at 810 °C (г)

Выводы

Литая структура сплава ВЖЛ14Н-ВИ представляет собой преимущественно γ твердый раствор с включениями карбидных частиц (Nb, Ti, Mo)C.

В процессе термической обработки сплава, состоящей из высокотемпературного отжига на твердый раствор с последующим искусственным старением, заметно снижается дендритная ликвация легирующих элементов в γ твердом растворе. Морфология карбидов ниобия и молибдена, обнаруженных в структуре в результате микрорентгеноспектрального анализа, не изменяется.

Путем термодинамических расчетов установлено, что старение при температуре ниже 600 °C может привести к образованию нежелательных фаз в структуре сплава, а выше 850 °C к уменьшению количества упрочняющих частиц γ' и σ фаз и отсутствию возможности выпадения карбидов типа $Me_{23}C_6$.

Установлено, что наибольшее упрочнение наблюдается в сплавах, состаренных при температуре 810 °C. При этом обеспечивается наиболее полный распад пересыщенного γ твердого раствора. В то же время температура отжига на твердый раствор в исследованном диапазоне 1070 – 1170 °C значительно меньше влияет на упрочнение сплава, чем температура старения. Максимальная твердость при старении достигается уже через 4 – 6 ч и сохраняется практически неизменной до 10 – 14 ч.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). Москва: Наука и технологии; 2013:264.
2. Sun B., Wang J., Shu D. Precision Forming Technology of Large Superalloy Castings for Aircraft Engines. Singapore: Springer Singapore; 2021:409.
<https://doi.org/10.1007/978-981-33-6220-8>
3. Hassan B., Corney J. Grain boundary precipitation in Inconel 718 and ATI 718Plus. *Materials Science and Technology*. 2017;33(16):1879–89.
<https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1333222>
4. Cemal M., Cevik S., Uzunonut Y., Diltemiz F. ALLVAC 718 Plus™ Superalloy for Aircraft Engine Applications. In: *Recent Advances in Aircraft Technology*. 2012:75–96.
<https://doi.org/10.5772/38433>
5. Каблов Е.Н. История авиационного материаловедения: ВИАМ – 75 лет поиска, творчества, открытий. Москва: Наука; 2007:343.
6. Lu J., Yang Z., Li Y., Huang J., Zhao X., Yuan Y. Effect of alloying chemistry on fireside corrosion behavior of Ni-Fe-based superalloy for ultra-supercritical boiler applications. *Oxidation of Metals*. 2018;89(5–6):609–621.
<https://doi.org/10.1007/s11085-017-9804-7>
7. Dolgoplov V.G. Study of the structure and effect of heat treatment on the mechanical properties of nickel-base alloys. *Инновационные процессы в исследовательской и образовательной деятельности*. 2014;1:60–62.
8. Логунов А.В. Проблемы проектирования и производства высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД: в 2-х книгах. Книга 1: Моделирование и цифровизация. Москва: Наука и технологии; 2023:469.
9. Обороин Л.А., Бабицкий Н.А., Жереб В.П. Термические превращения литейных высокопрочных сталей (ВНЛ) и жаропрочных сплавов (ВЖЛ) при плавлении и кристаллизации. *Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии*. 2012;5(7):724–730.
Oborin L.A., Babitskiy N.A., Zhreb V.P. The thermal transformations of foundry high-temperature oxidation-resistant steels during the melting and the crystallization. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*. 2012;5(7):724–730. (In Russ.).
10. Гадалов В.Н., Ворначева И.В., Паньков Д.Н., Бугорский И.А., Загидуллин Р.Р., Сабитов Л.С., Иванов А.А. Изучение влияния структуры жаропрочных никельхромовых сплавов на их механические свойства. *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. 2022;(10):463–471.
Gadalov V.N., Vornacheva I.V., Pankov D.N., Bugorskiy I.A., Zagidullin R.R., Sabitov L.S., Ivanov A.A. Study of the influence of the structure of heat-resistant nickel-chrome alloys on their mechanical properties. *Izvestiya Tula State University. Technical Science*. 2022;(10):463–471.
11. Kirchmayer A., Pröbstle M., Huenert D., Neumeier S., Göken M. Influence of grain size and volume fraction of η/δ precipitates on the dwell fatigue crack propagation rate and creep resistance of the nickel-base superalloy ATI 718Plus. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2023;54: 2219–2226. <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07001-3>
12. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: A Technical Guide. 2nd ed. Materials Park, Ohio: ASM International; 2002:408.
13. Chen Y.T., Yeh A.C., Li M.Y., Kuo S.M. Effects of processing routes on room temperature tensile strength and elongation for Inconel 718. *Materials & Design*. 2017;119: 235–243.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.01.069>
14. Geddes B., Leon H., Huang X. Superalloys: Alloying and Performance. Materials Park, Ohio: ASM International; 2010:176.
15. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справочник: Перевод с немецкого. 2-е издание, переработанное и дополненное. Москва: Металлургия; 1988:400.
16. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: Справочник. 3-е издание, переработанное и дополненное. Москва: Металлургия; 1981:120.
17. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press; 2006:372.
18. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии; 2017:854.
19. Лефевр А. Процессы в камерах сгорания ГТД: Перевод с английского. Москва: Мир; 1986:566.
20. Lv J. Effect of grain size on mechanical property and corrosion resistance of the Ni-based alloy 690. *Journal of Materials Science & Technology*; 2018;34(9):1685–1691.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.12.017>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Андрей Вадимович Колтыгин, к.т.н, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-8376-0480

E-mail: misistlp@mail.ru

Вячеслав Евгеньевич Баженов, к.т.н, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-3214-1935

E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com

Анастасия Андреевна Белова, аспирант кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0009-0008-4199-8942

E-mail: belova@ic-ltm.ru

Андрей Владимирович Санников, к.т.н, младший научный сотрудник кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-0517-7732

E-mail: sannikov@ic-ltm.ru

Анастасия Андреевна Лыскович, аспирант кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-8490-4829

E-mail: nastya719ls999@yandex.ru

Владимир Дмитриевич Белов, д.т.н, профессор, заведующий кафедрой «Литейные технологии и художественная обработка материалов», Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-3607-8144

E-mail: vdbelov@mail.ru

Евгений Юрьевич Щедрин, главный металлург, ПАО «ОДК-Кузнецов»

E-mail: ogmet@uec-kuznetsov.ru

Andrei V. Koltygin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-8376-0480

E-mail: misistlp@mail.ru

Vyacheslav E. Bazhenov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-3214-1935

E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com

Anastasiya A. Belova, Postgraduate of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0009-0008-4199-8942

E-mail: belova@ic-ltm.ru

Andrei V. Sannikov, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-0517-7732

E-mail: sannikov@ic-ltm.ru

Anastasiya A. Lyskovich, Postgraduate of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-8490-4829

E-mail: nastya719ls999@yandex.ru

Vladimir D. Belov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair "Foundry Technology and Art Processing of Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-3607-8144

E-mail: vdbelov@mail.ru

Evgenii Yu. Shchedrin, Chief Metallurgist, PJSC Kuznetsov

E-mail: ogmet@uec-kuznetsov.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. В. Колтыгин – формирование основной концепции, обработка результатов исследований, написание текста статьи.

В. Е. Баженов – научное руководство, редактирование текста статьи.

А. А. Белова – проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

А. В. Санников – проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

А. А. Лыскович – проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

В. Д. Белов – общее руководство, редактирование текста статьи.

Е. Ю. Щедрин – формулировка цели и задачи исследования, обеспечение ресурсами.

A. V. Koltygin – conceptualization, analysis of results, writing the text.

V. E. Bazhenov – scientific guidance, review and editing of the article.

A. A. Belova – realization of experiment, analysis of results.

A. V. Sannikov – realization of experiment, analysis of results.

A. A. Lyskovich – realization of experiment, analysis of results.

V. D. Belov – supervision, review and editing of the manuscript.

E. Yu. Shchedrin – formulation of the aims and objectives of the study, provision of resources.

Поступила в редакцию 26.06.2024

После доработки 14.08.2024

Принята к публикации 29.10.2024

Received 26.06.2024

Revised 14.08.2024

Accepted 29.10.2024



УДК 669.017.15

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-69-75



Оригинальная статья

Original article

ПОСТРОЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЛИКВИДУС ПЯТИКОМПОНЕНТНОЙ СХЕМЫ ДИАГРАММЫ Fe – B – Mn – C – Cr

Г. А. Казакевич[✉], А. Ю. Попов

Российский университет транспорта (Москва, 127994, ул. Образцова, 9, стр. 9)

✉ KazakevichG@mail.ru

Аннотация. Для построения поверхности ликвидус пятикомпонентной системы Fe–B–Mn–C–Cr применялась методика построения в традиционных координатах «температура – концентрация» схем многокомпонентных диаграмм ($n > 3$), основанием которых являются n -угольники с дивергентной координатной сеткой при $n > 4$. Выбор системы обусловлен необходимостью упрочнения поверхностей деталей, изготовленных из большого количества низколегированных сталей борированием. Критическими точками поверхности ликвидус являлись температуры плавления химических элементов сплава, боридов и эвтектик двойных диаграмм состояния, которые являются сторонами пятигранной призмы. Принимались во внимание также отдельные экспериментальные температуры плавления сталей и рассчитанные температуры плавления новых эвтектик, образующихся при взаимодействии эвтектик двойных диаграмм состояния. Последние определялись по правилу эвтектической реакции, предусматривающему использование при расчете только температур плавления исходных эвтектик. Одновременно определялся и фазовый состав многокомпонентных боридных эвтектик системы. Полученная поверхность ликвидус показывает температуру начала кристаллизации и фазовый состав слоя при проведении борирования из обмазок литейных форм для поверхностного упрочнения отливок. Рассчитанные температуры плавления эвтектик образуют поверхности солидус системы. В соответствии с концентрационными значениями элементов, и особенно бора, в системе образуются пять поверхностей солидус при 1571, 1451, 1394, 1105 и 978 °C. Данные температуры плавления эвтектик являются границами между диффузионным и диффузионно-кристаллизационным механизмами формирования борированных слоев в твердом и затвердевающем состояниях обрабатываемых поверхностей. Следовательно, они определяют механизм формирования борированных слоев, их фазовый состав, структурную морфологию и свойства.

Ключевые слова: поверхность ликвидус, пятикомпонентная система, расчет эвтектических температур, дивергентная сетка, диаграммы состояния, стали, борирование

Для цитирования: Казакевич Г.А., Попов А.Ю. Построение поверхности ликвидус пятикомпонентной схемы диаграммы Fe–B–Mn–C–Cr. Известия вузов. Черная металлургия. 2025;68(1):69–75. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-69-75>

CONSTRUCTION OF LIQUIDUS SURFACE OF Fe – B – Mn – C – Cr FIVE-COMPONENT DIAGRAM

G. A. Kazakevich[✉], A. Yu. Popov

Russian University of Transport (9, bld. 9 Obraztsova Str., Moscow 127994, Russian Federation)

✉ KazakevichG@mail.ru

Abstract. The authors used the technique of constructing the schemes of multicomponent diagrams ($n > 3$) in traditional coordinates “temperature – concentration”, the basis of which are n – angles with a divergent coordinate grid at $n > 4$, to construct the liquidus surface of the Fe–B–Mn–C–Cr five-component system. Choice of the system was determined by the need to harden the surfaces of parts made from a large number of low-alloy steels by boriding. The critical points of the liquidus surface were melting points of the alloy chemical elements, melting points of borides and melting temperatures of eutectics of the phase diagrams, which are the sides of a pentahedral prism. Individual experimental melting temperatures of the steels and calculated melting temperatures of new eutectics during the interaction of eutectics of double phase diagrams were also taken into account. The latter were determined according to the eutectic reaction rule, which provides for the use of only melting temperatures of the initial eutectics in the calculation. At the same time, phase composition of the multicomponent boride eutectics of the system was determined. The resulting liquidus surface shows the temperature at which crystallization begins and the phase composition of the layer during boriding of casting mold coatings for surface hardening of castings. The calculated melting temperatures of eutectics form the solidus surfaces of the system. In accordance with the concentration values of the elements, especially boron, five solidus surfaces are formed in the system at 1571, 1451, 1394, 1105 and 978 °C. These melting temperatures of eutectics are the boundaries between the diffusion and diffusion-crystallization mechanisms of formation of borated

layers in solid and solidifying states of treated surfaces, therefore, they determine the mechanism of formation of borated layers, their phase composition, structural morphology and properties.

Keywords: liquidus surface, five-component system, calculation of eutectic temperatures, divergent grid, phase diagram, steel, boriding

For citation: Kazakevich G.A., Popov A.Yu. Construction of liquidus surface of Fe–B–Mn–C–Cr five-component diagram. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):69–75. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-69-75>

ВВЕДЕНИЕ

Диаграммы состояния сплавов являются технологическим чертежом для теоретиков и практиков в области металлургии, металловедения, обработки металлов давлением, литейного производства, различных областей машиностроения и эксплуатации технических средств.

Принимая во внимание, что большинство используемых сталей и сплавов являются многокомпонентными ($n > 3$), во многих случаях возникают определенные сложности при определении условий выполнения технологических процессов, фазового состава и свойств сплавов, так как не имеется построенных диаграмм состояния в традиционных координатах температура – концентрация элементов [1 – 3]. Как правило, для описания процессов используют двух- и трехкомпонентные диаграммы, их изотермические сечения, тетраэдры для определенной температуры и/или результаты практических исследований [4 – 6].

В частности, для описания процесса борирования и свойств получаемых слоев нашли применение двух- и трехкомпонентные диаграммы [7 – 9], в которых уточняются концентрации соединений и твердых растворов, температуры превращений, обнаруживаются новые соединения. Определенное значение имеет установленный факт существования борокарбида железа [8; 9]. Он отвечает формуле $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$. В других сложных карбидах, встречающихся в сталях, легирующий элемент обычно замещает железо.

Установлено, что при 1000 °С до 80 % углерода в цементите может быть заменено бором и формула принимает вид $\text{Fe}_3\text{C}_{0,2}\text{B}_{0,8}$. В этом случае изменяется период кристаллической решетки: происходит сжатие по осям a и c и расширение вдоль оси b орторомбической решетки. При этом замечено, что с увеличением содержания бора происходит увеличение магнитного момента насыщения и температуры точки Кюри. Этот факт важен при объяснении свойств борированных деталей, в которых под слоем боридов образуются борокарбидные включения [10; 11].

В работе [8] установлено, что борокарбид $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ изоморфен с кубическим карбидом хрома Cr_{23}C_6 (тип структур – $d84$). При переходе от обогащенного углеродом соединения к обогащенному бором период решетки a изменяется от 1,0594 до 1,0628 нм, а при нагреве от 800 °С $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ плавится конгруэнтно. Из работы, в которой приведены изотермические сечения при температурах 700, 800, 900 и 1000 °С видно, что фаза $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ имеет состав, соответствующий

формуле $\text{Fe}_{23}(\text{C}_{0,73}\text{B}_{0,27})_6$ и она находится в равновесии с бороцементитом $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{B})$ и Fe_α . Фаза $\text{Fe}_{23}(\text{C}_{0,44}\text{B}_{0,56})_6$ находится в равновесии с Fe_2B и $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{B})$. Из анализа сечения при 800 °С следует, что фаза $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ присутствует в большем диапазоне содержания углерода и бора: между $\text{Fe}_{23}(\text{C}_{0,38}\text{B}_{0,62})_6$ и $\text{Fe}_{23}(\text{C}_{0,77}\text{B}_{0,23})_6$ и находится в равновесии с фазами Fe_γ и $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{B})$. Установлено, что борокарбид $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ устойчив до температуры 965 ± 5 °С [12 – 14]. Полученные результаты уточняют фазовый состав областей диаграмм и свойства получаемых борированных слоев, так как борокарбидные включения обладают высокой твердостью [15 – 17].

В области поиска решений построения многокомпонентных диаграмм ($n > 3$) следует отметить термодинамический метод, учитывающий особенности бинарных диаграмм состояния [18]. В частности, построена диаграмма фазового строения четырехкомпонентной системы Fe–Mn–Si–C путем расчета термодинамических констант при температуре фазовых превращений соединений с последующей триангуляцией системы и подсистем. В результате получена диаграмма фазового строения в виде тетраэдра, состоящая из 16 элементарных тетраэдров, содержащих конгруэнтно и инконгруэнтно плавящиеся соединения [19].

Предложенный ранее метод Букке-Шоута [20] приводит к получению тетрады, изображающей состав или состояние системы на плоскости, хотя и исходит из четырехмерной фигуры. Рассмотренные в работах [21; 22] системы создают геометрическое изображение составов многокомпонентных систем на плоскости и мало приемлемы для практического использования. Пути совершенствования общего подхода, рассмотренные в работах [23; 24], способствуют получению не самих рабочих диаграмм, а системы плоских проекций после двойного проектирования, которые также затруднительно использовать в качестве рабочего чертежа при разработке технологических процессов.

При определении температур эвтектических реакций и составов эвтектических сплавов обычно применяли дифференциальную сканирующую калориметрию [25; 26], металлографические исследования [27; 28] и рентгеновскую дифракцию [29]. Эти методы достаточно трудоемки, поэтому в последнее время для предиктивного расчета рассматриваемых характеристик нашли применение аналитические и статистические подходы.

В частности, предложена статистическая методика расчета эвтектических температур и концентраций для

металлических многокомпонентных систем ($n > 3$), исходными данными которой являются только температуры плавления компонентов, входящих в эвтектику или рассчитанные температуры плавления эвтектик при их взаимодействии. При этом в работе сформулировано температурное правило эвтектической реакции [30; 32].

Методика, предложенная в работе [32] на основе разработанного банка данных, включающая программы расчета и рекурсивного алгоритма, применима для простых систем, так как не учитывает возможность образования химических соединений в многокомпонентных системах, образования нескольких эвтектик в бинарных системах и образования твердых растворов. Этими же недостатками обладает и достаточно прогрессивная методика, учитывающая электрические заряды атомов и их взаимодействие [33]. В то же время, она значительно усложняет теоретическое обоснование и сам расчет.

Находит применение также метод расчета температур эвтектических и перитектических точек и составов двухкомпонентных систем с использованием аппроксимации зависимостей между этими характеристиками. Расчет производится с помощью дробно-линейных и степенных функций с учетом только температуры плавления компонентов [34] или путем применения линейной геометрии для расчета эвтектического состава бинарной системы при известных температурах плавления компонентов и эвтектики [35].

Одним из направлений построения схем многокомпонентных ($n > 3$) диаграмм состояний сплавов в традиционных координатах «температура – концентрация» является методика, предложенная в работах [36 – 38]. Она предусматривает использование «дивергентной координатной сетки Круковича» для расчета распределения элементов сплава по площади основания диаграммы – концентрационного n -угольника, количество вершин которого равно количеству химических элементов в сплаве. Сторонами многогранной призмы являются двухкомпонентные диаграммы состояний. Подобные диаграммы состояний названы «схемами диаграмм», так как на площади концентрационного многогранника отсутствует ряд сочетаний элементов сплава. В частности, нет сплавов с равным количеством трех элементов для четырехкомпонентной системы, четырех элементов для пятикомпонентной системы и т. д. Тем не менее, такие схемы весьма наглядны для использования в качестве технологического чертежа при анализе состояний сплава.

Таким образом, целью данной работы является построение поверхности ликвидус для многокомпонентной системы Fe–B–Mn–C–Cr с использованием рекомендаций [36 – 38] для определения температур насыщения и объяснения структурообразования при борировании в различном агрегатном состоянии обрабатываемых поверхностей.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Процессу борирования подвергают множество марок стали и сплавов, такие, как сталь 20, 40Х, 5ХНБ, 7Х3, Х12, 10Х13, 30ХГСА, У10 и др., для повышения их износостойкости. Для большого количества конструкционных сталей характерно сочетание элементов Fe–Mn–C–Cr. Детали из этих сталей подвергают борированию как в твердом агрегатном состоянии, так и из литейных форм в жидком состоянии, а также при частичном оплавлении упрочняемых поверхностей (при наличии жидкой и твердой фаз) при использовании концентрированных источников нагрева. В этих случаях важным является знание температур плавления с участием бора, тогда система принимает вид: Fe–Cr–Mn–C–B. Последовательность элементов выбирается произвольно.

Построение поверхности ликвидус схемы пятикомпонентной диаграммы системы Fe–B–Mn–C–Cr с выбранной последовательностью элементов проводилось путем анализа структурообразования двойных диаграмм состояний сплавов. При этом использовались экспериментальные критические точки ряда сплавов системы, а также рассчитанные температуры и концентрации эвтектических взаимодействий. В частности, при определении условий борирования легированных сталей и сплавов анализу подвергались как двойные и тройные диаграммы состояния, содержащие железо, так и двойные диаграммы, содержащие только легирующие элементы и бор. При этом для прогнозирования вида боридов и степени их легированности учитывались изоморфность кристаллических решеток боридов и растворимость боридов между собой. Следует предположить, что образование того или иного базового борида при насыщении сплавов бором будет зависеть от степени сродства элементов к бору и количества этого базового элемента в сплаве. Поэтому вид поверхности ликвидус в данном случае будет определяться концентрационным распределением бора.

Система Fe – Cr – B: при нагреве до 1000 °С в равновесии с γ -Fe находятся фазы α -Fe и Fe₂B; в равновесии с α -фазой находятся γ -Fe, Fe₂B, Cr₂B, и Cr₄B. Фазы Fe₂B и особенно Cr₂B образуют широкие области твердых растворов [36]. Установлено, что в интервале температур борирования 700 – 1250 °С тройных фаз в этой системе не образуется.

Система Cr – Mn – B: при 800 °С установлено существование неограниченного ряда твердых растворов (Cr, Mn)B₂, (Cr, Mn)₃B₄ и между боридами Cr₂B и Mn₄B [36]. Степень взаимной растворимости боридов следующая: Cr₃B₃ растворяет 0,08 массовых долей борида Mn₃B₃, а CrB – 0,20 массовых долей MnB; MnB растворяет 0,4 массовых долей CrB.

