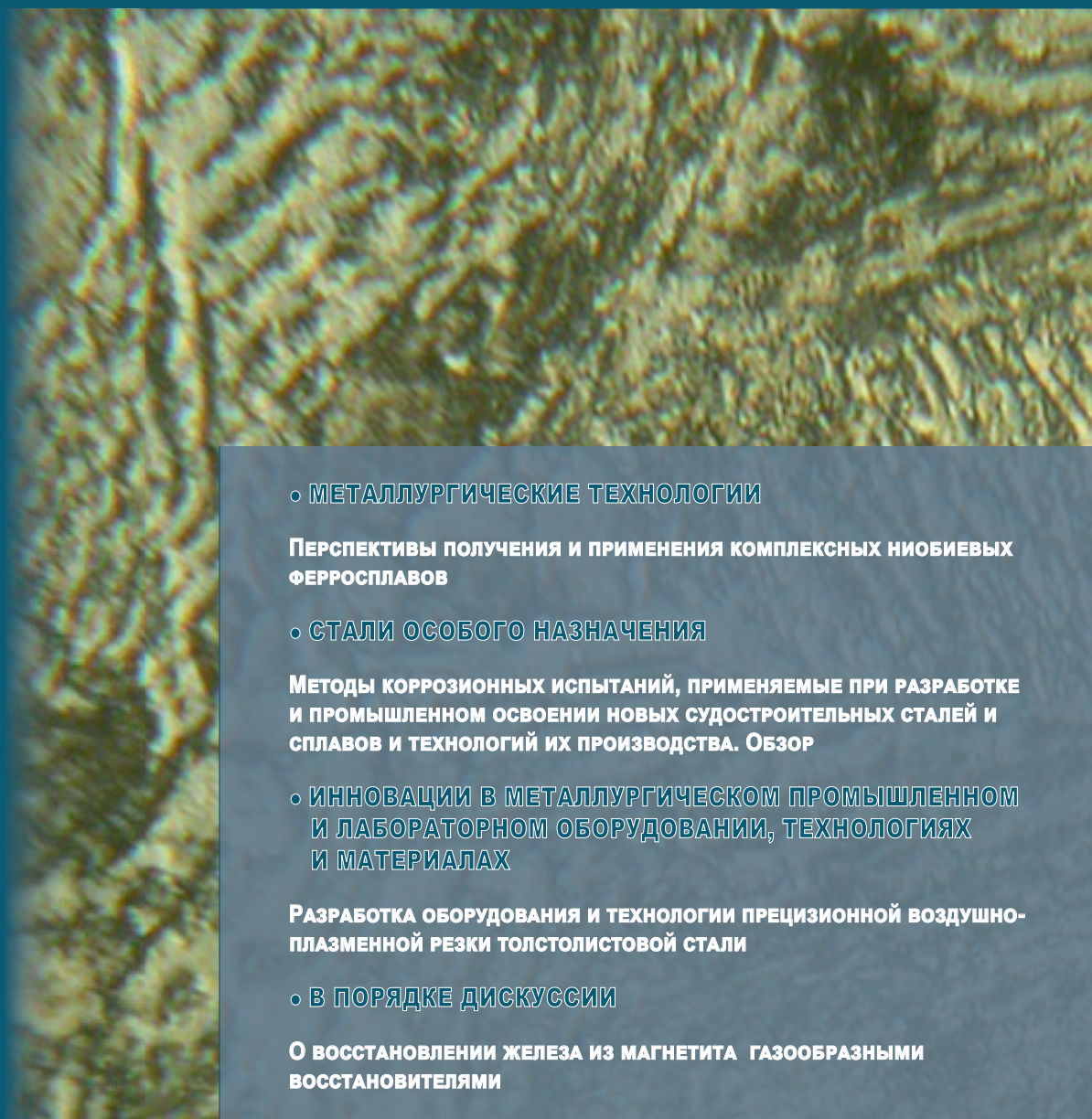


ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65 Номер 1 2022



• МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Перспективы получения и применения комплексных ниобиевых ферросплавов

• СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Методы коррозионных испытаний, применяемые при разработке и промышленном освоении новых судостроительных сталей и сплавов и технологий их производства. Обзор

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

Разработка оборудования и технологии прецизионной воздушно-плазменной резки толстолистовой стали

• В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

О ВОССТАНОВЛЕНИИ ЖЕЛЕЗА ИЗ МАГНЕТИТА ГАЗООБРАЗНЫМИ ВОССТАНОВИТЕЛЯМИ



IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

Vol. 65 No. 1 2022

Web: fermet.misis.ru

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

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65, Номер 1, 2022

Научно-технический журнал
Издается с января 1958 г. ежемесячно

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

Volume 65, Number 1, 2022

Scientific and Technical Journal
Published since January 1958. Issued monthly

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

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

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС» (НИТУ МИСиС)



Сибирский государственный индустриальный университет

Главный редактор:

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

Заместитель главного редактора:

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

Адреса редакций:

Россия, 119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»,
Тел.: +7 (495) 638-44-11

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

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

Редакционная коллегия:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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



Статьи доступны под лицензией Creative Commons
Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

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

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya
Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Founders:



National University of Science
and Technology "MISIS"



Siberian State Industrial University

Editor-in-Chief:

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

Deputy Editor-in-Chief:

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

Editorial Addresses:

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

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

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

Editorial Board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Linn Horst, Linn High Therm GmbH, Hirschbach, Germany

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

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

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

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

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RAS, 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

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

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

Andrei I. Rudskoi, Academician of RAS, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg

Oleg Yu. Sheshukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Laura M. Simonyan, Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS", Moscow

Robert F. Singer, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Friedrich-Alexander University, Germany

Boris A. Sivak, Cand. Sci. (Eng.), Prof., VNIIMETMASH Holding Company, Moscow

Leonid A. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician of RAS, OJSC "Ural Institute of Metals", Yekaterinburg

Sergei V. Solodov, Cand. Sci. (Eng.), NUST "MISIS", Moscow

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Запарий В.В., Запарий Вас.В., Шешуков О.Ю. Советская металлургия глазами американских металлургов: вторая половина 1950-х гг. 5
- Леонтьев Л.И., Жучков В.И., Заякин О.В., Сычев А.В., Михайлова Л.Ю. Перспективы получения и применения комплексных ниобиевых ферросплавов 10
- Максимов А.Б., Пронина Ю.Г. Исследование изгиба толстолистного проката с градиентом прочностных свойств по толщине 21
- Ротенберг Ж.Я., Будников А.С. Модернизация технологии винтовой прокатки в многовалковом стане 28
- Лалетина Е.В., Шатохин К.С., Шестаков И.Е. Разработка методики струйного нагрева поверхности металла 35

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ

- Анахов С.В., Гузанов Б.Н., Матушкин А.В. Разработка оборудования и технологии прецизионной воздушно-плазменной резки толстолистовой стали 38

СТАЛИ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

- Алхименко А.А., Давыдов А.Д., Харьков А.А., Мухникова С.Ю., Харьков О.А., Парменова О.Н., Яковичский А.А. Методы коррозионных испытаний, применяемые при разработке и промышленном освоении новых судостроительных сталей и сплавов и технологий их производства. Обзор. Часть I. Лабораторные коррозионные испытания 48

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Соколов А.К. Метод определения температуропроводности и коэффициента теплопроводности по температурам поверхности пластины, как полуограниченного тела 57

В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

- Бердников В.И., Гудим Ю.А. О восстановлении железа из магнетита газообразными восстановителями 66

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Zaparii V.V., Zaparii Vas.V., Sheshukov O.Yu. Soviet metallurgy in the eyes of American metallurgists: the second half of the 1950s 5
- Leont'ev L.I., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Sychev A.V., Mikhailova L.Yu. Potential for obtaining and applying complex niobium ferroalloys 10
- Maksimov A.B., Pronina Yu.G. Study of bending of plate steel with a through-the-thickness gradient of strength properties 21
- Rotenberg Zh. Ya., Budnikov A.S. Modernization of screw rolling technology in a multi-roll mill 28
- Laletina E.V., Shatokhin K.S., Shestakov I.E. Method for jet heating of metal surface 35

INNOVATIONS IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS

- Anakhov S.V., Guzanov B.N., Matushkin A.V. Development of equipment and technology for precision air-plasma cutting of plate steel 38

SUPERDUTY STEEL

- Al'khimenko A.A., Davydov A.D., Khar'kov A.A., Mushmanikova S.Yu., Khar'kov O.A., Parmenova O.N., Yakovitskii A.A. Methods of corrosion testing used for development and commercial exploitation of new ship-building steels and alloys. Review. Part I. Laboratory corrosion tests 48

INFORMATION TECHNOLOGIES
AND AUTOMATIC CONTROL
IN FERROUS METALLURGY

- Sokolov A.K. Method for determining the thermal diffusivity and thermal conductivity coefficient by temperatures of plate surface as a semi-bounded body 57

IN THE ORDER OF DISCUSSION

- Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. On iron reduction from magnetite by gaseous reducing agent 66



Оригинальная статья

УДК 669.1

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-5-9



СОВЕТСКАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ ГЛАЗАМИ АМЕРИКАНСКИХ МЕТАЛЛУРГОВ: ВТОРАЯ ПОЛОВИНА 1950-х гг.

В. В. Запарий¹, Вас. В. Запарий^{1,2}, О. Ю. Шешуков^{1,3}¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)² Институт истории и археологии УрО РАН (Россия, 620990, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 16)³ Институт металлургии УрО РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

Аннотация. В статье раскрывается одна небольшая страница развития металлургической науки и техники в Советском Союзе, а именно, история установления научных контактов американских и советских ученых металлургов второй половины 1950-х гг. К середине 1950-х гг. успешное восстановление экономики СССР после войны завершилось научно-технологическим рывком в сфере атомных и ракетно-космических технологий. Это значительно укрепило политический и гуманитарный авторитет СССР в глазах мирового сообщества, сделав страну привлекательной для научно-технического сотрудничества. Успехи советского атома и ракетостроения были бы невозможны без высоких достижений и в базовых отраслях экономики, таких как металлургия. США и их западноевропейские союзники пришли к пониманию перспективности ограниченного научно-технического сотрудничества с СССР и непродуктивности политики его изоляции. Установление научных и деловых контактов с советскими металлургическими предприятиями, исследовательскими институтами и образовательными учреждениями заставило американцев критически переосмыслить собственные достижения в отрасли.

Ключевые слова: металлургия, наука, промышленность, инженерия, советско-американские отношения, научно-исследовательские институты, высшее техническое образование

Для цитирования: Запарий В.В., Запарий Вас.В., Шешуков О.Ю. Советская металлургия глазами американских металлургов: вторая половина 1950-х гг. // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 5–9. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-5-9>

Original article

SOVIET METALLURGY IN THE EYES OF AMERICAN METALLURGISTS: THE SECOND HALF OF THE 1950S

V. V. Zaparii¹, Vas. V. Zaparii^{1,2}, O. Yu. Sheshukov^{1,3}¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19 Mira Str., Yekaterinburg 620002, Russian Federation)² Institute of History and Archeology, Ural Branch of the Russian Academy of Science (16 S. Kovalevskoi Str., Yekaterinburg 620990, Russian Federation)³ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