При иной трактовке двойной диаграммы состояния системы Mn–B показано существование неограниченного ряда твердых растворов (Cr, Mn)₂B вместо

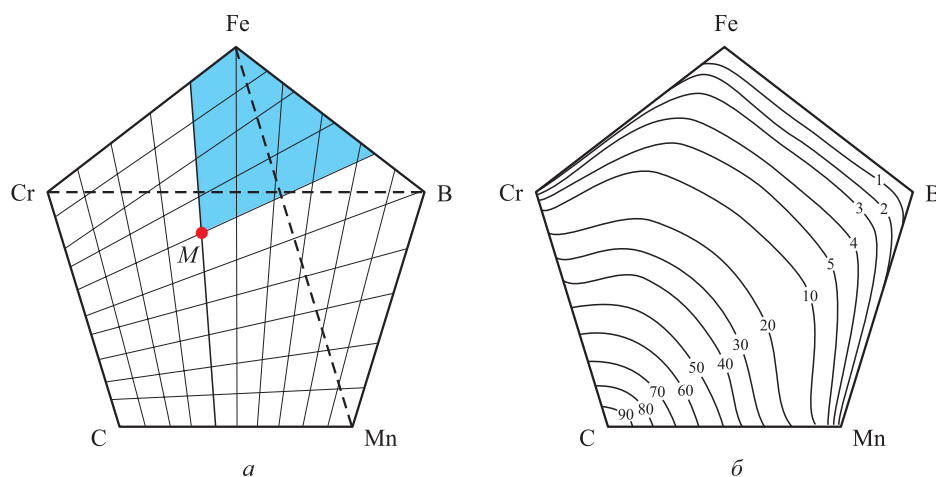


Рис. 1. Основание схемы пятикомпонентной диаграммы состояний с дивергентной сеткой координат (а) и концентрационное распределение углерода, мас. % (б) (трафарет распределения для любого элемента)

Fig. 1. Basis of the five-component phase diagram with a divergent coordinate grid (а) and concentration distribution of carbon in wt. % (б) (distribution stencil for any element)

$\text{Cr}_2\text{B}-\text{Mn}_4\text{B}$ при 1025°C . В исследовании [39] определены составы твердых растворов моноборидов хрома и марганца: $\text{Cr}_{0,46}\text{Mn}_{0,54}\text{B}$ и $\text{Mn}_{0,60}\text{Cr}_{0,40}\text{B}$. Область между твердыми растворами на основе CrB и MnB представляет собой борид $\text{Cr}_x\text{Mn}_{1-x}\text{B}$.

Следует учитывать также, что изоморфные бориды Fe и Mn (FeB и MnB , Fe_2B и Mn_2B) неограниченно растворимы друг в друге.

В соответствии с выбранной методикой построения схемы диаграммы каждый элемент рассматриваемой системы распределяется по объему пятигранной призмы от двух граней, а по площади основания (пятиугольника) от двух сторон. Например, углерод распределяется от сторон $\text{C}-\text{Cr}$ и $\text{C}-\text{Mn}$ (рис. 1). Концентрационное распределение любого элемента по площади пятиугольника, рассчитанное в соответствии с «дивергентной сеткой координат Круковича», оказывается неравномерным по его площади. Угол расхождения каждой координатной линии определялся по формуле

$$\alpha = \left(1 - \frac{4}{n}\right) \frac{180}{c},$$

где n – число компонентов в системе (сторон многоугольника); c – количество делений равномерной концентрационной шкалы.

В рассматриваемом случае угол расхождения каждой координатной линии от предыдущей составил $3,6^\circ$ при $c = 10$. Затемненная площадь, ограниченная координатными линиями (рис. 1), показывает содержание углерода в точке M , выраженное в процентах к площади пятиугольника. Эта площадь определялась геометрическим путем. Рассчитанное таким образом содержание в множестве точек позволяет провести изоконцентрационные линии по площади пятигранника,

которые в совокупности образуют трафарет распределения любого элемента.

Для определения содержания другого элемента в точке M (например, бора) трафарет поворачивают до совмещения 100 % с вершиной B (бора). Пересечение точки M с соответствующей изоконцентрационной линией и показывает его содержание (рис. 2). В соответствии с изоконцентрационной линией оно составляет 10 мас. %.

Поверхность ликвидус при выбранном расположении элементов образуется совокупностью критических точек: начала кристаллизации химических элементов и твердых растворов, температурами конгруэнтно плавающих фаз, температурами плавления двойных эвтектик диаграмм состояния сплавов и их взаимодействия с образованием новых многокомпонентных эвтектик. Наблюдаемые два пика соответствуют образованию при этих концентрациях бора и хрома легированных бори-

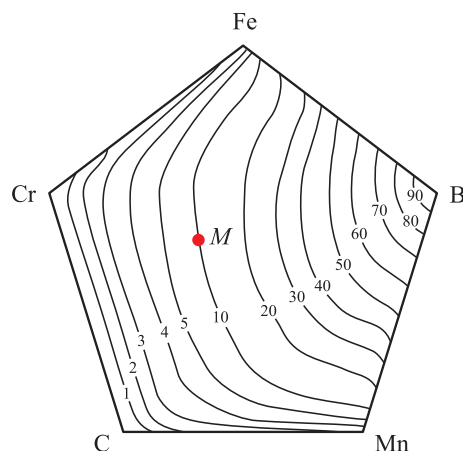


Рис. 2. Определение содержания бора в точке M

Fig. 2. Determination of boron content at point M

дов хрома (Cr, Fe, Mn)B (~2100 °C) и (Cr, Fe, Mn)B₂ (~2200 °C) (рис. 3).

При высоких концентрациях бора происходит взаимодействие высокотемпературных эвтектик двойных диаграмм состояний Fe–B и Mn–B с образованием новой эвтектической смеси FeB₂ + FeB₁₉ + Mn₃B₄ + MnB₂ + B(Mn) с рассчитанной температурой плавления 1571 °C. В присутствии достаточного количества хрома и концентрации бора в интервале 27,92 – 90,0 мас. % возможно образование эвтектики, содержащей (Fe, Mn)B₂ + FeB₁₉ + Mn₃B₄ + B(CrMn) + CrB₂ с рассчитанной температурой плавления 1394 °C.

В области концентраций бора, равных 16,25 – 27,92 мас. %, происходит взаимодействие эвтектик FeB + FeB₂ и Mn₂B + C с образованием эвтектической смеси (Fe, Mn)B + FeB₂ + Mn₂B с рассчитанной температурой плавления 1451 °C.

При концентрациях бора 0,01 – 10 мас. % в результате взаимодействия эвтектик γ-Fe – Fe₃B и δ-Mn + Mn₂B образуется новая эвтектическая смесь, содержащая γ-Fe + Fe₃B + δ-Mn + Mn₂B с рассчитанной температурой плавления 1105 °C, а при содержании хрома >40 мас. % возможно образование эвтектики (γ-Fe + Fe₃B + δ-Mn + Mn₂B) + Cr(B) + Cr₂B с температурой плавления 978 °C. Приведенные фазовые составы от взаимодействия эвтектик даны без учета растворимости боридов друг в друге.

Температуры существования конгруэнтно плавящихся боридов FeB, FeB₂, Mn₂B, Mn₃B₄, MnB, Mn₃B₄, MnB₂ и их взаимодействие не нанесены на поверхность ликвидус для лучшего восприятия. Температура поверхности ликвидус имеет важное значение при борировании отливок из литейных форм, на внутренние поверхности которых нанесена борированная обложка, и при предопределении фазового состава слоя.

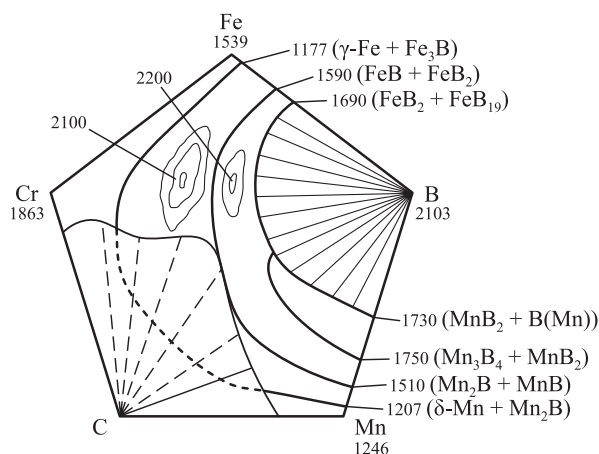


Рис. 3. Поверхность ликвидус системы Fe–B–Mn–C–Cr с обозначенными температурами, фазовым составом эвтектик и линиями их взаимодействия (вид сверху)

Fig. 3. Liquidus surface of the Fe–B–Mn–C–Cr system with indicated temperatures, phase composition of eutectics and lines of their interaction (top view)

Рассчитанные температуры плавления новых эвтектик образуют минимальные температуры начала плавления сплавов, т. е. температуры поверхности солидус. Она является границей формирования борированных слоев по диффузионному механизму в твердом агрегатном состоянии обрабатываемых поверхностей деталей и по диффузионно-кристаллизационному механизму в затвердевающем состоянии поверхностей.

Эвтектические температуры рассчитывались в соответствии с правилом эвтектических реакций Круконича [17; 30; 31; 36 – 38; 40] по формулам:

– для четного числа компонентов (2n) эвтектики

$$T_{\text{эвт}} = K_{\text{эвт}}^{n/2} \sum_{i=1}^n T_i;$$

– для нечетного числа компонентов (2n + 1)

$$T_{\text{эвт}} = K_{\text{эвт}}^{\frac{n+1}{2}} \sum_{i=1}^{n-1} T_i + K_{\text{эвт}} T_n;$$

$$K_{\text{эвт}} = 0,497 \exp(-0,2657 X);$$

$$X = \frac{\sum_{1 \leq i \leq j \leq n} |T_i - T_j|}{\left(\sum_{i=1}^n T_i \right)^{0,74}},$$

где T – температуры плавления фаз, входящих в эвтектику, или температуры двойных (тройных) эвтектических взаимодействий как элементов новой эвтектики, K ; $K_{\text{эвт}}$ – коэффициент эвтектической температуры; X – масштабный температурный параметр.

В соответствии с правилом эвтектических реакций при расчете эвтектической температуры новой эвтектики применялись температуры плавления бинарных эвтектик или уже рассчитанных, компоненты которых и являлись компонентами новых эвтектических смесей.

Фазовый состав, структурная морфология и свойства получаемых борированных слоев определяются содержанием легирующих элементов в стали, температурой насыщения и насыщающей способностью среды. В частности, при борировании стали 40X, содержащей 0,36 – 0,44 % C, 0,17 – 0,27 % Si, 0,5 – 0,8 % Mn и 0,8 – 1,1 % Cr, при температуре насыщения 950 °C в борированной смеси, обеспечивающей концентрацию бора ~17 %, образуются слои на основе легированных боридов (Fe, Cr)B + (Fe, Cr, Mn)₂B. При превышении температуры плавления формируются слои с гетерогенной структурой, в которой дисперсные легированные бориды располагаются в α-твердом растворе.

Выводы

Дивергентная концентрационная сетка позволила определить распределение каждого элемента по объему

пятигранной призмы путем построения концентрационного трафарета.

Применяя правило эвтектических реакций, рассчитаны эвтектические температуры и определен фазовый состав взаимодействующих эвтектик в системе Fe–B–Mn–C–Cr.

Определение закономерностей структурообразования при борировании в жидком, кристаллизующемся или твердом состояниях обрабатываемых поверхностей рекомендуется проводить с использованием построенной поверхности ликвидус для схемы пятикомпонентной диаграммы состояний системы Fe–B–Mn–C–Cr и рассчитанных температур плавления эвтектик, образующих поверхность солидус системы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: Учебник для вузов. Москва: Машиностроение; 1990:528.
2. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем: Учебное пособие для вузов. Москва: Металлургия; 1990:240.
3. Campbell F.C. Phase Diagrams – Understanding the Basics. Materials Park, Ohio: ASM International; 2012:470.
4. Воздвиженский В.М. Прогноз двойных диаграмм состояния. Москва: Металлургия; 1975:224.
5. Massalski T.B. Binary Alloy. Phase Diagrams. 2nd ed. Vol. 3. ASM International; 1990:525.
6. Baker H. Introduction to Alloy Phase Diagrams: ASM Handbook. Vol. 3. ASM International; 1992:490.
7. Busby P.E., Warga M.E., Wells C. Diffusion and solubility of boron in iron and steel. *JOM*. 1953;(5):1463–1468. <https://doi.org/10.1007/BF03397637>
8. Carroll K.G., Darken L.S., Filer E.W., Zwell L. A new iron borocarbide. *Nature*. 1954;174:978–979. <https://doi.org/10.1038/174978a0>
9. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугунах и сталях / Пер. с англ. В.А. Мчедlishvili и В.В. Ховрина; под ред. С.М. Винарова. Москва: Металлургиздат; 1961:459.
10. Ворошнин Л.Г., Ляхович Л.С., Панич Г.Г., Протасевич Г.Ф. Структура сплавов системы Fe–B. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1970;(9):14–17. Voroshnin L.G., Lyakhovich L.S., Panich G.G., Protasevich G.F. Structure of alloys of the Fe–B system. *Metallvedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1970;(9):14–17. (In Russ.).
11. Койфман И.С. и др. Рентгенографический анализ борцементита. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1969;(2):59–60. Koifman I.S., etc. X-ray analysis of boron cementite. *Metallvedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1969;(2):59–60. (In Russ.).
12. Stadelmaier H.H., Gregg R.A. Die Ternare Phase Fe₂₃C₃B₃ im Dreistoffsystem Eisen-Kohlenstoff-Bor. *Metall*. 1963; 17(5):412–414. (In Germ.).
13. Cameron T.B., Morral J.E. The solubility of carbon in iron. *Metallurgical Translations A*. 1986;17(8):1481–1483. <https://doi.org/10.1007/bf02650132>
14. Borlera Lucco M., Pradelli G. Iron-boron-carbon ratio system. *La Metallurgia Italiana*. 1967;59(11):907–916.
15. Самсонов Г.В., Уманский Л.С. Твердые соединения тугоплавких металлов. Москва: Металлургиздат; 1957:265.
16. Villars P., Prince A., Okamoto H. Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams. ASM International; 1994:1500.
17. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. Plasticity of Boronized Layers. Springer Series in Materials Science. Vol. 237. Springer International Publishing Switzerland; 2016:364. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-40012-9>
18. Процюк А.П., Карапет'янц М.Х. О термодинамическом исследовании процессов в многокомпонентных системах. *Журнал прикладной химии*. 1977;50(1):169–171. Protsyuk A.P., Karapet'yants M.Kh. On the thermodynamic study of processes in multicomponent systems. *Zhurnal prikladnoi khimii*. 1977;50(1):169–171. (In Russ.).
19. Габдулин С.Т., Байсанов С., Толеукадыр Р.Т. Построение диаграммы состояния системы Fe – Mn – Si – C для определения фазового состава марганцевых ферросплавов. *Труды университета: Сборник трудов Карагандинского государственного университета*. Караганда; 2020;(1(78)):38–43. Gabduln S.T., Baisanov S., Toleukadyr R.T. Constructing a phase diagram of the Fe – Mn – Si – C system to determine the phase composition of manganese ferroalloys. *Proceedings of the University: Karaganda State University*. Karaganda; 2020;(1(78)):38–43. (In Russ.).
20. Аносов В.Я., Озерова М.И., Фиалков Ю.Я. Основы физико-химического анализа. Москва: Наука; 1976:503.
21. Лодочников В.Н. Простейшие методы изображения многокомпонентных систем. *Известия института физико-химического анализа*. 1924;2(2):255–351. Lodochnikov V.N. The simplest methods for representation multicomponent systems. *Izvestiya instituta fiziko-khimicheskogo analiza*. 1924;2(2):255–351. (In Russ.).
22. Радищев В.П. Метод изображения многокомпонентных систем. *Известия сектора физико-химического анализа АН СССР*. 1936;(9):203–219. Radishchev V.P. Method for depicting multicomponent systems. *Izvestiya sektora fiziko-khimicheskogo analiza AN SSSR*. 1936;(9):203–219. (In Russ.).
23. Радищев В.П. Методы изображения многокомпонентных диаграмм. *Известия сектора физико-химического анализа АН СССР*. 1938;(11):5–20. Radishchev V.P. Methods for displaying multi-component diagrams. *Izvestiya sektora fiziko-khimicheskogo analiza AN SSSR*. 1938;(11):5–20. (In Russ.).
24. Петров Д.А. Диаграмма состояния пятикомпонентной эвтектической системы в координатах трехмерной проекции пентатопы. В кн.: *Диаграммы состояния металлических систем: Сборник трудов*. Москва: Наука; 1981: 35–45.
25. Ding M.X.U.K., Jow T. Phase diagram of EC-DMC binary system and enthalpic determination of its eutectic composition. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2000;61(1):177–186. <https://doi.org/10.1023/A:1010175114578>
26. Ramkumer K.L., Saxena M.K., Deb S.B. Experimental evaluation of procedures for heat capacity measurements by differential scanning calorimetry. *Journal of Thermal Analysis*

- and Calorimetry. 2001;66(2):387–397.
<https://doi.org/10.1023/A:1013126414406>
27. Li S.-P., Zhao S.-X., Pan M.-X., Zhao D.-Q., Chen X.-C., Barabash O.M. Eutectic reaction and microstructural characteristics of Al(Li)–Mg2Si alloys. *Journal of Materials Science*. 2001;36(6):1569–1575.
<https://doi.org/10.1023/A:1017525520066>
 28. Lewis D., Allen S., Notis M., Scotch A. Determination of the eutectic structure in the Al–Cu–Sn system. *Journal of Electronic Material*. 2002;31(2):161–167.
<https://doi.org/10.1007/s11664-002-0163-y>
 29. Luo Ch.H., Martin M. Investigation of the phase diagram end the defect structure of non stoichiometric Li – Mn – O spiral. In: *Proceedings of the European Material Research Society Spring Meeting, May 24 – 28. Strasbourg*. 2004:28–32.
 30. Крукович М.Г. Расчет эвтектической температуры и концентрации в многокомпонентных системах. Московский государственный университет путей сообщения. Депонирована в Всероссийском институте научной и технической информации, 15.12.93, № 3078 – В95. Москва; 1993:10.
 31. Крукович М.Г. Расчет эвтектических концентраций и температуры в двух- и многокомпонентных системах. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005;(10):9–17.
Krukovich M.G. Calculation of eutectic temperature and concentration in multicomponent systems. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2005;(10):9–17. (In Russ.).
 32. Ганиев А.А., Халиков А.Р., Кабиров Р.Р. Разработка методики расчета эвтектических концентраций и температур диаграмм состояния. *Машиностроение. Металловедение и термическая обработка металлов. Вестник Уфимского государственного авиационного университета*. 2008;11(2):116–122.
Ganiev A.A., Khalikov A.R., Kabirov R.R. The development of calculation methods of concentrations and state diagram temperatures. *Mashinostroyeniye. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. Vestnik Ufmskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo universiteta*. 2008;11(2):116–122. (In Russ.).
 33. Халиков А.Р. Моделирование эвтектических концентраций многокомпонентных диаграмм состояния. *Машиностроение. Вестник Уфимского государственного авиационного университета*. 2010;14(2):188–194.
Khalikov A.R. Modelling of eutectic concentrations of multicomponent constitution diagrams. *Mashinostroyeniye. Vestnik Ufmskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo universiteta*. 2010;14(2):188–194. (In Russ.).
 34. Егорова Г.Ф., Афанасьева О.С., Кайдалова Л.В. Расчет состава и температур перитектик двухкомпонентных систем по известным температурам плавления. В кн.: *Математическое моделирование и краевые задачи. Материалы XI Всероссийской научной конференции (27–30 мая 2019 г., Самара, РФ). Т. 1*. Самара: СамГТУ; 2019:264–270.
 35. Amuda M.O.H., Akabekwa R.O. Estimating the eutectic composition of simple binary alloy system using linear geometry. *Leonardo Journal of Sciences*. 2008;12:232–242.
 36. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. Москва: ФИЗМАТЛИТ; 2010:384.
 37. Krukovich M.G. Technology to improve the performance properties of heterogeneous boronized layers. *Materials Performance and Characterization*. 2020;9(3):329–338.
<https://doi.org/10.1520/MPC20190091>
 38. Крукович М.Г., Бадерко Е.А., Казакевич Г.А. Моделирование закономерностей роста борированных слоев при нагреве ТВЧ. *Новые материалы и технологии в машиностроении: Сборник трудов*. 2023;38:41–45.
Krukovich M.G., Baderko E.A., Kazakevich G.A. Modeling the patterns of growth of borated layers when heated by high-frequency current. In: *New Materials and Technologies in Mechanical Engineering: Proceedings*. 2023;38:41–45. (In Russ.).
 39. Pradelli G., Gianoglio C. Equilibri allo stato solido nel sistema cromo-manganese-boro. *La Metallurgia Italiana*. 1976;68(4):191–194. (In It.).
 40. Krukovich M.G. Computation of eutectic concentrations and temperature in two-component and multicomponent systems. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005;47:447–454.
<https://doi.org/10.1007/s11041-006-0009-y>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Григорий Алексеевич Казакевич, аспирант кафедры «Технология транспортного машиностроения и ремонта подвижного состава», Российский университет транспорта

ORCID: 0009-0007-1542-979X

E-mail: KazakevichG@mail.ru

Алексей Юрьевич Попов, к.т.н., доцент кафедры «Технология транспортного машиностроения и ремонта подвижного состава», Российский университет транспорта

ORCID: 0000-0002-3397-9484

E-mail: madrat@inbox.ru

Grigorii A. Kazakevich, Postgraduate of the Chair “Technology of Transport Engineering and Repair of Rolling Stock”, Russian University of Transport

ORCID: 0009-0007-1542-979X

E-mail: KazakevichG@mail.ru

Aleksei Yu. Popov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Technology of Transport Engineering and Repair of Rolling Stock”, Russian University of Transport

ORCID: 0000-0002-3397-9484

E-mail: madrat@inbox.ru

Поступила в редакцию 09.07.2024

После доработки 02.09.2024

Принята к публикации 29.10.2024

Received 09.07.2024

Revised 02.09.2024

Accepted 29.10.2024



УДК 669.046.58

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-76-83



Оригинальная статья

Original article

РАЗВИТИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

О. Ю. Шешуков^{1,2}, В. Н. Невидимов¹, И. В. Некрасов¹,
А. А. Метелкин¹, В. С. Цепелев¹

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

² Институт металлургии Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

✉ o.j.sheshukov@urfu.ru

Аннотация. В работе сделана попытка анализа исторического развития научных взглядов на строение оксидных и металлических расплавов. Авторы на примере работ Уральской научной школы и собственных исследований рассматривают эволюцию подходов на основе полимерной (ионной) теории оксидных расплавов и кластерной теории жидких металлов. Показана возможность применения полимерной модели для определения границы перехода шлака из гомогенного состояния в гетерогенное и условий формирования гомогенного шлака, обладающего максимальными рафинирующими свойствами. В рассматриваемых условиях оксид Al_2O_3 может проявлять как основные, так и кислотные свойства. При содержании Al_2O_3 до 16 % в оксидных расплавах, соответствующих шлакам, формируемым в агрегате ковш–печь, глинозем проявляет основные свойства, а при содержании более 16 % он начинает проявлять кислотные свойства. Дополнительно информация об активностях компонентов оксидного расплава позволяет определить параметры шлака, обладающего оптимальными свойствами для поглощения неметаллических включений. Металлический расплав характеризуется «критической» температурой, при которой он в ходе нагрева переходит от наследственной неравновесности кластерного типа в состояние термодинамического равновесия, т.е. происходит гомогенизация расплава. Неравновесные расплавы временно сохраняют в себе элементы структур исходных фаз. Перегрев металла выше «критической» температуры в ходе термовременной обработки позволяет добиться повышения и стабилизации качества продукции. Модифицирование расплава приводит к существенному снижению необходимого перегрева и ускорению процесса формирования гомогенного расплава. На примере исследования свойств и строения металлических жидкостей показано развитие нового прикладного направления под общим названием «термовременная обработка».