Abstract. The article reveals one small page in the development of metallurgical science and technology in the Soviet Union, namely, the history of establishing scientific contacts between American and Soviet metallurgical scientists in the second half of the 1950s. Unto middle of 1950s the successful recovery of the USSR economy after the war ended with a scientific and technological breakthrough in the field of atomic and space technologies. This significantly strengthened the political and humanitarian authority of the USSR in the eyes of the world community, making the country attractive for scientific and technical cooperation. The rush of the Soviet atom and rocketry would have been impossible without high achievements in the basic sectors of the economy, such as metallurgy. The United States and its Western European allies came to understand the prospects of limited scientific and technical cooperation with the USSR and the unproductiveness of the policy of its isolation. The establishment of scientific and business contacts with Soviet metallurgical enterprises, research institutes and educational institutions forced the Americans to critically rethink their own achievements in the industry.

Keywords: metallurgy, science, industry, engineering, Soviet-American relations, research institutes, higher technical education

For citation: Zaparii V.V., Zaparii Vas.V., Sheshukov O.Yu. Soviet metallurgy in the eyes of American metallurgists: the second half of the 1950s. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 5–9. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-5-9>

ВВЕДЕНИЕ

Процесс развития исторической науки в последние десятилетия привел к повышению значимости такого направления как «живая история». Суть направления заключается в изучении практик интерпретации исторических процессов с точки зрения простых граждан, а не профессиональных историков. В связи с этим интересным кейсом является исследование восприятия американскими металлургами достижений советской металлургии в середине – второй половине 1950-х гг., когда, несмотря на геополитические противоречия, вновь начинается сотрудничество в этой области между СССР и США.

Это нашло отражение в целом цикле публикаций американских металлургов-практиков и ученых, побывавших в нашей стране и опубликовавших свои статьи в американских технических журналах. Такие публикации отражали актуальный технико-технологический уровень развития советской металлургии, давали характеристику системы подготовки инженерных кадров и деятельности металлургической науки с целью объективного сравнения опыта Советского Союза и США. Авторы посчитали интересным и полезным для современного этапа развития отечественной металлургии воспроизвести в данной статье эти отзывы с необходимыми комментариями.

Дело облегчается тем, что в Советском Союзе существовала система реферативных журналов, осуществлявших переводы наиболее интересных научных статей по различным отраслям знания из ведущих зарубежных журналов. Это касалось и металлургии. Подготовкой переводов занимались важные государственные органы, в частности Центральная научно-техническая библиотека ЦНИИ черной металлургии, чья деятельность курировалась ГЛАВНИИПРОЕКТОМ при ГОСПЛАНе СССР. В составе библиотеки работала группа профессиональных переводчиков, которые отбирали и переводили аналитические статьи из зарубежных журналов. Один из таких переводов¹ авторы используют для иллюстрации восприятия американскими инженерами уровня развития советской металлургии во второй половине 1950-х гг. В данной работе приводятся впечатления американских металлургов, почерпнутые из статьи, опубликованной в металлургическом журнале США [1]. Статья была написана от имени редакции.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В основе методологии исследования лежит проблемно-хронологический подход, который позволяет, опираясь на цитируемый источник, достоверно воссоз-

дать картину научно-технического сотрудничества в области металлургии между США и СССР во второй половине 1950-х гг. и интерпретировать ее в исторической ретроспективе. Работа построена на признании принципа объективности, положенного в основу подхода к интерпретации причинно-следственных закономерностей развития исторических событий и явлений. В дополнение используются методы анализа документов и научной литературы.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Авторы доклада отмечают наиболее заинтересовавшие их моменты. В первую очередь, это дальнейшее строительство предприятий черной металлургии. Они отмечают, что в ближайшие пять лет на территории Западной Сибири будет построен металлургический завод с полным циклом производства. На предприятии будет выстроено пять доменных печей объемом по 1530 м³ и производительностью по 1 млн т чугуна в год. Планируются к возведению также шесть 500-т мартеновских печей. Производительность завода по прокату стали должна будет достигать 3,7 млн т, а количество персонала должно составить 30 тыс. чел.

Далее в документе описаны советские планы развития производства стали в основном на востоке страны, где находились перспективные железорудные месторождения, до 75 % разведанных угольных запасов и 80 % потенциальной гидроэлектрической энергии. Уделено внимание производству в СССР марганцовистой нержавеющей стали (с применением кислорода), при этом указывается на развитие технологии непрерывной разливки стали, а также планы возрождения томасовского процесса передела жидкого чугуна при использовании руд, содержащих большое количество фосфора.

В редакционной статье главного редактора журнала Старрата и его заместителя Берка обращено внимание на отношение в СССР к технической информации из других стран. Авторы утверждают, что в Советском Союзе распространяются под обложкой их журнала “Journal of Metals” репродукции статей ряда других американских журналов по металлургическим вопросам. Причем, это была его непереведенная фотоофсетная репродукция, изготовленная советскими властями для распространения в СССР. Данный журнал являлся лишь одним из сотни подобных американских и других иностранных журналов, которые репродуцировались и широко распространялись в Советском Союзе для служебного пользования.

Как отмечают американские коллеги, такого (репродукций советских металлургических журналов) невозможно было увидеть в американских библиотеках. Главная причина на их взгляд – это незнание русского языка металлургами США. Как говорится далее, и отражено на страницах данного номера журнала, при посещении СССР американскими металлургами они

¹ Перевод № 4161. Отдел библиографии. Центральная научно-техническая библиотека ЦНИИ черной металлургии. ГЛАВНИИПРОЕКТ при ГОСПЛАНе СССР. Переводчик Н.А. Смолянинов. 76 с.

были поражены исключительным знанием американской технической литературы в Советском Союзе. Так У.Р. Хиббард сообщает, что русские ученые, с которыми он беседовал, обладали «хорошим переводческим знанием английского языка» и его удивило их «детальное знакомство с американской литературой», которое было, по его словам, «феноменальным».

Мнение советской стороны, по утверждению авторов статьи, состояло в том, чтобы использовать инженерную мысль любой страны, вне зависимости от политических различий. Советские инженеры, как отмечают американцы, были всегда готовы применить иностранные технические достижения. Такое положение достигалось вниманием в школах к изучению иностранных языков, начиная с четвертого класса. Американцев поразило, что инженеры в СССР должны были выдерживать экзамен по иностранному языку в виде письменного перевода объемом до 500 слов в час. Иностранная техническая литература была доступна любым желающим в фондах отраслевых библиотек. Отмечалось, что в Советском Союзе существует еще крупная централизованная организация по распространению и переводу технической информации. Правда, американские авторы упустили из вида или не знали о том, что на большинстве промышленных предприятий существовали собственные технические библиотеки, а советское государство выпускало большое число отраслевых реферативных журналов по всем отраслям науки и промышленного производства.

Как отмечали авторы статьи, результаты сравнения с США поражающие. Невнимание к иностранным языкам вообще, а до недавнего времени к русскому языку в особенности, привело к тому, что лишь немногие американские ученые и инженеры оказались способны различать русские буквы, не говоря об ознакомлении с содержанием инженерных статей из СССР².

По утверждению авторов статьи, до середины 1950-х гг. переводов русской технической литературы в США, фактически, не было, и американцы находились почти в полном неведении о технических достижениях СССР. Советские успехи в космосе заставили США обратить внимание и на другие отрасли науки, что привело к совершенно ошеломляющему изменению взглядов. До этого было широко распространено мнение, что советская промышленность неспособна к чему-либо, кроме воспроизведения устаревших, по западным меркам, технических решений. Запуск «Спутника» резко изменил нарративы: Америка занимает лишь второе место после Советского Союза.

Надо сказать, что американцы сделали соответствующие

выводы и положение стало выправляться. Так, библиотеки, инженерные общества и частные организации США стали расширять обслуживание своих читателей и членов, предоставляя переводы статей из советской научно-технической периодики. Началось широкое посещение Советского Союза американскими инженерами, что давало им больше сведений о результатах, достигнутых здесь в конкретных областях науки и техники. Авторы статьи предполагали, что если руководителям исследовательских работ, библиотекарям и должностным лицам ведущих корпораций придется иметь дело с устойчивым спросом, то в будущем такие переводы могут выполняться постоянно, во все возрастающих объемах.