Ключевые слова: полимерная модель, оксидный расплав, рафинирующие свойства, кластер, жидкий металл, термовременная обработка

Для цитирования: Шешуков О.Ю., Невидимов В.Н., Некрасов И.В., Метелкин А.А., Цепелев В.С. Развитие исследований физико-химических свойств оксидных и металлических расплавов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(1):76–83.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-76-83>

DEVELOPMENT OF RESEARCH ON THE PHYSICO-CHEMICAL PROPERTIES OF OXIDE AND METAL MELTS

O. Yu. Sheshukov^{1,2}, V. N. Nevidimov¹, I. V. Nekrasov¹,
A. A. Metelkin¹, V. S. Tsepelev¹

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

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

✉ o.j.sheshukov@urfu.ru

Abstract. The paper considers the historical development of scientific views on the structure of oxide and metal melts. The authors, using the research of the Ural Scientific School and their own works as examples, examine the evolution of approaches based on the polymer (ionic) theory of oxide melts and the cluster theory of liquid metals. The possibility of using a polymer model to determine the boundary of slag transition from a homogeneous state to a heterogeneous one and conditions for the formation of a homogeneous slag with maximum refining properties is shown. Al_2O_3 can exhibit

both basic and acidic properties. It was found that with Al_2O_3 content of up to 16 % in oxide melts corresponding to the slags formed in ladle furnace unit, alumina exhibits basic properties, and when its content exceeds more than 16 %, it begins to exhibit acidic properties. Additional information on activities of the oxide melt components allows us to determine the parameters of the slag with the best properties for non-metallic inclusions absorption. Metal melt is characterized by a “critical” temperature at which the melt during heating transitions from hereditary cluster-type disequilibrium to a state of thermodynamic equilibrium, i.e., the melt “homogenizes”. Nonequilibrium melts temporarily retain elements of the structures of the initial phases. Overheating of the metal above the “critical” temperature during thermal-time treatment makes it possible to improve and stabilize the quality of products. Modification of the melt leads to a significant decrease in the amount of necessary overheating and acceleration of the homogeneous melt formation. Fundamental studies of the properties and structure of metal liquids showed the development of a new applied direction under the general name “thermal-time treatment”.

Keywords: polymer model, oxide melt, refining properties, cluster, liquid metal, thermal-time treatment

For citation: Sheshukov O.Yu., Nevidimov V.N., Nekrasov I.V., Metelkin A.A., Tsepelev V.S. Development of research on the physico-chemical properties of oxide and metal melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):76–83. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-76-83>

ВВЕДЕНИЕ

Необходимость дальнейшего совершенствования сталеплавильных процессов не вызывает сомнений, в то же время создание новых эффективных технологий возможно только на основе анализа экспериментальных данных и понимания их физико-химической сущности. Необходимо дальнейшее развитие различных научных школ и направлений на основе совершенствования теории металлургических процессов.

Металлургические предприятия и научные центры Уральского региона традиционно играют существенную роль в развитых отраслях экономики страны. В настоящей работе сделана попытка анализа исторического развития исследований физико-химических свойств оксидных и металлических расплавов.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Информацию о структуре оксидных расплавов, являющихся основой сталеплавильных шлаков, можно получить как экспериментальными методами исследований, так и проверяя применимость на практике различных теоретических моделей. При изучении существующих теоретических моделей строения шлаковых расплавов более подробно, с нашей точки зрения, следует рассмотреть полимерную модель.

Предположение о том, что оксидные расплавы являются полимерными, было сделано профессором О.А. Есиным еще в 1946 г. [1]. Исходя из ионной природы, О.А. Есин считал, что оксидные расплавы содержат кремнекислородные анионы различной степени сложности, которые находятся в химическом равновесии между собой и «свободными» ионами кислорода.

Химическое равновесие в общем случае можно записать как



В дальнейшем это предположение легло в основу различных полимерных моделей силикатных расплавов. При этом в одних моделях (бесструктурных) струк-

тура анионов в явном виде не используется, в других же (структурных), напротив, основное внимание уделяется строению комплексных анионов.

«Пионерские» работы по этим направлениям были выполнены Г. Тупом и С. Самисом в 1962 г. [2], С. Массоном в 1965 г. [3], которые в рамках бесструктурной модели впервые дали количественную оценку распределения «свободных», концевых и мостиковых атомов кислорода в бинарных силикатных расплавах и записали константу равновесия реакции полимеризации (1) в виде:

$$K_{\Pi} = \frac{n_{\text{O}^{2-}} \cdot n_{\text{O}^0}}{n_{\text{O}^-}^2}, \quad (2)$$

где $n_{\text{O}^{2-}}$, n_{O^-} и n_{O^0} – количество молей O^{2-} , O^- и O^0 , приходящееся на моль бинарного силикатного расплава.

В работах [3–6] была предложена структурная модель. В ней предполагается, что кроме катионов Me^{n+} , «свободных» ионов кислорода O^{2-} и мономеров SiO_4^{4-} в бинарном силикатном расплаве существуют лишь цепочечные анионы типа $\text{Si}_i\text{O}_{3i+1}^{2(i+1)-}$. Они могут быть линейными и разветвленными. Кольцевые и сеточные структуры исключаются, т.е. рассматривается область составов бинарных силикатных расплавов $\text{MeO}-\text{SiO}_2$, лежащая в пределах $0 \leq x_{\text{SiO}_2} \leq 0,5$.

В работах [7; 8] рассмотрен подход С. Массона, И. Смита и С. Вайтвея на всем диапазоне составов [4–6]. Разработанный математический аппарат позволил получить хорошую сходимость расчетных и экспериментальных данных во всем изученном интервале составов.

В литературе имеется целый ряд работ, посвященных распространению полимерных моделей бинарных силикатных расплавов на многокомпонентные системы. Так, например, в работе [9] обобщены уравнения модели на тройные системы $\text{Me}'\text{O}-\text{Me}''\text{O}-\text{SiO}_2$, при этом принято допущение, что катионы Me'^{n+} и Me''^{n+} распределены беспорядочно, а степень полимеризации расплава является функцией констант полимеризации в бинарных силикатных расплавах.

Параллельно с развитием теоретических модельных представлений о структуре силикатных расплавов про-

водились экспериментальные исследования современными физико-химическими методами.

Применение аналитического метода триметилсилирования в комплексе с методом газовой [10] и бумажной [11] хроматографии, ультразвуковых исследований [12] свидетельствует о наличии в силикатных расплавах наряду со сложными кремнекислородными образованиями (SiO_2), являющимися предельной формой комплексных анионов $\text{Si}_i\text{O}_{3i+1-c}^{2(i+1-c)-}$ (число замыканий $c = 1$ для плоских колец), лишь простейших силикатных анионов: мономеров SiO_4^{4-} , коротких линейных цепочек $\text{Si}_2\text{O}_7^{6-}$ и $\text{Si}_3\text{O}_{10}^{8-}$, плоских колец.

Важно отметить, что ни в кристаллических, ни в стеклообразных, ни в жидких силикатах не обнаружено изомерных форм анионов, например, разветвленных цепочек.

Эти выводы, сделанные по результатам исследований, позволили разработать новый вариант полимерной модели, учитывающий переменную функциональность мономера [13], при допущении, что мономер SiO_4^{4-} является бифункциональным ($f = 2$) в цепных анионах, т.е. только два из четырех концевых атомов кислорода в кремнекислородном тетраэдре реакционно способны. В кольцевых ионах мономер SiO_4^{4-} тетрафункциональный ($f = 4$). Полимерная модель предполагает переменную среднюю функциональность мономера, которая изменяется от двух (в полностью деполимеризованном расплаве) до четырех (в чистом SiO_2). Повышение функциональности происходит постепенно по мере увеличения степени полимеризации. В результате были получены уравнения для количественного расчета структурных единиц, активности компонентов в бинар-

ных силикатных расплавах. Полученные уравнения были использованы для дальнейшего обоснования теории расчета активности в многокомпонентных оксидных расплавах, содержащих различные элементы-комплексобразователи.

В сталеплавильном производстве теория оксидных расплавов широко применяется при рассмотрении вопросов определения рафинировочных свойств шлаков, формирования шлакового гарнисажа и оксидных неметаллических включений (НВ).

В качестве примера можно представить результаты применения полимерной модели строения оксидных расплавов при анализе ряда характеристик шлаковых расплавов ковшевой обработки стали и образований оксидных НВ. Рассмотрим особенности влияния химического состава шлакового расплава (мас. %) на термодинамические активности компонентов, для чего в расплаве с постоянным содержанием оксидов магния и кремния (11,11 % MgO ; 16,67 % SiO_2) часть извести заменяется на глиноземистый флюс. Содержание оксида CaO изменяется от 33,33 до 55,56 %, а Al_2O_3 – от 16,76 до 38,89 %, т.е. происходит замещение CaO на Al_2O_3 .

В рамках использования полимерной модели можно рассчитать активности соединений CaO и MgO в расплаве, а также их активности насыщения (пределы насыщения) в зависимости от отношения $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (рис. 1).

Такие данные по активностям оксидов CaO и MgO , например, важны для анализа рафинировочных свойств шлаков [14] и рассмотрения механизмов формирования кальций- и магнийсодержащих алюминатных НВ в стали [15].

При значительном увеличении концентрации CaO основные оксиды переходят в твердую фазу, т.е. с помощью полимерной модели можно определить границу перехода шлаков из гомогенного состояния в гетерогенное и формировать только гомогенные шлаки (рис. 1), обладающие максимальными десульфуризирующими свойствами и дополнительно способные поглощать НВ.

Если поведение оксидов CaO , MgO и SiO_2 понятно (т.е. они являются основными и кислотными), то соединение Al_2O_3 является амфотерным, которое может проявлять как основные, так и кислотные свойства. Так, было установлено, что при концентрации оксида Al_2O_3 до 16 % в оксидных расплавах, соответствующих составам шлаков, формируемых в агрегатах типа ковш–печь (АКП) и комплексах внепечной обработки стали, глинозем проявляет основные свойства, а при его содержании более 16 % уже начинает проявлять кислотные свойства [16].

Информация об активностях позволяет определять параметры шлаковых расплавов, обладающих максимально возможными свойствами по поглощению НВ. Показатели активности Al_2O_3 и SiO_2 , например, чрезвычайно важны для анализа способностей шлака к погло-

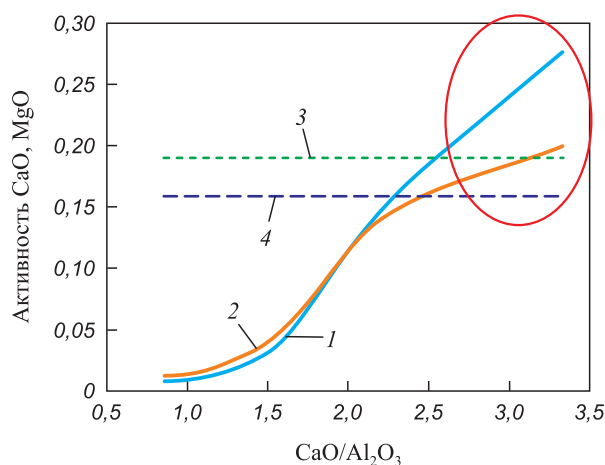


Рис. 1. Активности оксидов CaO и MgO в расплаве для шлакообразования, а также их активности насыщения в зависимости от отношения $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$:

1 – активность CaO ; 2 – активность MgO ;

3 – активность насыщения CaO ; 4 – активность насыщения MgO

Fig. 1. Activities of CaO and MgO oxides in the melt for slag formation and their saturation activities depending on $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ratio:

1 – activity of CaO ; 2 – activity of MgO ;

3 – saturation activity of CaO ; 4 – saturation activity of MgO

щению и растворению алюминатных и силикатных НВ. Исходя из модели перехода НВ в шлак [17], можно сделать выводы, что важным этапом рафинирования стали является растворение НВ в шлаке. Для анализа этого процесса правомерен подход, традиционно использующийся для описания растворения огнеупорных частиц в шлаке [18]:

$$Q = \frac{D}{\Delta} S(C_{\text{нас}} - C), \quad (3)$$

где Q – скорость растворения твердого тела (огнеупора, НВ) в шлаке; D – коэффициент диффузии вещества твердого тела в шлаке; S – площадь контакта твердого тела и шлака; Δ – толщина диффузионного слоя; $C_{\text{нас}}$ – концентрация насыщения шлака материалом твердого тела; C – текущая концентрация материала твердого тела в шлаке.

Если в уравнении (3) величины D и Δ представить в виде их известных зависимостей от вязкости шлака, то можно определить показатели скорости растворения неметаллических включений

$$Q \sim \frac{C_{\text{нас}} - C}{\left(\frac{\eta}{\rho}\right)^{\frac{5}{6}}}. \quad (4)$$

Оксиды Al_2O_3 и SiO_2 – это наиболее крупные и мало-подвижные компоненты шлака, являющиеся основой физической массы силикатных и/или алюминатных НВ, поэтому характер течения и механизм диффузии и растворения компонентов, очевидно, будут контролировать именно данные компоненты. Насыщенность шлака материалом НВ необходимо определять по степени приближения шлака к насыщению SiO_2 и Al_2O_3 . На рис. 2 представлены соответствующие расчетные данные.

При сравнении расчетных данных можно сделать вывод, что способ формирования оксидного расплава будет оказывать определяющее влияние и на его характеристики. Данный вывод позволяет объяснить наблюдаемые на практике разночтения рекомендаций по формированию оптимального состава шлака и типу применяемых раскислителей с точки зрения получаемой чистоты стали [18; 19].

Возможными направлениями использования экспериментальных данных в исследованиях ионной теории шлаков могут быть: определение рациональных составов шлаков, обладающих рациональными параметрами, в том числе максимальной сульфидной емкостью, оптимальными свойствами к поглощению неметаллических включений; определение оптимальных составов шлака на различных этапах сталеплавления передела.

Как отдельное направление, развиваемое Уральской научной школой, можно выделить комплекс работ по исследованию характеристик металлических распла-

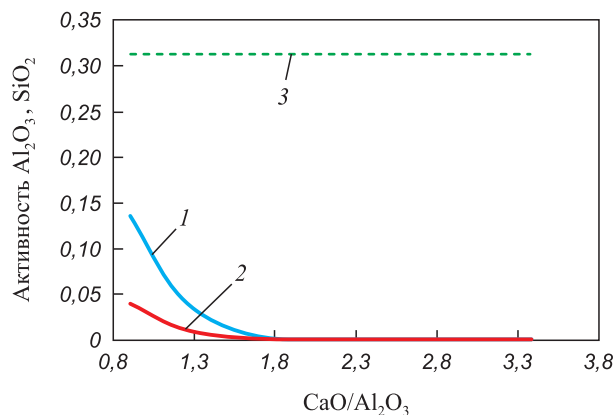


Рис. 2. Активности оксидов Al_2O_3 и SiO_2 в расплаве при шлакообразовании, активность насыщения Al_2O_3 (активность насыщения SiO_2 не отображена из-за высокого значения $\sim 0,99$) в зависимости от отношения $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$: 1 – активность Al_2O_3 ; 2 – активность SiO_2 ; 3 – активность насыщения Al_2O_3

Fig. 2. Activities of Al_2O_3 and SiO_2 oxides in the melt for slag formation and saturation activity of Al_2O_3 (saturation activity of SiO_2 was not detected due to a high value of $\sim 0,99$) depending on $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ratio: 1 – activity of Al_2O_3 ; 2 – activity of SiO_2 ; 3 – saturation activity of Al_2O_3

вов, активное развитие которого началось в пятидесятых годах прошлого века в Уральском политехническом институте имени С.М. Кирова на кафедре физики под руководством Павла Владимировича Гельда [20; 21].

В соответствии с современными представлениями жидкое состояние вещества на температурной шкале занимает промежуточное положение между кристаллом и газом. Для металлургов, можно сказать, данная задача несколько облегчена, поскольку, как правило, рассматривается жидкое состояние металла в интервале от температуры плавления $T_{\text{пл}}$ до $1,25T_{\text{пл}}$. Очевидно, эта область близка к точке плавления и, соответственно, кристаллизации, и имеет второе название – расплав, при этом кристалл и жидкость – это конденсированные состояния, в которых определяющими являются силы притяжения атомов (в отличие от газа). По определяющим формулировкам в газовой фазе царит хаос, а в конденсированных – порядок, в кристаллах – дальний, а в расплаве – ближний.

Экспериментальные данные были подтверждены исследованиями фундаментальных свойств металлических расплавов (плотности, удельного электро-сопротивления) с применением дифференциального термического и рентгеновского анализов [21; 22]. Полученные данные позволяют утверждать, что уменьшение плотности при плавлении нормальных и переходных металлов составляет до 1–3 % за счет появления в структуре «дырок» и полостей. Рентгеновские исследования Е.З. Спектор и А.В. Романовой, а позднее и других авторов, показали, что при расплавлении кристалла наиболее вероятные ближайшие межатомные

расстояния не только не увеличиваются, но даже уменьшаются (в том числе и в железе). Это означает, что силы притяжения получают возможность как бы «стягивать» атомы расплава в кластеры или сиботаксисы и между кластерами распределяется свободный объем с отдельными атомами нагреваемого расплава.

Уточняя формулировки, можно отметить, что кластеры – это порождение конкретных, специфических для рассматриваемого типа атомов, сил притяжения, и поэтому кластер имеет характерную структуру, как и предшественник (кристалл). При этом силы меж-атомного взаимодействия и интенсивность теплового движения атомов возрастают на величину $K\Delta T$; где $K = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К; ΔT – прирост абсолютной температуры. Очевидно, что квазикристаллический порядок в кластере будет размыт тепловым движением, особенно на границах с полостями и с любыми проявлениями свободного объема, и выраженных границ не будет. Кластер будет плавно переходить в разупорядоченную зону, доля которой зависит от температуры и значима при температурах выше $1,5T_{пл}$.

Поэтому в дальнейшем переход от чистого металла к многокомпонентному расплаву усложняет картину его строения и различные проявления в кластере металлических, ковалентных, резонирующих или других специфических связей разной силы взаимодействия определяют его структуру и устойчивость во времени. Косвенные сведения об этих и других характеристиках удается получать методами физико-химического анализа, при изучении температурных и концентрационных зависимостей физических свойств расплавов.

К наиболее интересным данным следует отнести выводы, что расплав, даже совпадая по химическому составу с заданным, не всегда готов к выпуску. В произведенных из него профилях (например, таких как рельсы, трубы, детали машин) рано или поздно обнаружатся опасные дефекты, которые ведут к разрушению. Такая термодинамическая система очень далека от состояния равновесия и наследственное влияние фазовых составляющих шихты достаточно велико. В данном случае они передают расплаву все свои многочисленные типы ближнего порядка, т. е. расположения атомов, химическую и физическую микронеоднородности. Конвективное перемешивание и кипение, вызываемое всплывающими пузырьками оксида углерода или аргона, способны обеспечить лишь некоторое микровыравнивание. Самый доступный способ разрушить наследственные неравновесные атомные группировки – это нагрев расплава до критической температуры t_k , при которой средняя энергия теплового движения частицы становится соизмеримой с энергией активации ее отрыва от материнского ассоциата.

В соответствии с полученными данными термин «критическая температура» принято обозначать на температурной шкале особые точки, при которых происходит какой-либо переход системы в однофазное

равновесное состояние (предельная t_k равновесного сосуществования жидкости и пара; t_k взаимной неограниченной растворимости жидких смесей; t_k потери сверхпроводимости, сверхтекучести).

Считается, что t_k – это температура, при которой расплав в ходе нагрева переходит от наследственной неравновесности кластерного типа в состояние термодинамического равновесия. Если же расплав переходит из многофазного состояния (суспензия, эмульсия) в однофазное, то вместо t_k допустим и уместен термин «гомогенизация» расплава.

Надежный и удобный инструментальный способ фиксации t_k основан на вискозиметрии расплавов и заключается в обнаружении несовпадения значений вязкости при нагреве и охлаждении (рис. 3), причем несовпадение проявляется лишь при определенном перегреве над температурой ликвидуса [21]. Положение обратной (полученной при охлаждении) ветви вязкости будет определяться соотношением максимальной температуры нагрева исследуемого металлического образца во время опыта и значением температуры начала ветвления политерма. Если температура максимального нагрева не достигает температуры аномалии, то гистерезис (ветвление) не проявляется и происходит лишь при превышении температуры t_k .

Гистерезис свойств расплава – это проявление гистерезиса его структуры и именно поэтому результаты комплексных исследований свойств позволяют судить о структуре, а полученные результаты не зави-

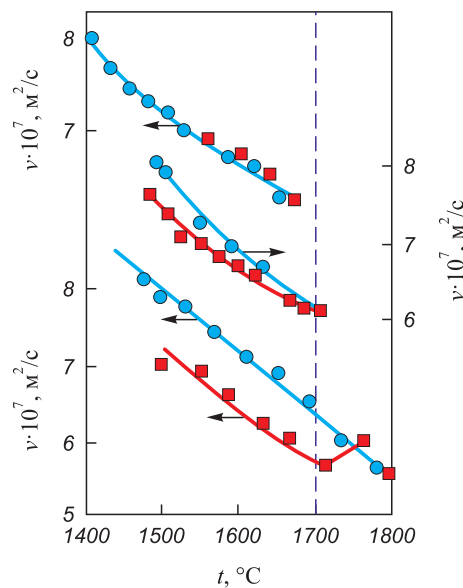


Рис. 3. Вязкость расплава Fe – 30 % Ni в зависимости от максимальной температуры нагрева его образца во время опыта: ● – во время нагрева; ■ – во время охлаждения; штриховая линия – температура t_k

Fig. 3. Viscosity of Fe – 30 % Ni melt depending on the maximum heating temperature of its sample during the experiment: ● – during heating; ■ – during cooling; dashed line – temperature t_k

сят от исследуемого объема, так как определяются процессами, которые протекают в кинетическом режиме на микроуровне. Величина t_k зависит от марки стали, фазового состава шихты и условий выплавки, а нагрев до t_k – способ перевода системы в равновесие. При этом избыточный перегрев расплава выше t_k чисто технологически может оказаться опаснее недогрева и тогда резко возрастет газонасыщенность металла, усиливает его взаимодействие с футеровкой и т. д.

Таким образом, неравновесные расплавы временно сохраняют в себе элементы структуры исходных фаз. Строение и свойства равновесных, а значит, максимально однородных систем определяются не предысторией, а химическим составом и температурой. Разливка равновесного расплава обеспечивает стабильный от плавки к плавке ход процесса кристаллизации, оптимальную структуру слитков и отливок, стабильно высокий уровень качества [21].

Благодаря фундаментальным исследованиям свойств и строения металлических жидкостей возникло новое прикладное направление: технологии перевода многокомпонентных металлических расплавов в состояние равновесия с целью повышения и стабилизации качества продукции под общепринятым названием «термовременная обработка» [21].

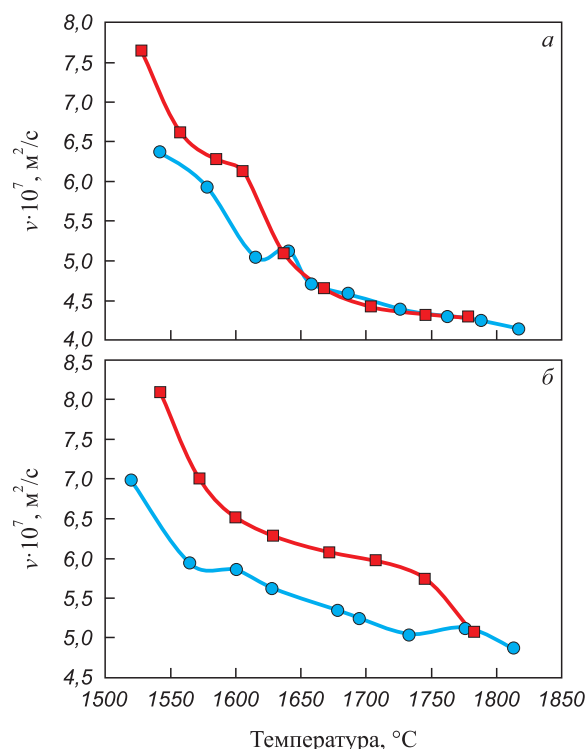


Рис. 4. Политермы кинематической вязкости расплава стали марки 20тр:
а – с обработкой SK15A7; б – без обработки;
● – нагрев; ■ – охлаждение

Fig. 4. Polytherms of kinematic viscosity of the melt of 20tr steel:
а – with SK15A7 treatment; б – without treatment;
● – heating; ■ – cooling

Дальнейшее развитие исследований в этом направлении показало возможность совершенствования классической термовременной обработки. Установлена возможность существенного снижения необходимого перегрева и ускорения процесса формирования микрогетерогенного расплава за счет модифицирования. Например, установлено, что ввод оптимального количества кальцийсодержащего модификатора в сталь будет приводить к снижению t_k с 1780 – 1800 до 1630 – 1640 °С, т. е. до технологически достижимых значений (рис. 4).

Установленные факты имеют большое производственное значение и позволяют разрабатывать технологические решения по управлению свойствами стали в жидком и твердом состояниях.

Выводы

На основе работ Уральской научной школы и собственных исследований предпринята попытка проанализировать историческое развитие научных представлений о строении оксидов и растворимого железа, рассмотреть возникновение методов, основанных на полимерной (ионной) теории растворения оксидов и теории жидкометаллических кластеров. Показаны возможности использования полимерной модели для определения границы перехода шлака из гомогенного состояния в гетерогенное и условий образования однородного шлака с высокими рафинировочными свойствами. В ходе исследований установлено, что при идеальных условиях оксид Al_2O_3 может проявлять как основные, так и кислотные свойства: при его содержании в оксидном расплаве 16 % глинозем проявляет основные свойства, когда его содержание превышает 16 %, он начинает проявлять кислые свойства.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Есин О.А. Электролитическая природа жидких шлаков. Свердловск: Уральский индустриальный институт; 1946:41.
2. Toop G.V., Samis C.S. Activities of ions in silicate melts. *Transactions of Metallurgical Society AIME*. 1962;224(5): 878–887.
3. Masson C.R. An approach to the problem of ionic distribution in liquid silicates. *Proceedings of the Royal Society A*. 1965;287(1409):201–221. <https://doi.org/10.1098/rspa.1965.0176>
4. Whiteway S.G., Smith I.B., Masson C.R. Theory of molecular size distribution in multichain polymers. *Canadian Journal of Chemistry*. 1970;48(1):33–45. <https://doi.org/10.1139/v70-006>
5. Masson C.R., Smith I.B., Whiteway S.G. Molecular size distribution in multichain polymers: application of polymer theory to silicate melts. *Canadian Journal of Chemistry*. 1970;48(1):201–202. <https://doi.org/10.1139/v70-033>
6. Masson C.R., Smith I.B., Whiteway S.G. Activities and ionic distribution in liquid silicates: application of polymer theory.

- Canadian Journal of Chemistry*. 1970;48(9):1456–1464.
<https://doi.org/10.1139/v70-238>
7. Есин О.А. Применение теории полимеров к расплавленным шлакам. В кн.: *Физико-химические исследования металлургических процессов: Межвуз. сб.* Свердловск: УПИ; 1973;1:5–17.
 8. Есин О.А. О применении полимерной модели, учитывающей изомерные формы, к расплавленным силикатам. В кн.: *Физико-химические исследования металлургических процессов: Межвуз. сб.* Свердловск: УПИ; 1976;4:17–27.
 9. Yokokawa T., Niwa K. Free energy and basicity of molten silicate solution. *Transactions of the Japan Institute of Metals*. 1969;10(2):81–84.
<https://doi.org/10.2320/matertrans1960.10.81>
 10. Smart R.M., Glasser F.P. Silicate anion constitution of lead silicate glasses and crystals. *Physics and Chemistry of Glasses*. 1978;19(5):95–102.
 11. Wieker W., Hoeßel D., Götz J. Die Anionenverteilung in Silikatgläsern und ihre Bedeutung für die Glasbildung. *Wissenschaftliche Zeitschrift Friedrich-Schiller-Univ.* 1979;28(2-3):277–285. (In Germ.)
 12. Байдов В.В. Ультразвуковые исследования и микроструктура силикатных расплавов. В кн.: *Свойства и структура шлаковых расплавов*. Москва: Наука; 1970:23–38.
 13. Новиков В.К., Невидимов В.Н. Полимерная природа расплавленных шлаков. Екатеринбург: УГТУ-УПИ; 2006:62.
 14. Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Метелкин А.А., Лозовая Е.Ю., Шевченко О.И., Савельев М.В. Современная сталь: теория и технология. Екатеринбург: Изд-во УрФУ; 2020:400.
 15. Хорошилов А.Д. Анализ и разработка технологии ковшевой обработки сверхнизкоуглеродистых сталей с целью повышения качества поверхности автолистостого проката: автореф. дисс. канд. техн. наук. Москва; 2022:19.
 16. Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Некрасов И.В., Егiazарьян Д.К., Метелкин А.А., Шевченко О.И. Вопросы утилизации рафинировочных шлаков сталеплавильного производства. Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ; 2017:208.
 17. Дерябин В.А., Дерябин А.А. Термодинамические особенности перехода твердых неметаллических включений из металла в шлак. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1990;33(10):8–9.
Deryabin V.A., Deryabin A.A. Thermodynamic features of transition of solid nonmetallic inclusions from metal to slag. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1990;33(10):8–9. (In Russ.).
 18. Некрасов И.В., Шешуков О.Ю., Невидимов В.Н. и др. Оценка агрессивности шлака к неметаллическим включениям. В кн.: *Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов. Труды XIII российской конференции*. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН; 2011:16–19.
 19. Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Михеенков М.А., Егiazарьян Д.К., Ермакова В.П., Смирнова В.Г., Чашин А.А., Калимуллин Э.В. Шлаковый режим У КП и эффективность модифицирования. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2015;(9(1389)):38–43.
Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Mikheenkova M.A., Egiazar'yan D.K., Ermakova V.P., Smirnova V.G., Chashchin A.A., Kalimullin E.V. Slag mode of a ladle furnace unit and modification efficiency. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2015;(9(1389)):38–43. (In Russ.).
 20. Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Бонарь С.Н., Егiazарьян Д.К., Цымбалист М.М., Сивцов А.В. Сульфидная емкость глиноземистых шлаков внепечной обработки стали и активность анионов кислорода. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2017;(2(1406)):30–33.
Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Bonar' S.N., Egiazar'yan D.K., Tsymbalist M.M., Sivtsov A.V. Sulfide capacity of alumina slags of ladle-furnace steel treatment and activity of oxygen anions. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2017;(2(1406)):30–33. (In Russ.).
 21. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства – жидкие сплавы переходных металлов с кремнием и углеродом. Москва: Металлургия; 1973:288.
 22. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. и др. Жидкая сталь. Москва: Металлургия; 1984:208.
 23. Пат. RU 2535428 С1. Способ внепечной обработки стали кальцием / О.Ю. Шешуков, И.В. Некрасов, В.П. Ермакова, Л.А. Маршук, Д.К. Егiazарьян, М.В. Лапин, А.Н. Шаманов, А.В. Коврижных, А.О. Акчибаш, Д.П. Шведов, А.С. Токарев; заявл. 10.04.2013; опубл. 10.12.2014.
 24. Некрасов И.В., Шешуков О.Ю., Цепелев В.С. Структура расплавов железа и перспективные технологии. В кн.: *Сборник трудов Междоународной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина*. Выкса: АО «Выксунский металлургический завод»; 2022:131–135.
 25. Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Конашков В.В., Егiazарьян Д.К. Структурно-чувствительные свойства расплава стали: оценка эффективности ее обработки модификаторами и рафинирующими шлаками. *Электрометаллургия*. 2019;(2):2–12.
Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Konashkov V.V., Egiazar'yan D.K. Structure-sensitive properties of steel melt: Efficiency evaluation of steel treatment with modifiers and refining clinkers. *Elektrometallurgiya*. 2019;(2):2–12. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Олег Юрьевич Шешуков, д.т.н., профессор, директор Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, главный научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН
ORCID: 0000-0002-2452-826X
E-mail: o.j.sheshukov@urfu.ru

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Director of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Chief Researcher, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-2452-826X
E-mail: o.j.sheshukov@urfu.ru

Владимир Николаевич Невидимов, к.т.н., доцент кафедры теории металлургических процессов Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: v.n.nevidimov@urfu.ru

Илья Владимирович Некрасов, к.т.н., доцент кафедры металлургии железа и сплавов Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: ivn84@bk.ru

Анатолий Алексеевич Метелкин, д.т.н., доцент кафедры металлургии железа и сплавов, института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина
E-mail: anatoliy82@list.ru

Владимир Степанович Цепелев, д.т.н., доцент, профессор кафедры безопасности жизнедеятельности в техносфере, директор Исследовательского центра физики металлических жидкостей, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина
ORCID: 0000-0003-4195-9042
E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru

Vladimir N. Nevidimov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Theory of Metallurgical Processes of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: v.n.nevidimov@urfu.ru

Ilya V. Nekrasov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Iron and Alloys of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: ivn84@bk.ru

Anatolii A. Metelkin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Iron and Alloys of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
E-mail: anatoliy82@list.ru

Vladimir S. Tsepelev, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Life Safety in the Technosphere, Director of the Research Center for Physics of Metallic Liquids, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
ORCID: 0000-0003-4195-9042
E-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

О. Ю. Шешуков – постановка задачи исследований, корректировка и редактирование статьи.

В. Н. Невидимов – проведение лабораторных опытов, написание статьи.

И. В. Некрасов – постановка задачи исследований, проведение лабораторных опытов, написание статьи.

А. А. Метелкин – обсуждение полученных результатов, редактирование статьи.

В. С. Цепелев – постановка задачи исследований, корректировка и редактирование статьи.

O. Yu. Sheshukov – setting the research task, correcting and editing the article.

V. N. Nevidimov – conducting laboratory experiments, writing the article.

I. V. Nekrasov – setting the research task, conducting laboratory experiments, writing the article.

A. A. Metelkin – discussion of the results, editing the article.

V. S. Tsepelev – setting the research task, correcting and editing the article.

Поступила в редакцию 18.03.2024

После доработки 20.09.2024

Принята к публикации 25.12.2024

Received 18.03.2024

Revised 20.09.2024

Accepted 25.12.2024

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

ECONOMIC EFFICIENCY
OF METALLURGICAL PRODUCTION



УДК 621.771:658.53

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-84-89



Краткое сообщение
Short report

РАЗРАБОТКА МОДЕЛЕЙ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ ВОЛОЧИЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПРИ МНОГОСТАНОВОМ ОБСЛУЖИВАНИИ

А. Р. Фастыковский¹, А. И. Мусатова¹, Н. В. Мартюшев²

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

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 30)

✉ omd@sibsiu.ru

Аннотация. Большая потребность в продукции волочильного производства вызывает необходимость увеличения производительности действующего оборудования. Это можно решить двумя способами: созданием новых конструкций волочильного оборудования и поиском скрытых организационных резервов. Повышение производительности за счет организационных мероприятий требует меньше времени и материальных затрат на реализацию. Авторы рассматривают возможность и перспективы многостанового обслуживания. При многостановом обслуживании разрабатывают нормативные модели функционирования волочильного оборудования. На примере действующего производства показаны перспективы применения разработанных моделей. Проведенный анализ работы волочильного оборудования позволяет обосновать режимы обработки при многостановом обслуживании и за счет этого увеличить производительность в 1,35 раза, снизить себестоимость готовой продукции на 2 %.

Ключевые слова: волочильное оборудование, нормативные модели, многостановое обслуживание

Для цитирования: Фастыковский А.Р., Мусатова А.И., Мартюшев Н.В. Разработка моделей функционирования волочильного оборудования при многостановом обслуживании. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):84–89. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-84-89>

DEVELOPMENT OF MODELS FOR FUNCTIONING OF DRAWING EQUIPMENT FOR MULTI-MILL SERVICING

A. R. Fastyskovskii¹, A. I. Musatova¹, N. V. Martyushev²

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

² National Research Tomsk Polytechnic University (30 Lenina Ave., Tomsk 634050, Russian Federation)

✉ omd@sibsiu.ru

Abstract. The great demand for products of the drawing industry causes the need to increase the productivity of existing equipment. There are two ways to solve this issue: creation of new designs of drawing equipment and search for hidden organizational reserves. Increasing productivity through organizational measures requires less time and material costs for implementation. The paper considers the possibility and prospects of multi-mill servicing. Normative models of drawing equipment operation for multi-mill servicing were developed. The prospects of using the developed models are shown on the example of the existing production. Analysis of the drawing equipment operation made it possible to justify the processing modes for multi-mill servicing and thereby increase productivity by 1.35 times and reduce the cost of finished products by 2 %.

Keywords: drawing equipment, standard models, multi-mill servicing

For citation: Fastyskovskii A.R., Musatova A.I., Martyushev N.V. Development of models for functioning of drawing equipment for multi-mill servicing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2025;68(1):84–89. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-84-89>

ВВЕДЕНИЕ

Анализ сформированной нормативной базы показателей системы волочильный стан – волочильщик, включающей длительность операций (машинных, машинно-ручных и ручных), ситуационные такты работы станом, коэффициенты их использования, текущие простои, производительность системы, дал возможность оптимизировать количество волочильных станом, которое реально может обслуживать один рабочий-оператор [1 – 3].

Для этого разработана нормативная модель функционирования человеко-технической системы в режиме многостанового обслуживания [4 – 6]. Предварительно волочильные станомы, работающие на участках грубого, среднего и тонкого волочения (более 50 шт.), были сгруппированы по степени кратности (от одного до семикратного) процесса волочения, по диаметрам протягиваемой проволоки и чистового барабана (750, 650, 550 или 350 мм). На станомх однократного волочения процесс осуществляется только через одну волоку, проволока изменяет свое сечение один раз. На станомх многократного волочения магазинного типа установлены блочные машины, состоящие из ряда блоков с индивидуальным приводом каждого барабана, в которых заготовочная проволока проходит последовательно через несколько волок. Каждый стан оборудован размоточным и намоточным устройствами, напольными краном, сварочным и острильным станками.

Станомы грубого и среднего (одно- и многократного) волочения предназначены для производства проволоки диаметром от 8 до 2 мм в малых мотках (М) массой 100 – 250 кг, большегрузных мотках (БМ) массой 1,0 и 1,5 т или катушках (К) массой 1,0 т в зависимости от типа станом. Исходной заготовочной проволокой для них служат бунты (Б) катанки диаметром от 10 до 5 мм. Станомы тонкого (семикратного) волочения 7/350 предназначены для производства проволоки диаметром от 2,0 до 0,8 мм в мотках (60 кг) или катушках (1 т) в зависимости от дальнейшего их назначения.

Каждую группу волочильных станом классифицировали с учетом следующих признаков: тип размоточного устройства (горизонтальный или вертикальный); тип намоточного устройства (для формирования проволоки на катушку или большегрузный моток); для снятия малых мотков (консольно-поворотный кран или установка непрерывного съема); форма заготовочной проволоки (бунт или катушка); вид и масса готовых изделий (малые и большегрузные мотки, катушки); диаметр и ГОСТ готовой проволоки; взаиморасположение волочильных станом, расстояние между ними и пультами управления.

Для выявления реальной возможности обслуживания одним оператором двух и более станом проводили комплексные исследования работы системы волочильный стан – волочильщик методом фотохронометражных наблюдений в течение 30 рабочих смен.

ПОСТРОЕНИЕ НОРМАТИВНОЙ МОДЕЛИ

ФУНКЦИОНИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ

Нормативная модель определения возможности обслуживания оператором нескольких станом включает следующие показатели [7 – 9].

1. Время занятости рабочего (оператора) при обслуживании одного волочильного станом:

$$\tau_{3N}^H(i) = \sum_{n=1}^{n^*} \tau_{q,n}^H(i) + \sum_{z=1}^{z^*} \tau_{np,z}^H(i) + \tau_{aN}^H(i); \quad (1)$$

$$\tau_{q,n}^H(i) = \frac{\tau_{q,n}^{MB}(i)}{k_{q,n}^H(i)}; \quad \tau_{np,z}^H(i) = \frac{\tau_{np,z}^{MB}(i)}{k_{np,z}^H(i)}; \quad (2)$$

$$\tau_{aN}^H(i) = t_{mN}^H(i) k_a; \quad t_{mN}^H(i) = \frac{t_{mN}^{MB}(i)}{k_o^H(i)}, \quad (3)$$

где $\tau_{q,n}^H(i)$ и $\tau_{q,n}^{MB}(i)$ – нормативное и минимально возможное время выполнения рабочим n -ой циклической операции (элементов) при изготовлении единицы i -ой продукции, неперекрываемое машинным временем волочения, ч; $\tau_{np,z}^H(i)$ и $\tau_{np,z}^{MB}(i)$ – нормативное и минимально возможное время выполнения рабочим n -ой циклической операции (элементов) при изготовлении единицы i -ой продукции, перекрываемое машинным временем волочения, ч; $k_{q,n}^H(i)$ и $k_{np,z}^H(i)$ – нормативные коэффициенты нестабильности выполнения ручных операций и их элементов с учетом неперекрываемого и перекрываемого времени машинного волочения; $\tau_{aN}^H(i)$ – нормативное время активного (визуального) наблюдения оператором за технологическим процессом волочения, ч; $t_{mN}^H(i)$ и $t_{mN}^{MB}(i)$ – нормативное и технически возможное машинное время для i -го диаметра проволоки N -ой скорости волочения, ч; k_a – регламентированный коэффициент активного наблюдения ($k_a = 0,1 \div 0,2$); $k_o^H(i)$ – нормативный коэффициент использования оборудования (станом).

2. Планируемое машинно-свободное время незанятости оператора:

$$t_{mcN}^H(i) = t_{mN}^H(i) - \left[\sum_{z=1}^{z^*} \tau_{np,z}^H(i) + \tau_a^H(i) \right]. \quad (4)$$

3. Планируемое время занятости оператора при обслуживании S однотипных волочильных станом:

$$\tau_{3N}^H(S, i) = \tau_{3N}^H(i) + \tau_{px}^H(S, i); \quad (5)$$

$$\tau_{px}^H(S, i) = \frac{\tau_{px}^{MB}(S, i)}{k_{hc}^H(S, i)}, \quad (6)$$

где $\tau_{px}^H(S, i)$ и $\tau_{px}^{MB}(S, i)$ – нормативная и минимально возможная продолжительность перехода оператора от одного станом к другому, ч; $k_{hc}^H(S, i)$ – нормативный коэф-

фициент, учитывающий нестабильность маршрутного пути оператора.

4. Нормативную продолжительность перехода оператора от одного стана к другому, которое устанавливали с использованием имитационного моделирования действий операторов при обслуживании S станом с учетом рациональных маршрутов и количества переходов в зависимости от массы и вида продукции.

5. Планируемое время незанятости оператора в процессе волочения при обслуживании S станом

$$t_{mcN}^H(S, i) = t_{mcN}^H(i) - \tau_{hx}^H(S, i). \quad (7)$$

6. Планируемое оперативное время оператора

$$t_{оп,N}^H(S, i) = t_{mcN}^H(i) + \tau_{3N}^H(S, i). \quad (8)$$

7. Коэффициент занятости оператора

$$k_{3,N}(S, i) = \frac{\tau_{3N}^H(S, i)}{t_{оп,N}^H(S, i)} \leq k_3^*(i); \quad k_3^*(i) \in (0, 4 \div 0, 7). \quad (9)$$

8. Планируемое количество волочильных станом для обслуживания одним оператором

$$S_N(i) = \left[\frac{t_{mcN}^H(S, i)}{\tau_{3N}^H(S, i)} + 1 \right] k^H, \quad (10)$$

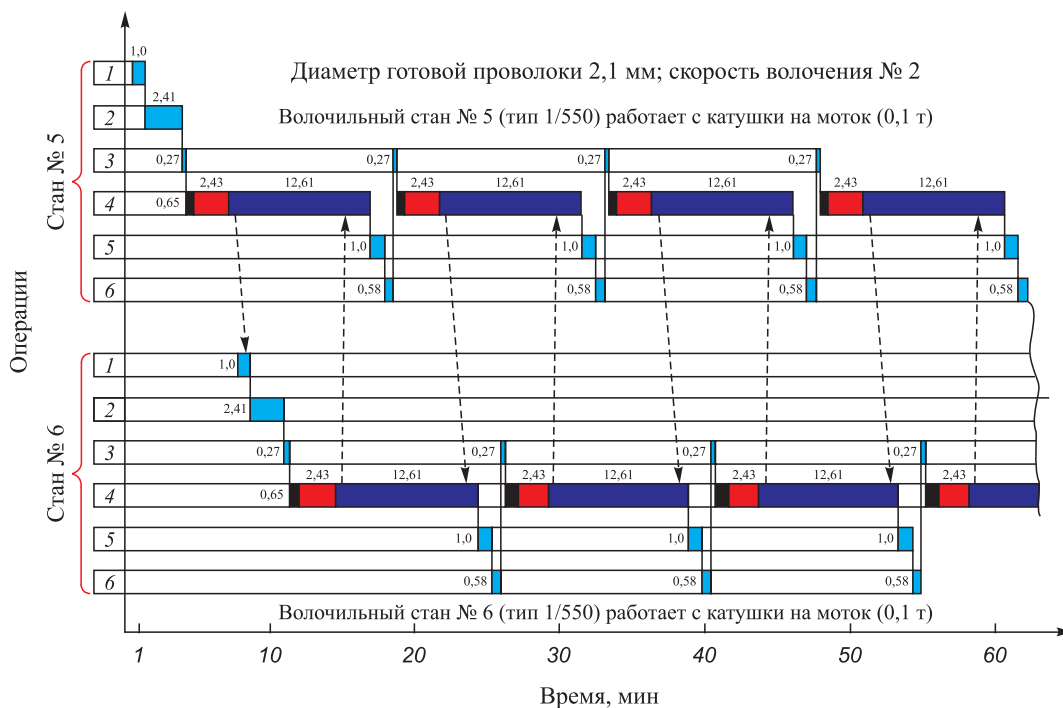
где k^H – общий коэффициент, учитывающий простои при S -становом обслуживании.

9. Норму выработки оператора при многостановом обслуживании

$$H_{ч-м,N}(S, i) = P_{ч-м,N}^H(i) \times S_N^H(i) \Phi B_{ч-м,см}^H(S, i), \text{ т/смена}; \quad (11)$$

$$\Phi B_{ч-м}^H(S, i) = KB_{см} - \left[\sum_{m=1}^M t_{рг} + t_T^H(i) + t_{ТХ}^H(i) + t_{свп}^H(i) + t_{орг}^H(i) \right], \quad (12)$$

где $P_{ч-м,N}^H(i)$ – нормативная производительность однотипной человеко-технической системы, т/ч; $\Phi B_{ч-м,см}^H(S, i)$ – нормативный фонд времени работы человеко-технической системы, учитывающий регламентированные перерывы $\sum_{m=1}^M t_{рг}$ оператора, нормативные простои при совпадении ручных операций $t_{свп}^H$ в период обслуживания S станом, нормативные про-



Графическая модель производственного процесса при обслуживании оператором двух станом (фрагмент):

1 – установка катушки; 2 – сварка концов проволоки; 3 – заправка проволоки на барабан; 4 – волочение проволоки;

5 – сьем мотка готовой проволоки; 6 – переход волочильщика к заправке;

■ – время, не перекрываемое машинным; ■ – время, перекрываемое машинным; ■ – машинно-свободное время волочения;

■ – время активного наблюдения; → – переход волочильщика от стана к стану

Graphical model of the production process during servicing by the operator of two mills (fragment):

1 – installation of coil; 2 – welding of wire ends; 3 – filling wire onto drum; 4 – wire drawing;

5 – removal of the finished wire coil; 6 – transfer of wire drawer to refueling;

■ – time that is not covered by machine time; ■ – time overlapped by machine time; ■ – machine-free dragging time;

■ – time of active observation; → – transition of wire drawer from mill to mill

Результаты моделирования человеко-технической системы в режиме многостанового обслуживания

Results of modeling the human-technical system in a multi-mill servicing mode

Диаметр прово- локи, мм	Нормативное время, мин			Опера- тивное время, мин	Коэффициенты		Количество станов на оператора, шт.		$P_{ч-м}^H$, т/ч	Норма фонда времени, ч/смена	Норма выработки, т/смена
	τ_a^H	τ_3^H	τ_{mc}^H		k_3	k^H	расчет	принят			
Станы 1/350 работают с катушки на моток (0,06 т)											
1,4	2,72	13,62	48,83	62,45	0,22	0,60	3,0	2	0,039	6,08	0,474
1,4	2,08	12,98	36,78	49,77	0,26	0,65	2,5	2	0,049	6,08	0,596
1,4	1,35	12,25	22,88	35,13	0,35	0,60	1,7	1	0,070	—	—
Станы 2/550 работают с бунта на катушку (1,0 т)											
5,0	2,74	9,44	24,20	3,64	0,28	0,88	3,1	2	1,592	6,50	20,70
5,0	1,99	8,69	17,48	26,17	0,33	0,88	2,6	2	2,042	6,50	26,55
5,0	1,48	8,18	12,83	21,01	0,39	0,87	2,4	2	2,538	6,50	33,02
Станы 3/350 работают с бунта на моток (1,5 т)											
3,5	7,84	21,10	68,41	89,51	0,24	0,77	3,3	2	0,875	6,67	11,67
3,5	5,63	18,89	48,53	67,42	0,28	0,77	2,7	2	1,150	6,67	15,34
3,5	4,04	17,30	34,18	51,48	0,34	0,76	2,3	2	1,515	6,67	20,27
Станы 7/350 работают с катушки на катушку (1,0 т)											
1,6	13,30	16,70	119,21	135,91	0,12	0,82	6,7	3	0,377	7,0	7,92
1,6	9,61	13,01	86,07	99,08	0,13	0,82	6,3	3	0,518	7,0	10,88
1,6	7,72	11,12	68,97	80,09	0,14	0,82	5,9	3	0,641	7,0	13,46

стои по техническим t_t^H , технологическим $t_{тх}^H$ и организационным $t_{орг}^H$ причинам, ч/смена; S_N^H – нормативное (принятое) количество станков для N -ой скорости волочения.

Нормативы продолжительности простоев (остановок), связанные с совпадением операций на соседних станках, оценивали с учетом эмпирически выявленной закономерности (чем больше продолжительность работы оборудования и меньше ручных операций, тем менее вероятны остановки стана из-за совпадения ручных операций).

На рисунке схематично приведена графическая модель производственного процесса при обслуживании оператора двух волочильных станков. В таблице показаны фрагментарно результаты моделирования системы при многостановом обслуживании оператора.

Представленные руководству метизного производства обоснованные расчеты количества волочильных станков, которые может одновременно обслуживать один оператор, показали реальную возможность и преимущества для некоторых типов станков, где проводили расчеты для каждого диаметра готовой проволоки, массы и формы единицы продукции при второй, третьей и четвертой скоростях волочения.

Результаты моделирования человеко-технической системы показали, что станы (попарно) могут работать в комплексе два волочильных стана – один оператор:

1. Станы 6/550, 5/550, 4/550, 3/550 – с бунта на катушку (или на моток) массой 1 т;

2. Станы 1/550 – с катушки на моток (0,1 т) при диаметрах готовой проволоки 2,3 – 1,6 мм; станы 1/350 – с катушки на моток (0,06 т) при второй и третьей скоростях волочения.

Методика перехода от расчетного количества одновременно обслуживаемых станков к нормативному количеству основана на анализе технических, организационных, эргономических и экономических факторов [10 – 12].

Приведена методика определения норм времени и выработки операторов-волочильщиков в условиях многостанового обслуживания с учетом скорости волочения, диаметра и вида готовой проволоки, нормативов часовой производительности станков каждого типа.

На основании разработанных моделей предложены мероприятия по внедрению двухстанового обслуживания в сталепроволочном цехе метизного производства, что позволило улучшить технико-экономические показатели (сократилась численность персонала, увеличилась производительность труда в 1,35 раза, уменьшилась себестоимость продукции на 2 %).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Тураев Т.Т., Батиров Я.А., Тожиев Б.А. Модернизация процесса волочения проволочного изделия. *Universum:*

- Технические науки: электрон. научн. журн.* 2019;3(60). URL: <http://7universum.com/ru/tech/archive/item/7049> (дата обращения: 12.12.2024).
2. Baek H.M., Jin Y.G., Hwang S.K., Im Y.-T., Son I.-H., Lee D.-L. Numerical study on the evolution of surface defects in wire drawing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012;212(4):776–785. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.10.028>
 3. Харитонов В.А., Усанов М.Ю. Совершенствование методики расчета маршрутов волочения для высокоуглеродистых сталей. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2017;(8):92–95.
Kharitonov V.A., Usanov M.Yu. Improving the methodology for calculating drawing routes for high-carbon steels. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2017;(8):92–95. (In Russ.).
 4. Fastyskovskii A.R., Chinokalo E.V. Long coiled reinforcement produced by drawing. *Steel in Translation*. 2019;49(7): 481–483. <https://doi.org/10.3103/S0967091219070052>
 5. Фастыковский А.Р., Мартюшев Н.В., Мусатова А.И., Савченко И.А., Карлина А.И. Обоснование нормативных моделей производительности листопркатного цеха. Сообщение 1. *Черные металлы*. 2024;(1):9–16. <https://doi.org/10.17580/chm.2024.01.02>
Fastyskovskii A.R., Martyushev N.V., Musatova A.I., Savchenko I.A., Karlina A.I. Substantiation of normative productivity models of the sheet-rolling shop. Message 1. *Chernye metally*. 2024;(1):9–16. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/chm.2024.01.02>
 6. Weingartshofer T., Bischof B., Kugi A. Optimization-based path planning framework for industrial manufacturing processes with complex continuous paths. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. 2023;82:102516. <https://doi.org/10.1016/j.rcim.2022.102516>
 7. Логинов Ю.Н., Грехов С.К. Формирование остаточных напряжений при волочении низкоуглеродистой проволоки. *Сталь*. 2021;(5):25–28.
Loginov Yu.N., Grekhov S.K. Generation of residual stresses in drawing low-carbon steel wire. *Stal'*. 2021;(5):25–28. (In Russ.)
 8. Кузнецов С.А., Скородумов И.С., Скородумова Е.А. Динамическое моделирование грубо-среднего прямооточного волочения проволоки на волоочильном стане с автомобильной трансмиссией в качестве привода. *Глобус*. 2020;4(50):31–40. <https://doi.org/10.31618/2658-5197-2020-50-4-6>
Kuznetsov S.A., Skorodumov I.S., Skorodumova E.A. Dynamic modeling of coarse-medium direct-flow wire drawing on a drawing mill with an automobile transmission as a drive. *Globus*. 2020;4(50):31–40. (In Russ.). <https://doi.org/10.31618/2658-5197-2020-50-4-6>
 9. Volokitina I., Volokitin A., Panin E., Fedorova T., Lawrinuk D., Kolesnikov A., Yerzhanov A., Gelmanova Z., Liseitsev Y. Improvement of strength and performance properties of copper wire during severe plastic deformation and drawing process. *Case Studies in Construction Materials*. 2023;19:e02609. <https://doi.org/10.1016/j.cscm.2023.e02609>
 10. Fung K.H., Khairuddin M.H.B., Shamsudin M.F., Ali W.F.F.W., Salleh M.S. Numerical simulation and prediction of stress distribution in multi-pass drawing process of steel rod. *AIP Conference Proceedings*. 2024;2925(1):020054. <https://doi.org/10.1063/5.0185776>
 11. Емельянов А.А., Шильникова О.В., Емельянова Н.З. Оптимизация производственных программ на основе результатов имитационного моделирования. *Прикладная информатика*. 2015;10(3(57)):109–121.
Emel'yanov A.A., Shil'nikova O.V., Emel'yanova N.Z. Optimization of production programs based on simulation results. *Prikladnaya informatika*. 2015;10(3(57)):109–121. (In Russ.).
 12. Головизнин С.М., Петров И.М., Иванцов А.Б. Оптимизация процесса мокрого волочения по критерию запаса прочности. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(9):609–614. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-609-614>
Goloviznin S.M., Petrov I.M., Ivantsov A.B. Optimization of wet drawing according to the ratio of breaking stress to draw stress. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(9):609–614. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-609-614>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Андрей Ростиславович Фастыковский, д.т.н., доцент, профессор кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-9259-9038

E-mail: omd@sibsiu.ru

Александра Ильинична Мусатова, старший преподаватель кафедры «Менеджмент и отраслевая экономика», Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-0171-5177

E-mail: musatova-ai@yandex.ru

Никита Владимирович Мартюшев, к.т.н., доцент отделения информационных технологий, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

ORCID: 0000-0003-0620-9561

E-mail: martjushev@tpu.ru

Andrei R. Fastyskovskii, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-9259-9038

E-mail: omd@sibsiu.ru

Aleksandra I. Musatova, Senior Lecturer of the Chair "Management and Branch Economy", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-0171-5177

E-mail: musatova-ai@yandex.ru

Nikita V. Martyushev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Department of Information Technology, Tomsk Polytechnic University

ORCID: 0000-0003-0620-9561

E-mail: martjushev@tpu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. Р. Фастыковский – формирование основной концепции, научное руководство, формулирование выводов.

А. И. Мусатова – разработка нормативных моделей функционирования системы, моделирование человеко-технической системы многостанового обслуживания.

Н. В. Мартюшев – обсуждение результатов работы, корректирование текста.

A. R. Fastykovskii – conceptualization, scientific guidance, formulation of conclusions.

A. I. Musatova – development of normative models of the system functioning, modeling of the human–technical system of multi-mill servicing.

N. V. Martyushev – discussion of results, text correction.

Поступила в редакцию 24.04.2024

После доработки 15.07.2024

Принята к публикации 15.11.2024

Received 24.04.2024

Revised 15.07.2024

Accepted 15.11.2024

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

ECONOMIC EFFICIENCY
OF METALLURGICAL PRODUCTION



УДК 338.2

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-90-97



Оригинальная статья

Original article

НАПРАВЛЕНИЯ ДЕКАРБОНИЗАЦИИ РОССИЙСКОЙ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

О. П. Черникова[✉], О. В. Афанасьева, Е. Г. Афанасьев

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

chernikovaop@yandex.ru

Аннотация. Черная металлургия – колоссальная отрасль с большим количеством промышленных объектов и оборудования, построенных на века. На нее приходится примерно 8 % текущих глобальных антропогенных выбросов оксида углерода CO₂. Будущее декарбонизации этих активов зависит от инвестиций крупных игроков рынка в разработку и внедрение прорывных технологий производства стали и от работы рынка углеродных единиц. При грамотном и ответственном управлении климатической повесткой компаний даже на фоне постоянно растущего спроса на сталь у металлургии есть все шансы снизить выбросы парниковых газов в 2,5 раза уже через 25 лет. При этом реализация производственно-экологических инноваций на предприятиях требует комплексного подхода. В рамках проведенного исследования изучали нормативные документы Правительства РФ, регламентирующие снижение углеродоемкости продукции, рост энергосбережения и уменьшение воздействия на климат металлургической отрасли. Выявлены критерии проектов устойчивого (в том числе зеленого) развития для производителей стали. Проведен анализ климатических инициатив EVRAZ Group, проводимых в рамках реализации принятой в компании стратегии декарбонизации. Определены климатические проекты российских промышленников, разработанных с целью выпуска и продажи углеродных единиц. Сформулированные ключевые направления декарбонизации отечественной черной металлургии включают операционные методы снижения прямых и косвенных выбросов парниковых газов, переход к экологически чистым технологиям, применение низкоуглеродных энергетических источников, внедрение замкнутых сырьевых циклов черных металлов, оптимизацию суммарной углеродоемкости портфеля активов. Реализация экологических и климатических проектов обеспечит устойчивое развитие металлургической отрасли, оптимизацию показателей комплексной эффективности, а также определит занимаемую нишу в конкурентной бизнес-среде.

Ключевые слова: черная металлургия, углеродоемкость стали, энергоэффективность, климатический проект, декарбонизация металлургии, выбросы парниковых газов, климатическая повестка

Для цитирования: Черникова О.П., Афанасьева О.В., Афанасьев Е.Г. Направления декарбонизации Российской черной металлургии. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):90–97. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-90-97>

DIRECTIONS OF DECARBONIZATION OF RUSSIAN FERROUS METALLURGY

O. P. Chernikova[✉], O. V. Afanas'eva, E. G. Afanas'ev

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

chernikovaop@yandex.ru

Abstract. Ferrous metallurgy is a colossal industry with a huge number of industrial facilities and equipment built for centuries. It accounts for approximately 8 % of current global anthropogenic emissions of CO₂ oxides. The future of decarbonization of these assets depends on investments by major market players in the development and implementation of breakthrough steel production technologies and operation of the carbon units market. With careful and responsible management of companies' climate agenda, even against the backdrop of ever-growing demand for steel, metallurgy has every chance of reducing greenhouse gas emissions by 2.5 times in 25 years. At the same time, the implementation of industrial and environmental innovations at enterprises requires an integrated approach. As part of the research, we studied the regulatory documents of the Government of the Russian Federation regulating reduction of carbon intensity of products, growth of energy conservation and reduction of the impact on climate of the metallurgical industry. Criteria for sustainable (including green) development projects for steel producers were identified. The analysis of EVRAZ Group's climate initiatives, carried out as part of the implementation of the company's decarbonization strategy, was conducted. The identified climatic projects of the Russian industrialists were developed with the aim of producing and selling coal units. The formulated key directions of decarbonization of domestic ferrous metallurgy include operational methods for reducing direct and indirect

greenhouse gas emissions, transition to environmentally friendly technologies, the use of low-carbon energy sources, introduction of closed crude cycles of ferrous metals, and optimization of the total carbon intensity of the asset portfolio. The implementation of environmental and climate projects will ensure the sustainable development of the metallurgical industry, optimize integrated efficiency indicators, and identify a niche in the competitive business environment.

Keywords: ferrous metallurgy, carbon intensity of steel, energy efficiency, climate project, decarbonization of metallurgy, greenhouse gas emissions, climate agenda

For citation: Chernikova O.P., Afanas'eva O.V., Afanas'ev E.G. Directions of decarbonization of Russian ferrous metallurgy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):90–97. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-90-97>

ВВЕДЕНИЕ

Мировая металлургия – консолидированная отрасль, производящая полуфабрикаты для других секторов экономики, имеющая высокий уровень переработки и нуждающаяся в высоких температурах, обеспечивающих работу технологических процессов [1–3]. Это масштабная социотехническая система, в которой занято более 6 млн человек и дополнительно по всей цепочке поставок создано 40 млн косвенных рабочих мест [4]. Мировая выручка отрасли составляет около 2,5 трлн долларов (3 % мирового ВВП) [5]. Растущий показатель отдачи от масштабов производства приводит к тому, что большая часть чугуна и стали производится несколькими крупными игроками (странами) [6–8].

По итогам 2023 г. по рейтингу World Steel Association Россия вошла в пятерку лидеров производителей стали с объемами производства 76 млн т (4 % от общемировой выплавки 1888 млн т), уступив позиции Китаю (54 %, 1019 млн т), Индии (7 %, 140 млн т), Японии (5 %, 87 млн т) и США (4 %, 81 млн т)¹. Доля экспорта продукции российской черной металлургии составила 40 % общего объема. Это, в основном, полуфабрикаты для производства глубокого передела (листа, проката и другой продукции).

Проблема изменения климата заставляет мировое сообщество стремиться к углеродной нейтральности и декарбонизации отраслей промышленности. Энерго- и углеродоемкий характер черной металлургии находится в фокусе внимания ученых разных стран (Китая [9; 10], Японии [11], Великобритании [12; 13], Тайланда [14], Швеции [15; 16], России [17–20], Украины [21], Кореи [22] и др.).

В конце 2022 г. Правительством утверждена Стратегия развития металлургической промышленности Российской Федерации на период до 2030 г., в которой обозначена цель перехода к декарбонизации отрасли, включающая развитие низкоуглеродных технологий, модернизацию производственных мощностей, а также меры государственной поддержки разработки и внедрения прорывных технологий [23].

Как правило, продукция черной металлургии поставляется промышленным потребителям (машино-

строению, металлообработке, строительной индустрии, железнодорожному транспорту и т. п.). Следовательно, декарбонизация металлургической отрасли имеет большой потенциал сокращения косвенных выбросов и в других секторах экономики [24].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование базируется на общенаучной методологии с использованием методов научной абстракции, диалектического развития, абстрактной логики, сравнительного анализа и обобщения информации, полученной из различных отечественных и зарубежных изданий за последнее время.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

За последние четыре года в России принят ряд нормативных документов, регламентирующих снижение углеродоемкости продукции, рост энергосбережения и уменьшение воздействия на климат: Стратегия социально-экономического развития РФ с низким уровнем выбросов парниковых газов до 2050 г.; федеральный закон «О проведении эксперимента по ограничению выбросов парниковых газов в отдельных субъектах РФ»; постановление Правительства РФ от 24.03.2022 г. № 455 «Об утверждении Правил верификации результатов реализации климатических проектов», постановление Правительства РФ от 24.03.2022 г. № 449 «Об утверждении Правил оценки достижения целевых показателей сокращения выбросов парниковых газов...» и др.

Постановлением Правительства Российской Федерации от 11.03.2023 г. № 373 был выпущен документ «О внесении изменений в постановление Правительства Российской Федерации от 21.09.2021 г. № 1587», согласно которому определены критерии проектов устойчивого (в том числе зеленого) развития для производителей стали:

- соответствие нижнему порогу индикатора удельных выбросов парниковых газов для различных переделов предприятий черной металлургии в соответствии со справочником наилучших доступных технологий;

- снижение фактических показателей загрязняющих выбросов и сбросов на 10 % и более;

¹ World Steel in Figures 2023. – URL: <https://worldsteel.org/data/world-steel-in-figures-2023/> (дата обращения 10.01.2025).

- повышение ресурсо- и энергоэффективности на 10 % и более;
- наличие замкнутого цикла водооборота без сброса производственных сточных вод;
- производство углеродистой и высоколегированной стали;
- применение перспективных технологий;
- использование технологии улавливания и хранения парниковых газов (CCS).

На фоне актуализации карбоновой повестки в EVRAZ Group разработана стратегия декарбонизации, предусматривающая реализацию с 2020 по 2060 гг. в соответствии с целями краткосрочными (до 2027 г.); среднесрочными (на период с 2030 – 2045 гг.); долгосрочными (до 2060 г.).

На этапе реализации краткосрочных целевых установок рассматриваются инициативы, направленные на снижение выбросов CO₂ в рамках проектов повышения энергоэффективности. Программа заполнена на ближайшие два года. Далее установлен целевой уровень снижения выбросов на 1 % в год. План-график проработки мер по декарбонизации производства на ближайшую перспективу приведен на рис. 1.

На этапе реализации среднесрочных проектов рассматриваются инициативы, направленные на снижение содержания CO₂ в «промежуточных решениях». В настоящее время сформирован перечень технологий для проработки возможностей для внедрения в дивизионах «Урал» и «Сибирь» (использование синтез-газа, холодного брикетирования, замена агломерата окатышами и пр.).

В рамках реализации долгосрочного видения наиболее целесообразной является конфигурация электроплавильного производства и холодно-брикетированного железа (DRI) к 2050 г. Ключевые факторы для проработки решений следующие: технологическая доступность, объем инвестирования, уровень операционных затрат.

В АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») уже реализован пилотный российский проект «Зеленые рельсы». Под «зелеными рельсами» понимают продукцию, на производство которой приходится в 4 раза меньше выбросов CO₂ по сравнению с доменно-конвертерной выплавкой стали. Углеродоемкость стали для проката рельсов составила около 0,5 т CO₂-экв. на т. Достижение низкого углеродного следа обеспечивается за счет электрометаллургического способа производства, использования возобновляемой энергетики и оптимальной технологии с увеличением доли металлолома в шихте.

Исследуются возможности внедрения инновационной технологии снижения углеродного следа за счет применения DRI, которое получают в результате прямого восстановления из железной руды (в виде кусков, окатышей или мелкой фракции) железа газом, который

содержит элементарный углерод или водород. Схема технологического процесса холодного брикетирования представлена на рис. 2.

К основным преимуществам DRI относятся однородность химического состава; низкое содержание вредных примесей; энергоэффективный и экологически чистый процесс производства; отсутствие зависимости поставок от сезонности; легкость в транспортировке и использовании.

В целях повышения прозрачности и обоснованности принимаемых производственно-экологических решений выполняется расчет углеродоемкости производства и углеродного следа продукции: обрабатываются запросы от клиентов по стальной, ванадиевой и коксохимической продукции с предоставлением необходимой информации; идет работа над расчетом углеродного следа по цепочке поставок.

Менеджмент компании проводит работу с площадками Российского союза промышленников и предпринимателей и ассоциации «Русская сталь» для митигации рисков углеродного регулирования и транслирования позиции предприятий черной металлургии. Проведен отраслевой бенчмаркинг выбросов CO₂ по предприятиям ассоциации для создания единой расчетной методики оценки углеродоемкости производства стали для формирования позиции отраслевого сообщества относительно рисков для черной металлургии при введении механизма взимания платы на углерод.

Оценить положение компании на соответствие статусу регулируемой организации по Постановлению Правительства РФ № 355 от 14.03.2022 г. «О критериях отнесения юридических лиц и индивидуальных предпринимателей к регулируемым организациям» в связи с требованиями закона № 296-ФЗ от 02.07.2021 г. «Об ограничении выбросов парниковых газов» в настоящее время можно на сайте Государственной информационной системы в области энергосбережения и повышения энергетической эффективности. Калькулятор расчета выбросов CO₂ по предприятиям черной металлургии предусматривает заполнение показателей, приведенных в табл. 1.

В настоящее время в дивизионе «Сибирь» реализуется проект по автоматизации расчетов выбросов парниковых газов в целях подготовки обязательной отчетности и, особенно, CBAM (*Carbon Border Adjustment Mechanism*), а также идет работа по автоматизации сбора данных для расчетов выбросов Score 3 (разрабатывается техническое задание и проводится инвестиционная оценка инициативы).

В дальнейшем полученный опыт будет транслироваться на предприятия Урала.

На предприятиях EVRAZ Group ответственно относятся к повестке снижения углеродного следа, в связи с чем, вопросы влияния на климат и устойчивое развитие компании отражаются в регулярно разрабатываемой документации:

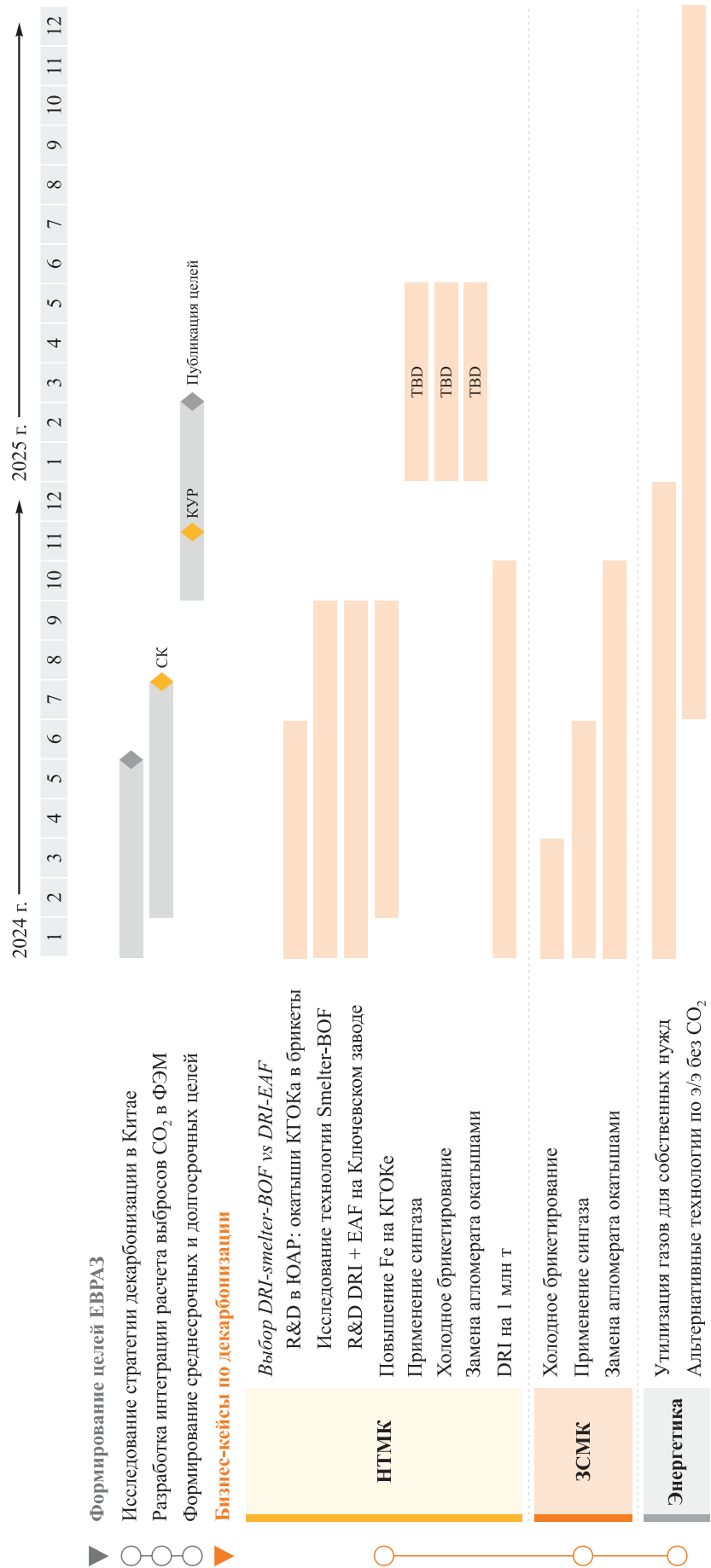


Рис. 1. План-график проработки мер по декарбонизации производства EVRAZ Group

Fig. 1. Schedule for working out decarbonization measures for EVRAZ Group

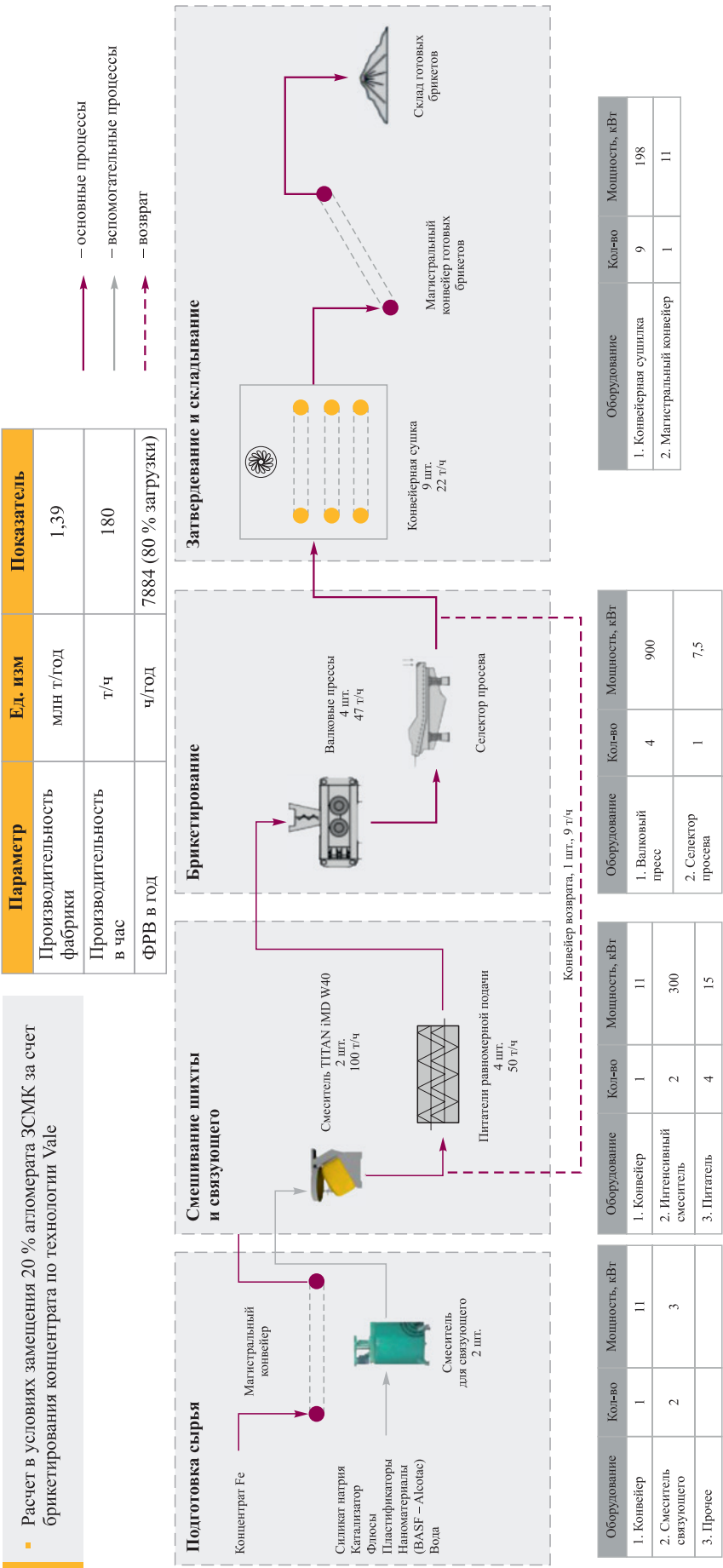


Рис. 2. Схема технологического процесса холодного брикетирования

Fig. 2. Diagram of technological process of cold briquetting

Таблица 1. Показатели производственных процессов предприятий черной металлургии

Table 1. Indicators of production processes of ferrous metallurgy enterprises

Производственный процесс	Парниковые газы, выделяемые в производственном процессе	Масса CO ₂ -экв на ед. показателя производственного процесса (коэффициент пересчета), тыс. т	Масса выбросов парникового газа в CO ₂ -экв, тыс. т
Производство кокса	CO ₂ , CH ₄	0,56	Расчетная величина
Производство агломерата	CO ₂ , CH ₄	0,20	Расчетная величина
Производство железорудных окатышей	CO ₂	0,03	Расчетная величина
Производство железа прямого восстановления	CO ₂ , CH ₄	0,53	Расчетная величина
Производство чугуна	CO ₂	1,50	Расчетная величина
Производство кислородно-конвертерной и мартеновской стали	CO ₂	0,13	Расчетная величина
Производство электростали	CO ₂	0,05	Расчетная величина
Производство феррохрома	CO ₂	1,30	Расчетная величина
Производство металлического кремния	CO ₂ , CH ₄	5,03	Расчетная величина
Производство ферросилиция	CO ₂ , CH ₄	4,83	Расчетная величина
Производство силикомарганца	CO ₂	1,40	Расчетная величина

– комплексном экологическом разрешении (с 2024 г. введено обязательное требование о включении информации по выбросам парниковых газов);

– обязательной государственной отчетности, заполняемой ежегодно через Государственную информационную систему в области энергосбережения и повышения энергетической эффективности (с 01.01.2025 г. обязательство всех предприятий с выбросами свыше 50 тыс. т CO₂);

– отчете об импортируемых товарах и их выбросах за последний квартал СВМ, составляемом на ежеквартальной основе;

– годовой корпоративной отчетности по устойчивому развитию.

Российские компании разных видов деятельности в современных условиях разрабатывают климатические проекты. Примеры самых крупных из них по объему выпуска углеродных единиц приведены в табл. 2. Среди всех представленных в российском реестре углеродных единиц проектов металлургия представлена только бизнес-структурами алюминиевой компании «РУСАЛ». Ни одного проекта от компаний отрасли черной металлургии в реестре нет, но есть предложение углеродных единиц (у.е.) для металлургов (80 824 742 у.е. планируемых к выпуску по результатам реализации 31 климатического проекта).

Выводы

В качестве ключевых направлений декарбонизации черной металлургии исследованием определены:

1. Операционные методы декарбонизации, предусматривающие повышение операционной эффективности деятельности; рост энергоэффективности производственных процессов; снижение косвенных выбросов от производства сырья и комплектующих (Score 3).

2. Переход к экологически чистым технологиям: DRI (*Direct Reduced Iron* – восстановление железа из руды или окатышей с использованием газов (CO, H₂, NH₃) и твердого углерода); Green H₂ DRI-EAF – использование в качестве восстановителя железной руды экологически чистого водорода; CCUS (*Carbon Capture, Use and Storage* – технологии улавливания, хранения и использования углерода) и т. п.

3. Применение низкоуглеродных энергетических источников (природного газа; водорода; биотоплива; возобновимых ресурсов).

4. Внедрение принципов циркулярной экономики: повторное использование и утилизация материальных и вторичных энергетических ресурсов, переработка, переход на вторичное сырье (лом).

5. Оптимизация суммарной углеродоемкости портфеля активов (вывод за периметр компании углеродоемкого производства, создание карбоновых ферм, приобретение углеродных единиц).

При формировании инвестиционного портфеля компаниям следует обратить внимание на проекты, которые потенциально можно оформить как климатические при соблюдении условий критерия дополненности.

Происходящие процессы декарбонизации на предприятиях черной металлургии позволяют повышать

Таблица 2. Климатические проекты российских компаний

Table 2. Climate projects of the Russian companies

Компания	Климатический проект	Выпуск углеродных единиц, у.е.	Срок реализации
АО «РУСАЛ Красноярск»	Авиационная охрана от пожаров лесного участка на территории Нижне-Енисейского лесничества, Сымского участкового лесничества, поселок Ярцево, Красноярский край, Россия	5 152 843	19.07.2019 – 19.10.2033 гг.
ПАО «Нижнекамскнефтехим»	Энергоэффективное перевооружение на ПАО «Нижнекамскнефтехим»	5 647 684	01.11.2022 – 31.10.2032 гг.
АО «РУСАЛ Урал»	Повышение энергоэффективности при производстве тепловой энергии на Красногорской ТЭЦ Уральского алюминиевого завода	800 152	08.06.2023 – 31.12.2036 гг.
ООО «Газпром МКС»	Предотвращение выбросов ПГ (метана) с использованием мобильных компрессорных станций при подготовке участков магистральных трубопроводов к проведению ремонтных работ	49 928 002	01.10.2019 – 31.12.2029 гг.
АО «Полус Красноярск»	Замещение выработки электроэнергии от угольных и нефтяных электростанций АО «Полус Красноярск	4 122 439	01.05.2018 – 30.04.2028 гг.
ПАО «Татнефть» им. В.Д. Шашина	Реконструкция криогенной установки по глубокой переработке сухого отбензиненного газа с выпуском новых продуктов Управление «Татнефтегазпереработка» ПАО «Татнефть»	1 963 434	01.01.2021 – 31.12.2034 гг.
АО «Делфин Групп»	Сокращение выбросов парниковых газов за счет использования технологии регенерации отработанного смазочного масла	6 187 316	01.03.2024 – 28.02.2039 гг.

показатели энергоэффективности, обновлять технологию производства стали в электросталеплавильных дуговых печах, увеличивают использование вторичного металла, ведут к развитию водородных технологий, развивают технологии прямого улавливания CO₂. Реализация таких проектов предопределяет дальнейшее устойчивое развитие металлургической отрасли, динамику показателей эффективности, а также занимаемую нишу в конкурентной бизнес-среде.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Worldsteel Association, World Steel in Figures 2019. Brussels; 2019:30.
- Donskoi E., Poliakov A., Manuel J.R. Automated optical image analysis of natural and sintered iron ore. In: *Iron Ore*. Woodhead Publishing; 2015:101–159.
<https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-156-6.00004-6>
- Carpenter A. CO₂ Abatement in the Iron and Steel Industry. IEA Clean Coal Cent; 2012:119.
- Gleich A., Ayres R.U., Gossling-Reisemann S. Sustainable Metals Management: Securing Our Future-steps Towards a Closed Loop Economy 19. Springer Science & Business Media; 2007:395.
<https://doi.org/10.1007/1-4020-4539-5>
- IEA, Iron and Steel Technology Roadmap. Paris; 2020:187.
- Industrial Decarbonisation and Energy Efficiency Roadmaps to 2050 – Iron and Steel. Montreal; 2015:106.
- Crompton P., Lesourd J.-B. Economies of scale in global iron-making. *Resources Policy*. 2008;33(2):74–82.
<https://doi.org/10.1016/j.resourpol.2007.10.005>
- 2020 World Steel in Figures. Brussels: Worldsteel Association, 2020:30.
- Xu W., Wan B., Zhu T., Shao M. CO₂ emissions from China's iron and steel industry. *Journal of Cleaner Production*. 2016;139:1504–1511.
<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2016.08.107>
- Jing R., Yasir M.W., Qian J., Zhang Z. Assessments of greenhouse gas (GHG) emissions from stainless steel production in China using two evaluation approaches. *Environment Progress & Sustainable Energy*. 2019;38(1):47–55.
<https://doi.org/10.1002/ep.13125>
- Kuramochi T. Assessment of midterm CO₂ emissions reduction potential in the iron and steel industry: a case of Japan. *Journal of Cleaner Production*. 2016;132:81–97.
<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2015.02.055>
- Griffin P.W., Hammond G.P. Analysis of the potential for energy demand and carbon emissions reduction in the iron and steel sector. *Energy Procedia*. 2019;158:3915–3922.
<https://doi.org/10.1016/j.egypro.2019.01.852>
- 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>
- Juntueng S., Towprayoon S., Chiarakorn S. Energy and carbon dioxide intensity of Thailand's steel industry and greenhouse gas emission projection toward the year 2050. *Resources, Conservation and Recycling*. 2014;87:46–56.
<https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2014.03.014>
- Larsson M., Dahl J. Reduction of the specific energy use in an integrated steel plant – The effect of an optimisation

- model. *ISIJ International*. 2003;43(10):1664–1673.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1664>
16. Wang Ch., Ryman Ch., Dahl J. Potential CO₂ emission reduction for BF – BOF steelmaking based on optimised use of ferrous burden materials. *International Journal of Greenhouse Gas Control*. 2009;3(1):29–38.
<https://doi.org/10.1016/j.ijggc.2008.06.005>
 17. Глушакова О.В., Черникова О.П. Институционализация ESG-принципов на международном уровне и в Российской Федерации, их влияние на деятельность предприятий черной металлургии. Часть 1. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(2):253–264.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-253-264>
 Glushakova O.V., Chernikova O.P. Institutionalization of ESG principles at the international level and in the Russian Federation, their impact on the activities of ferrous metallurgy enterprises. Part 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(2):253–264. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-253-264>
 18. Буторина И.В., Буторина М.В., Власов А.А., Семенча А.В. Оценка возможности декарбонизации черной металлургии. *Черные металлы*. 2022;(3):71–77.
<https://doi.org/10.17580/chm.2022.03.13>
 Butorina I.V., Butorina M.V., Vlasov A.A., Semench A.V. Assessment of the possibility of ferrous metallurgy decarbonization. *Chernye metally*. 2022;(3):71–77. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17580/chm.2022.03.13>
 19. Клименко А.В., Терешин А.Г., Прун О.Е. Пути снижения выбросов парниковых газов в черной металлургии России. *Промышленная энергетика*. 2023;(9):8–19.
<https://doi.org/10.34831/EP.2023.67.59.002>
 - Klimenko A.V., Tereshin A.G., Prun O.E. Ways to reduce greenhouse gas emissions in the ferrous metallurgy of Russia. *Promyshlennaya energetika*. 2023;(9):8–19. (In Russ.).
<https://doi.org/10.34831/EP.2023.67.59.002>
 20. Черникова О.П., Златицкая Ю.А. Ресурсоэффективность металлургического производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(6):390–398.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-390-398>
 Chernikova O.P., Zlatitskaya Yu.A. Resource efficiency of metallurgical production. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(6):390–398. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-6-390-398>
 21. Glushchenko A.M. Decarbonization of the steel industry: The role of state economic policy. *The Problems of Economy*. 2020;(1(43)):340–347.
<https://doi.org/10.32983/2222-0712-2020-1-340-347>
 22. Yoon Y., Kim Y.-K., Kim J. Embodied CO₂ emission changes in manufacturing trade: Structural decomposition analysis of China, Japan, and Korea. *Atmosphere*. 2020;11(6):597.
<https://doi.org/10.3390/atmos11060597>
 23. Стратегия развития металлургической промышленности Российской Федерации на период до 2030 года утверждена распоряжением Правительства РФ от 28 декабря 2022 г. № 4260-р. URL: <http://publication.pravo.gov.ru/Document/View/0001202212300019> (дата обращения 10.01.2025).
 24. Skelton A.C.H., Allwood J.M. The incentives for supply chain collaboration to improve material efficiency in the use of steel: An analysis using input output techniques. *Ecological Economics*. 2013;89:33–42.
<https://doi.org/10.1016/j.ecolecon.2013.01.021>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Оксана Петровна Черникова, к.э.н., доцент, заведующий кафедрой экономики, учета и финансов, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-5410-6623
E-mail: chernikovaop@yandex.ru

Oksana P. Chernikova, Cand. Sci. (Economics), Assist. Prof., Head of the Chair of Economics, Accounting and Finance, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5410-6623
E-mail: chernikovaop@yandex.ru

Ольга Владимировна Афанасьева, магистрант, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: ova-75@mail.ru

Ol'ga V. Afanas'eva, MA Student, Siberian State Industrial University
E-mail: ova-75@mail.ru

Евгений Геннадьевич Афанасьев, магистрант, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: evggen2475@gmail.com

Evgenii G. Afanas'ev, MA Student, Siberian State Industrial University
E-mail: evggen2475@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

О. П. Черникова – концепция работы, анализ результатов, написание статьи.
О. В. Афанасьева – обзор литературы, написание статьи.
Е. Г. Афанасьев – обзор литературы, написание статьи.

O. P. Chernikova – conceptualization, analysis of results, writing the article.
O. V. Afanas'eva – literature review, writing the article.
E. G. Afanas'ev – literature review, writing the article.

Поступила в редакцию 12.08.2024
 После доработки 26.08.2024
 Принята к публикации 28.10.2024

Received 12.08.2024
 Revised 26.08.2024
 Accepted 28.10.2024



УДК 62-932.2

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-98-105



Оригинальная статья
Original article

РАЗРАБОТКА АГРЕГАТА ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ НЕПРЕРЫВНОГО ДЕЙСТВИЯ*

В. А. Мурашов[✉], К. В. Строгонов, А. К. Бастынец, Д. Д. Львов

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

✉ MurashovViacA@mpei.ru

Аннотация. Рост потребления качественной стали диктует необходимость увеличения количества стали, проходящей процесс вакуумирования, так как обработка стального расплава под вакуумом улучшает ее свойства за счет уменьшения в ней газовых и неметаллических включений. Однако рост цен на топливо и стремление к переходу на безуглеродную металлургию требуют снижения энергоемкости и, как следствие, сокращения потребления энергоресурсов. Достичь этого можно переходом на непрерывное производство, сокращая период технологического простоя высокотемпературного оборудования, температура которого должна поддерживаться для увеличения срока службы футеровки и повышения качества конечного продукта. Однако для перехода на непрерывное сталеплавильное производство требуется разработка ряда новых технологических узлов, способных функционировать в рамках сталеплавильного агрегата непрерывного действия, в том числе и агрегата внепечной обработки расплава. Целью работы является разработка теоретических основ для узла внепечной обработки стального расплава, включающего в себя вакууматор непрерывного действия. В работе представлен узел внепечной обработки стального расплава с вакууматором непрерывного действия II-образного типа, являющийся частью агрегата непрерывного жидкофазного восстановления железа производительностью 10 т/ч для получения стали Ст3. Изучено влияние остаточного давления в вакуум-камере на скорость дегазации и время всплытия пузырька газа. Габариты вакууматора определены с учетом производительности агрегата восстановления железа. Авторы произвели подбор многослойной футеровки, а также провели оценку потерь в окружающую среду с учетом конвективного и лучистого теплообмена.

Ключевые слова: энергоэффективность, непрерывное вакуумирование, сталь, расплав, разрезание, сталеплавильный агрегат непрерывного действия, внепечная обработка, внедомненное восстановление железа

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00421, <https://rscf.ru/project/24-29-00421>.

Для цитирования: Мурашов В.А., Строгонов К.В., Бастынец А.К., Львов Д.Д. Разработка агрегата внепечной обработки стали непрерывного действия. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(1):98–105. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-98-105>

DEVELOPMENT OF A CONTINUOUS EXTRA-FURNACE STEEL PROCESSING UNIT

V. A. Murashov[✉], K. V. Strogonov, A. K. Bastynets, D. D. Lvov

Moscow Power Engineering Institute (14 Krasnokazarmennaya Str., Moscow 111250, Russian Federation)

✉ MurashovViacA@mpei.ru

Abstract. The increase in consumption of high-quality steel dictates the need for more steel undergoing the vacuum process, since processing the steel melt under vacuum improves its properties by reducing gas and non-metallic inclusions in it. However, rising fuel prices and the desire to transition to carbon-free metallurgy require the industry to reduce energy intensity and, as a consequence, reduce energy consumption. This can be achieved by switching to continuous production, reducing the period of technological downtime of high-temperature equipment, the temperature of which must be maintained to increase the lining service life and improve the final product quality. But the transition to continuous steelmaking requires the development of a number of new technological units capable of functioning within the framework of the continuous steelmaking unit, including the extra-furnace processing unit for the melt. The propose of the work was development of a theoretical basis for extra-furnace processing unit of molten steel with a continuous degasser. A unit for extra-furnace processing of steel melt with a continuous U-shaped vacuum degasser is presented, which is part of a unit for continuous liquid-phase iron reduction with a capacity of 10 tons per hour for production of St3 steel. The authors studied the influence of residual pressure in a vacuum chamber on the rate of degassing and the time of a gas bubble ascent. Dimensions of the vacuum degasser were determined taking into account the productivity of the iron reduction unit. A multilayer lining was selected, and losses to the environment were assessed, taking into account convective and radiant heat transfer.

* В связи с наличием различных мнений рецензентов, как отрицательных, так и положительных, главным редактором принято решение опубликовать эту статью как дискуссионную.

Keywords: energy efficiency, continuous degassing, steel, melt, vacuum, continuous steel making unit, extra-furnace processing, nonblast-furnace iron reduction

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant no. 24-29-00421, <https://rscf.ru/project/24-29-0042>.

For citation: Murashov V.A., Strogonov K.V., Bastynets A.K., Lvov D.D. Development of a continuous extra-furnace steel processing unit. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):98–105. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-98-105>

ВВЕДЕНИЕ

Непрерывный рост индустриализации и населения планеты приводит к росту потребления стали. За последние 22 года (с 2000 по 2022) мировой выпуск стали в среднем ежегодно увеличивается на 4 %. И, не смотря на сокращение общемирового производства стали в 2023 г., в России оно выросло на 5,6 %. При этом объем общемирового выпуска стали в 2023 г. составил 1888 млн т¹. С увеличением производства увеличиваются и расход топлива, и выбросы в окружающую среду, в частности выбросы парниковых газов, например, CO₂. Высокая концентрация последнего является одним из факторов повышения средней температуры на поверхности земли [1; 2]. Поэтому важно снижать энергоемкость стальной продукции, в том числе и за счет повышения энергоэффективности производства стали.

Переход на непрерывные процессы производства, в частности САНД (сталеплавильный агрегат непрерывного действия), позволит снизить удельные энергозатраты и выбросы вредных веществ в окружающую среду в сравнении с традиционными технологиями производства стали [3 – 5]. Однако переход на непрерывные процессы требует разработки новых узлов и агрегатов, способных работать безостановочно, в том числе и агрегатов внепечной обработки стального расплава.

Под внепечной обработкой стали подразумевается ряд технологических операций по получению жидкой стали необходимого качества, осуществляемый в традиционной металлургии вне сталеплавильного агрегата. Данные процессы проходят вне основного агрегата, увеличивая производительность всей технологической цепочки.

Внепечная обработка стали позволяет улучшить качество стали, в частности его механические свойства, коррозионную стойкость и другие показатели, тем самым получить более качественную продукцию, что крайне важно и необходимо при производстве высококачественных сталей [6; 7].

Научная новизна работы заключается в разработке агрегата внепечной обработки расплава, работающего в рамках САНД и включающего в себя зону подачи легирующих и вакууматор непрерывного действия

П-образного типа [3], и в определении времени всплытия пузырька аналитическими и расчетными методами. Практическая значимость направлена на снижение энергоемкости стали при ее внепечной обработке, в частности в процессе вакуумирования, улучшения показателей стойкости футеровки за счет сокращения числа тепловых перепадов, связанных с технологическим простым оборудования [8], и сокращения выбросов вредных веществ за счет снижения выхода отходящих газов.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектом разработки является зона внепечной обработки стального расплава, работающая в рамках САНД производительностью 10 т/ч стали. Она включает в себя два основных участка: зону раскисления и легирования и зону вакуумирования.

Процессы раскисления и легирования необходимы для получения стали требуемого состава и качества с необходимыми прочностными свойствами. Для этого в ходе внепечной обработки могут подаваться элементы в порядке от слабо окисляющихся к сильно окисляющимся, т. е. с учетом сродства элемента к кислороду, что способствует снижению их угара. Так, например, угар для марганца может составлять 10 – 35 %, кремния – 15 – 25 %, алюминия – 60 – 90 %.

По агрегатному состоянию подающихся элементов легирование можно разделить на следующие категории: легирование твердыми ферросплавами; легирование жидкими ферросплавами; легирование экзотермическими ферросплавами.

Для определения перечня и количества элементов необходимо знать выпускаемый сортмент. Наиболее распространенным сортментом стали является Ст3, поэтому система для подачи легирующих будет разрабатываться под получение Ст3.

Согласно ГОСТ 380–2005 [9] Ст3 должна иметь следующий химический состав:

- углерод 0,14 – 0,22 %;
- марганец 0,40 – 0,65 %;
- кремний 0,15 – 0,30 %.

Поскольку разрабатываемый вакууматор будет непрерывного действия, то в качестве источника восстановленного железа может использоваться агрегат жидкофазного восстановления железа природным газом [10] с уменьшенной производительностью 10 т/ч, выбор которого обоснован существующим комплексом непрерывной разливки металла в лист валко-

¹ World Steel in Figures 2022. Available at URL: <https://worldsteel.org/steel-topics/statistics/world-steel-in-figures-2022/> (Accessed: 09.09.2024).

вым способом. Из реактора жидкофазного восстановления жидкий металл выходит, имея в своем составе 99,9 % железа [10]. Поэтому для получения Ст3 с учетом химического сродства элементов с кислородом предлагается следующая схема подачи ферросплавов: на первом этапе подача ферромарганца в струю жидкого металла, выходящего из агрегата восстановления, а затем подача ферросилиция в процессе вакуумирования. При этом, с учетом опыта легирования в традиционной металлургии и непрерывности процесса, добавки предполагается подавать в твердом порошкообразном виде в струе аргона под давлением, аналогично подаче кальция.

Протекающие реакции эндотермичны, поэтому для ускорения процесса дегазации расплава рекомендуется повысить температуру жидкой стали перед вакуумированием до температуры порядка 1600 °С за счет перегрева в реакторе восстановления или с помощью электродов, установленных в зоне подачи ферромарганца.

Определить количество необходимого легирующего компонента можно по формуле

$$G_l = \frac{100G_m(E_e - E_m)}{E_l(100 - U_e)}, \quad (1)$$

где G_l – массовый расход легирующего компонента, кг/с; G_m – массовый расход металла, кг/с; U_e – доля угара легирующих, %; E_e , E_m , E_l – доля легирующего компонента в конце процесса, в начале процесса, в легирующих соответственно.

Угар легирующих примесей около 25 %, подавать предполагается ферромарганец ФМн78(Б) и ферросилиций ФС90.

После процессов раскисления и легирования сталь поступает в вакууматор непрерывного действия П-образного типа [11].

Для разрабатываемого агрегата было решено принять внутреннюю длину вакуум-камеры с учетом предполагаемых толщин футеровки и необходимости в пережиге в 1200 мм.

Исходя из производительности установки в 10 т/ч и длины вакуум-камеры, можно рассчитать ширину вакуум-камеры. Для это необходимо знать время дегазации расплава. Одним из факторов, определяющим время дегазации, является время всплытия пузырька, которое будет зависеть от скорости его всплытия и высоты слоя расплава. Скорость всплытия пузырька при стоксовом режиме всплытия (число Рейнольдса $Re < 1$) можно определить по формуле (2), при числах Re от 10 до 1000 она описывается уравнением Маленкова (3)

$$U = \frac{2\alpha g \rho R^2}{9\mu}; \quad (2)$$

$$U = \alpha \sqrt{\beta \frac{2\sigma}{D\rho} + \frac{gD}{2}}, \quad (3)$$

где α и β – числовые константы, равные при теоретическом выводе единице; $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$ – плотность жидкого металла при 1400 °С; R – радиус газового пузырька; $\mu = 0,0064 \text{ Па}\cdot\text{с}$ – вязкость расплава стали; D – диаметр газового пузырька; $\sigma = 1,25$ – коэффициент поверхностного натяжения.

Зададимся характерным диаметром пузырька, равным 1 мм.

Внутри вакуум-камеры создается вакуум, который скажется на габаритах всплывающего пузырька. Изменение диаметра в зависимости от разрежения над поверхностью расплава можно определить по формуле

$$D = D_0 \sqrt[3]{\frac{P_0}{P_{\text{абс}}}}, \quad (4)$$

где $D_0 = 0,001 \text{ м}$ – характерный диаметр пузырька; $P_0 = 101,3 \text{ кПа}$ – атмосферное давление над расплавом; $P_{\text{абс}}$ – абсолютное давление над поверхностью расплава.

Определив режим течения, можно рассчитать время всплытия пузырька с учетом высоты слоя расплава:

$$\tau = \frac{h}{U}, \quad (5)$$

где $h = 0,4 \text{ м}$ – высота слоя расплава, принятая с учетом методических рекомендаций.

По данным работ [12; 13] в процессе вакуумирования можно выделить три стадии удаления пузырька: образование пузырьков газа; всплытие газовых пузырей; удаление пузырьков с поверхности расплава.

Время вакуумирования жидкого металла можно определить согласно уравнению [12 – 14]

$$\tau = -\frac{1}{K_H} \ln \left(\frac{[\% \text{ H}_K] - [\% \text{ H}_{\text{равн}}]}{[\% \text{ H}_H] - [\% \text{ H}_{\text{равн}}]} \right), \quad (6)$$

где $K_H = 0,13 \text{ мин}^{-1}$ – константа скорости удаления водорода; $[\% \text{ H}_K] = 1,5 \text{ ppm}$ – конечная концентрация водорода (принятая согласно промышленной практике); $[\% \text{ H}_H] = 6 \text{ ppm}$ – начальная концентрация водорода (принятая с учетом литературных данных); $[\% \text{ H}_{\text{равн}}] = 0,8 \text{ ppm}$ – равновесная концентрация водорода (табл. 1).

На рис. 1 представлен график зависимости времени процесса внепечной обработки расплава (вакуумирования) от абсолютного давления в вакуум-камере, график построен по уравнению (6) и данным табл. 1.

Определить ширину вакуум-камеры можно по формуле

$$b = \frac{G}{Lh\rho} \tau. \quad (7)$$

Чтобы обеспечить единую скорость течения расплава в вакууматоре и агрегате восстановления, следует

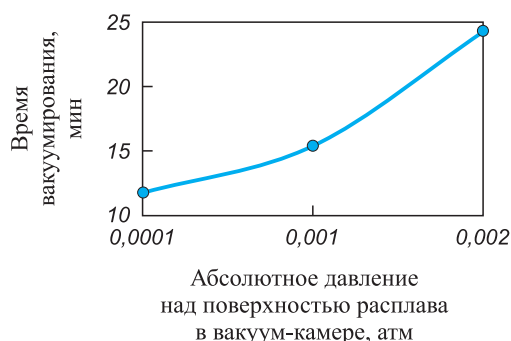


Рис. 1. Зависимость времени дегазации от давления над поверхностью расплава

Fig. 1. Dependence of degassing time on pressure above the melt surface

Таблица 1. Равновесное содержание водорода в зависимости от абсолютного давления в вакуум-камере

Table 1. Equilibrium hydrogen content depending on the absolute pressure in the vacuum chamber

P_{H_2} , атм	1,0	0,1	0,01	0,001
[H], ppm	25,6	8,1	2,6	0,8

уравновесить давление в точках на одном уровне в зоне внепечной обработки расплава и на входе в подъемном патрубке вакуум-камеры, для чего необходимо создать в патрубке давление слоем расплава. С учетом этого высота патрубков должна быть порядка 1,3 м, что сопоставимо с габаритами циркуляционных вакууматоров [15].

Также следует оставить и запас между поверхностью расплава и свода, так как в процессе дегазации крупные пузыри могут уносить капли расплава и вредить футеровке свода.

Для удобства обслуживания и замены вакуум-камера должна быть быстроразъемным элементом узла внепечной обработки, а для подачи легирующих и инертного газа снабжена патрубками их подачи, встроенными в подъемный патрубок.

В случаях экстренной остановки сталеплавильного агрегата конструкция вакууматора должна обеспечить возможность легкого слива находящегося внутри

вакуум-камеры расплава, для чего под вакуум-камеры имеет наклон не менее 3° .

Для равномерного разрежения в вакууматоре предлагается наличие не менее двух патрубков, подключенных к системе создания вакуума.

Поскольку разрабатываемый вакууматор имеет относительно малую производительность порядка 10 т/ч, то наиболее эффективным является использование системы создания вакуума на основе механических насосов. Согласно работам [16; 17], при использовании механических насосов вместо парожеткорных эксплуатационные затраты (условно-переменные издержки) сокращаются минимум на 80 %. При этом капитальные затраты для установок малой тоннажности остаются на том же уровне, что и для систем на парожеткорных насосах.

Подбор теплоизоляционных материалов происходил с учетом рекомендаций справочника под авторством Кашеева И.Д. [18] и производителей футеровки², а также чертежам действующих РН-вакууматоров.

В табл. 2 представлена конструкция элементов ограждения вакууматора: количество слоев, толщина слоя, материал слоя. Слои перечислены в порядке от внутренних к наружным.

Расчетная схема ограждающей конструкции в общем виде представлена на рис. 2.

С учетом рис. 2 интегральное уравнение, позволяющее определить удельный тепловой поток через ограждающую конструкцию, будет иметь следующий вид:

$$\frac{1}{\delta_0} \int_{t_1}^{t_{\text{вн}}} \lambda_0(t) dt = \frac{1}{\delta_1} \int_{t_2}^{t_1} \lambda_1(t) dt = \frac{1}{\delta_2} \int_{t_{\text{нар}}}^{t_2} \lambda_2(t) dt = \alpha_{\text{сум}} (t_{\text{нар}} - t_{\text{ос}}), \quad (8)$$

где $\alpha_{\text{сум}}$ – суммарный коэффициент теплоотдачи с учетом конвективного и лучистого теплообмена, Вт/(м²·°C), определяемый формуле (9); λ – коэффициент теплопроводности материала футеровки, Вт/(м·°C),

² RHI Magnesita. The driving force of the refractory industry. Available at URL: <https://www.rhimagnesita.com/> (Accessed: 09.09.2024).

Таблица 2. Конструкция элементов ограждения вакууматора

Table 2. Design of vacuum degasser fencing elements

Элемент ограждения	Количество слоев	Характеристика слоев: материал – толщина (мм)		
		1	2	3
Свод	3	ПХПП – 150	ШЛ-1,0 – 100	ШВП-350 – 100
Стена	3	ПХПП – 250	ШЛ-1,0 – 100	ШВП-350 – 100
Под	1	ПХПП – 500	–	–

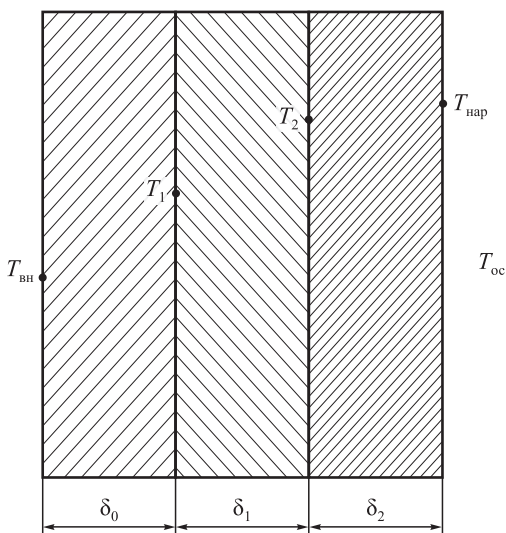


Рис. 2. Расчетная схема футеровки вакууматора:

$T_{\text{вн}}$, $T_{\text{нар}}$ – температура на внутренней и наружной поверхности ограждения соответственно;
 $T_{\text{ос}}$ – температура окружающей среды; T_1 – температура между внутренним и средним слоем футеровки;
 T_2 – температура между средним и наружным слоем футеровки;
 δ_0 , δ_1 , δ_2 – толщина внутреннего, среднего и наружного слоя футеровки

Fig. 2. Calculation of vacuum degasser lining:

$T_{\text{вн}}$, $T_{\text{нар}}$ – temperature on the inner and outer surfaces of the fence, respectively;
 $T_{\text{ос}}$ – ambient temperature;

T_1 – temperature between the inner and middle layer of the lining;
 T_2 – temperature between the middle and outer layer of the lining;
 δ_0 , δ_1 , δ_2 – thickness of the inner, middle and outer layer of the lining

определяемый по (10); δ – толщина слоя футеровки, м,
 t – температура, °C.

$$\alpha_{\text{сум}} = n_0 + n_1(t_{\text{нар}} - 20)^{n_2}; \quad (9)$$

$$\lambda = k_0 + k_1 t. \quad (10)$$

Коэффициенты для уравнений представлены в табл. 3, 4.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно формуле (1) для получения стали требуемого сортамента с учетом угара легирующих около 25 % необходимо будет добавлять:

- ферромарганца ФМн78(Б) – 11,5 кг/т;
- ферросилиция ФС90 – 2,9 кг/т.

Содержание в стали марганца составит 0,64 %, кремния – 0,25 %, что соответствует требованиям для СтЗ согласно ГОСТ [10].

Скорость всплытия пузырька по уравнениям (2) и (3) в зависимости от диаметра пузырька представлена на рис. 3.

Из графика следует, что критический диаметр пузырька газа, удовлетворяющего стоксовому всплы-

Таблица 3. Коэффициенты аппроксимации n_i

Table 3. Approximation coefficients n_i

Элемент ограждения	n_0	n_1	n_2
Свод	7,09	0,68	0,562
Боковая стена	7,20	0,56	0,592
Под	7,20	0,485	0,614

Таблица 4. Свойства материалов ограждения

Table 4. Properties of fencing materials

Материал	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°C)
ПХПП	2,5
ШЛ-1,0	$0,35 + 35 \cdot 10^{-5}t$
ШВП-350	$0,115 + 9,6 \cdot 10^{-5}t$

тию, равен 0,1 мм, следовательно, скорость пузырька с характерным размером 1 мм описывается уравнением (3), подставив которое совместно с (4) в формулу (5), определим время всплытия пузырька, равное 1,3 с. Из этого можно сделать вывод о том, что скорость всплытия газового пузыря не является определяющим фактором при дегазации стали. Следовательно, согласно уравнению (6) и рис. 1, время дегазации жидкого металла составит около 15,5 мин.

Исходя из времени процесса и производительности в 10 т/ч по формуле (7) определим ширину вакуум-камеры, она составит 0,7 м.

Удельные тепловые потоки через разные части ограждающих конструкций, а также температура поверхности вакууматора, рассчитанные по формулам (8) – (10), представлены в табл. 5.

Полученные значения удельного теплового потока сопоставимы с показателями для действующих РН-вакууматоров с учетом радиационного теплообмена. Удельный тепловой поток с пода вакуум-камеры не

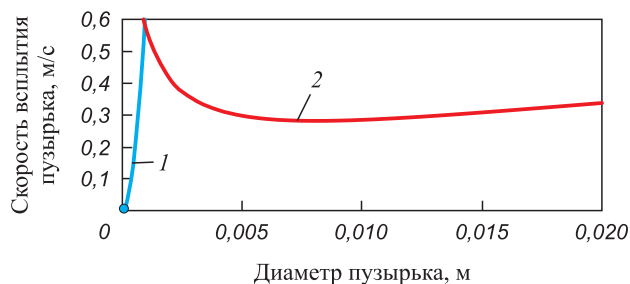


Рис. 3. Зависимость скорости всплытия пузырька от диаметра при различных режимах всплытия: 1 – стоксовый режим; 2 – формула Маленкова

Fig. 3. Dependence of bubble ascent velocity on diameter under different ascent modes: 1 – Stokes mode; 2 – Malenkov's equation

Таблица 5. Удельный тепловой поток для элементов ограждения

Table 5. Specific heat flux for fencing elements

Элемент ограждения	Удельный тепловой поток, кВт/м ²	Температура наружной поверхности, °С
Свод	1662	122
Боковая стенка	1561	119

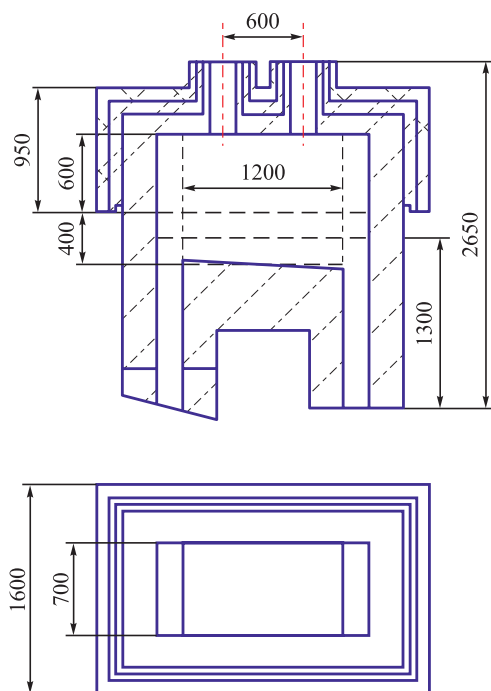


Рис. 4. Эскизный чертеж вакуум-камеры (разрез сбоку и вид снизу)

Fig. 4. Schematic drawing of a vacuum chamber (side cut and bottom view)

определялся, так как под вакуум-камеры напрямую не контактирует с окружающей средой.

Эскизный чертеж вакуум-камеры с учетом полученных ранее внутренних размеров и толщины футеровки представлен на рис. 4.

Согласно рис. 4, площадь наружной поверхности свода составит 3,6 м², а площадь боковых стен, контактирующих с окружающей средой – 7,8 м². Следовательно потери в окружающую среду составят около 18,2 кВт.

Эскизный чертеж агрегата внепечной обработки для непрерывной дегазации стального расплава представлен на рис. 5.

На эскизных чертежах предусмотрена система подачи легирующих в потоке аргона под давлением в струю расплава 1 и система продувки инертным газом в процессе вакуумирования 2.

Выводы

С учетом ежегодного увеличения выпуска стали, в том числе и вакуумированной, перед сталелитейной промышленностью стоит задача по повышению эффективности производства и снижению затрат топлива. Переход на непрерывные процессы согласно источникам [19 – 21] позволяет снизить энергозатраты процессов и энергоемкость продукции.

В работе представлен агрегат внепечной обработки стали производительностью 10 т/ч расплава, включающий в себя вакууматор непрерывного действия П-образного типа. Для производства стали Ст3 проработан вопрос подачи легирующих: ферромарганец подается в виде порошка под давлением в струю расплава при переливе его из зоны восстановления железа в зону внепечной обработки, а ферросилиций – в вакууматор совместно с инертным газом для продувки. При этом расход легирующих при производстве стали Ст3 из жидкофазно восстановленного железа составит:

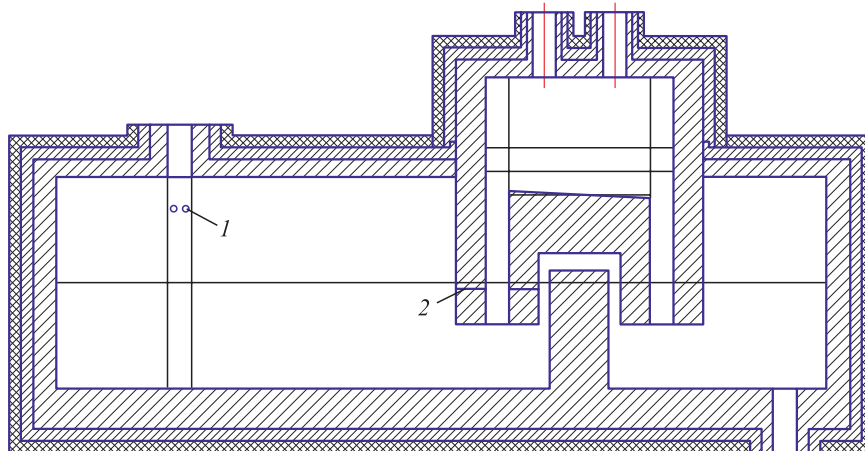


Рис. 5. Эскизный чертеж агрегата внепечной обработки расплава

Fig. 5. Schematic drawing of an extra-furnace melt processing unit

- ферромарганца ФМн78(Б) – 11,5 кг/т;
- ферросилиция ФС90 – 2,9 кг/т.

Вакуум в вакуум-камере предлагается создавать с помощью механических вакуумных насосов, так как в сравнении с парожеткаторной системой капитальные и эксплуатационные затраты, в том числе и затраты энергоресурсов, будут ниже.

Время дегазации расплава составит около 15,5 мин при высоте слоя расплава 0,4 м, ширине и длине внутренней части вакуум-камеры 0,7 и 1,2 м соответственно. Суммарные потери в окружающую среду через свод и боковые стенки с учетом многослойности футеровки будут равны 18,2 кВт, потери через под не учитываются, так как он не контактирует с окружающей средой. Температура наружной поверхности свода составит 122 °С, боковых стен – 119 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Ekwurzel B., Boneham J., Dalton M., Heede R., Mera R., Allen M., Frumhoff P. The rise in global atmospheric CO₂, surface temperature, and sea level from emissions traced to major carbon producers. *Climatic Change*. 2017;144(4): 579–590. <https://doi.org/10.1007/s10584-017-1978-0>
2. Gordon Y., Kumar S., Freislich M., Yaroshenko Yu. Comparative evaluation of energy efficiency and GHG emissions for alternate iron-and steelmaking process technologies. *Творческое наследие В.Е. Грум-Гржимайло: история, современное состояние, будущее*. Екатеринбург: Уральский федеральный университет; 2014;1:50–59.
3. Иванцов Г.П., Василивицкий А.В., Смирнов В.И. Непрерывный сталеплавильный процесс. Москва: Металлургия; 1967:147.
4. Strogonov K., Kornilova L., Popov A., Zdarov A. Continuous steelmaking unit of bubbling type. In: *Proceedings of the Int. Symp. on Sustainable Energy and Power Engineering 2021*. Singapore: Springer Nature Singapore; 2022:63–72.
5. Strogonov K., Borisov A., Murashov V., Lvov D. Calculation of individual elements of enclosing structures of a continuous steelmaking unit. In: *5th Int. Youth Conf. on Radio Electronics, Electrical and Power Engineering (REEPE)*. IEEE; 2023;(5):1–6.
6. De Paula Lopes B., de Castro J.A., Demuner L.M. A predictive model for hydrogen content in steel in non-degassed heats. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*. 2021;18:e2519. <http://dx.doi.org/10.4322/2176-1523.20212519>
7. Toirov O., Tursunov N., Alimukhamedov S., Kuchkorov L. Improvement of the out-of-furnace steel treatment for improving its mechanical properties. *E3S Web of Conferences*. 2023;(365):05002. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202336505002>
8. Протасов А.В. Отечественные разработки оборудования и технологии поточного вакуумирования стали в процессе непрерывной разливки. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2020;76(10):1004–1012. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-10-1004-1012>
9. Protasov A.V. Domestic developments of equipment and technologies of steel in-line degassing in the process of continuous casting. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2020;76(10): 1004–1012. (In Russ.). <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-10-1004-1012>
10. Строгонов К.В., Петелин А.Л., Терехова А.Ю., Львов Д.Д., Мурашов В.А., Борисов А.А. Жидкофазное восстановление железных руд углеродводородной смесью и водородом. *Промышленная энергетика*. 2023;(8):43–49. <https://doi.org/10.34831/EP.2023.43.83.006>
11. Strogonov K.V., Petelin A.L., Terekhova A.Yu., L'vov D.D., Murashov V.A., Borisov A.A. Liquid-phase reduction of iron ores with a carbon-hydrogen mixture and hydrogen. *Pro-myshlennaya ehnergetika*. 2023;(8):43–49. (In Russ.). <https://doi.org/10.34831/EP.2023.43.83.006>
12. Пат. 2806948 RU. Агрегат непрерывного вакуумирования стали / Строгонов К.В., Мурашов В.А.; заявл. 05.04.2023; опубл. 08.11.2023. Бюл. № 31.
13. Метелкин А.А., Шешуков О.Ю., Некрасов И.В., Шевченко О.И., Корогодский А.Ю. К вопросу удаления водорода из металла в вакууматоре циркуляционного типа. *Теория и технология металлургического производства*. 2016;(1(18)):29–33.
14. Metelkin A.A., Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Shevchenko O.I., Korogodskii A.Yu. About hydrogen removal from metal in circular type degasser. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2016;(1(18)):29–33. (In Russ.).
15. Корнеев С.В. Современные подходы к удалению водорода из стали. *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов*. 2018;(39):3–11.
16. Селиванов В.Н., Буданов Б.А., Аланкин Д.В. Кинетическая модель удаления водорода при циркуляционном вакуумировании стали. *Теория и технология металлургического производства*. 2013;(1(13)):31–33.
17. Selivanov V.N., Budanov B.A., Alankin D.V. Kinetic model of hydrogen removal during circulating degassing of steel. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2013;(1(13)):31–33. (In Russ.).
18. Dong W., Xu A., Liu B., Zhou H., Ji C., Wang S., Li H., Wang T. Mechanism and model of nitrogen absorption of molten steel during N₂ injection process in RH vacuum. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2024;55(1): 72–82. <https://doi.org/10.1007/s11663-023-02937-8>
19. Дорштейн Ф., Темберген Д. Критерии выбора вакуумных насосов для агрегатов внепечной обработки стали. *Черные металлы*. 2013;(9):37–45.
20. Dorstevits F., Tembergen D. Vacuum pump systems for secondary metallurgical processes. *Chernye metally*. 2013;(9): 37–45. (In Russ.).
21. Бургман В., Давене Ж. Структура затрат на вакуумирование стали с учетом обработки в агрегате ковш-печь. *Черные металлы*. 2012;(11):41–49.
22. Burgmann V., Davenet J. The cost structure of steel vacuuming, taking into account the processing in the bucket-furnace unit. *Chernye metally*. 2012;(11):41–49. (In Russ.).

18. Кашеев И.Д. Свойства и применение огнеупоров. Москва: Теплотехник; 2004:352.
19. LIN CS. Analysis of Temperature Dropping of Molten Steel in Ladle for Steelmaking. *China Steel Technical Report*. 2022;(35):7–12.
20. Полулях Л.А., Евсеев Е.Г., Савостьянов А.В., Бочери-ков Р.Е. Исследование поведения фосфора при производстве марганцевых сплавов с использованием руд с низким содержанием марганца. *Металлург*. 2023;(4):58–62. https://doi.org/10.52351/00260827_2023_04_58
Polulyakh L.A., Evseev E.G., Savostyanov A.V., Boche-rikov R.E. Study of the behavior of phosphorus in the pro-duction of manganese alloys using ores with a low manga-nese content. *Metallurgist*. 2023;67(10):469–475. <https://doi.org/10.1007/s11015-023-01532-1>
21. Нуржанов О.С., Петелин А.Л., Нуржанов А.С., Полу-лях Л.А. Анализ зоны распространения и расчет полей кон-центраций в атмосфере выбросов мелкодисперсной пыли доменной печи № 4 ОАО «НЛМК». *Черные металлы*. 2022;(9):76–81. <https://doi.org/10.17580/chm.2022.09.12>
Nurzhanov O.S., Petelin A.L., Nurzhanov A.S., Polu-lyakh L.A. Analysis of the propagation zone and calculation of concentration fields in the atmosphere of emissions of fine dust from blast furnace No. 4 (PJSC NLMK). *Chernye metally*. 2022;(9):76–81. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/chm.2022.09.12>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Вячеслав Андреевич Мурашов, инженер, Национальный иссле-довательский университет «МЭИ»

ORCID: 0009-0007-9576-8539

E-mail: MurashovViacA@mpei.ru

Константин Владимирович Строгонов, к.т.н., доцент кафедры инновационных технологий наукоемких отраслей, Национальный исследовательский университет «МЭИ»

ORCID: 0000-0003-3276-4403

E-mail: StrogonovKV@mpei.ru

Андрей Константинович Бастынец, студент, Национальный исследовательский университет «МЭИ»

E-mail: BastynetsAK@mpei.ru

Дмитрий Дмитриевич Львов, аспирант, Национальный иссле-довательский университет «МЭИ»

ORCID: 0000-0002-3808-2094

E-mail: LvovDD@mpei.ru

Viacheslav A. Murashov, Engineer, Moscow Power Engineering Insti-tute

ORCID: 0009-0007-9576-8539

E-mail: MurashovViacA@mpei.ru

Konstantin V. Strogonov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Innovative Technologies of Knowledge-Intensive Industries, Moscow Power Engineering Institute

ORCID: 0000-0003-3276-4403

E-mail: StrogonovKV@mpei.ru

Andrey K. Bastynets, Student, Moscow Power Engineering Institute

E-mail: BastynetsAK@mpei.ru

Dmitry D. Lvov, Postgraduate, Moscow Power Engineering Institute

ORCID: 0000-0002-3808-2094

E-mail: LvovDD@mpei.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. А. Мурашов – анализ литературных данных, выполнение рас-четов, разработка вакууматора непрерывного действия, анализ результатов, написание статьи.

К. В. Строгонов – научное руководство, разработка вакууматора непрерывного действия и зоны внедоменного жидкофазного восстановления железа, обсуждение результатов экспериментов, написание статьи.

А. К. Бастынец – анализ литературных данных, проверка расче-тов, анализ результатов, написание статьи.

Д. Д. Львов – анализ литературных данных, проверка расчетов, разработка зоны внедоменного жидкофазного восстановления железа, анализ результатов, написание статьи.

V. A. Murashov – literary analysis, performing calculations, develop-ment of a continuous vacuum degasser, analysis of results, writing the text.

K. V. Strogonov – scientific guidance, development of a continuous vacuum degasser and a zone for nonblast-furnace liquid-phase iron reduction, discussion of experimental results, writing the text.

A. K. Bastynets – literary analysis, verification of calculations, analysis of results, writing the text.

D. D. Lvov – literary analysis, verification of calculations, development of a zone for nonblast-furnace liquid-phase iron reduction, analysis of results, writing the text.

Поступила в редакцию 10.07.2024

После доработки 31.07.2024

Принята к публикации 22.08.2024

Received 10.07.2024

Revised 31.07.2024

Accepted 22.08.2024

Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, *главный редактор*

Е.В. Протопопов, *заместитель главного редактора*

Е.А. Ивани, *ответственный секретарь*

Л.П. Бащенко, *заместитель ответственного секретаря*

Е.Ю. Потапова, *заместитель главного редактора по развитию*

О.А. Долицкая, *научный редактор*

Е.М. Запольская, *ведущий редактор*

В.В. Расенец, *верстка, иллюстрации*

Г.Ю. Острогорская, *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 20.02.2025. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 13,0. Заказ 21562. 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 of profile pipes production technology, providing higher accuracy of geometric parameters compared to foreign manufactures

Stiffness modulus of stands in finishing group of continuous wide-strip hot rolling mill

Tensile fracture of tempered martensitic steel

Influence of inclined electric field on decay of a liquid jet during heat treatment and surfacing

Anthology of rails produced by JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant in the 21st century

Influence of heat treatment modes on the properties of 56DGNKh (Cu20Ni20Mn2Cr) alloy

Development of a continuous extra-furnace steel processing unit

Effect of thermal cycles on formation of pearlitic heat-resistant steel structure under wire arc additive manufacturing

Development of research on the physico-chemical properties of oxide and metal melts

Influence of heat treatment on structure, phase composition, hardness and electrical conductivity of VZhL14N-VI nickel superalloy

Directions of decarbonization of Russian ferrous metallurgy

Construction of liquidus surface of Fe – B – Mn – C – Cr five-component diagram

Development of models for functioning of drawing equipment for multi-mill servicing



**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