По мнению американских металлургов, создавшееся положение указывает на слабое место в их системе образования. Авторы настаивают на том, чтобы достичь больших успехов в развитии американской металлургии в будущем, необходимо, чтобы лица, получавшие высшее профессиональное образование в США, могли, по меньшей мере, читать техническую литературу на одном или нескольких иностранных языках. В данном случае они говорят о русском языке, но ведь и другие страны, такие как Германия, Франция и т. д. также продвигались вперед в различных областях техники. Подчеркивается, что изучению иностранных достижений в США мешала именно неспособность местных специалистов-металлургов получать информацию непосредственно на языке оригинала.

В заключение своих рассуждений авторы статьи утверждают, что теперь «двери открыты» и призывают расширять переводы русской технической литературы и умножать визиты американских инженеров в Советский Союз. Закрепить эту тенденцию предлагалось увеличением числа инженеров, умеющих читать техническую литературу на иностранных языках. Делаются вполне закономерные выводы о том, что эти меры не только помогут американской металлургической промышленности и науке не отставать от научных достижений по ту сторону «железного занавеса», но и будут способствовать уменьшению недоверия, разделяющего народы двух стран.

Далее повествуется о том, как начался американо-советский обмен. Начало обмену было положено осенью 1956 г., когда профессор А.М. Самарин из института металлургии им. Байкова АН СССР принял приглашение американских коллег и выступил с докладом на конференции по титану в Нью-Йоркском университете. В свою очередь, профессор этого университета Д.П. Нильсен был приглашен посетить металлургические научные учреждения СССР. Это сделало возможным приглашение профессоров А.М. Самарина и Р.А. Карасева на организованную Нью-Йоркским университетом конференцию по вакуумной металлургии, где они выступили с двумя докладами. Ко второй стадии обмена относится приглашение в СССР профес-

² В дальнейшем США решили вопрос не дополнительным изучением в вузах иностранных, особенно, русского языка, а путем «покупки мозгов» в других странах, в том числе в СССР и странах СНГ, поощряя эмиграцию ученых и специалистов из них в 1980 – 1990-е гг. В итоге, по некоторым данным, до 80 % современных ученых этой страны – выходцы из других стран, т. е. иностранцы.

соров Д. Чипмена и Н.Д. Гранта из Технологического института (штат Массачусетс) посетить учебные заведения и металлургические предприятия в Москве, Ленинграде, Свердловске и Магнитогорске.

Третий цикл обмена состоялся в конце 1957 г., когда обмен делегациями металлургов был организован между Московским институтом стали и Нью-Йоркским университетом. В делегацию под руководством профессора Д.П. Нильсена из Нью-Йоркского университета вошли члены Американского института горных инженеров, инженеров металлургов и нефтяников в составе десяти человек: Д.Д. Карни, М. Кохен, К.Д. Гетцел, Д.Д. Ханауост, У.Р. Хиббард мл., Т.У. Липпер, Л.Л. Сигл, Д.У. Спретнак и Д. Стоун. В соответствии с программой визита они посетили в Москве пять учреждений: Московский институт стали, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии, Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, Московский институт цветных металлов и золота им. Калинина и Институт металлургии им. Байкова. В Ленинграде они посетили три института: Ленинградский политехнический институт, Всесоюзный институт алюминия и магния и Ленинградский горный институт. В Запорожье – два предприятия: металлургический завод «Днепрогоссталль» и Запорожский завод ферросплавов. В Киеве – три института: Институт физики металлов, Киевский политехнический институт и Институт химии. В Магнитогорске – Магнитогорский металлургический комбинат и в Свердловске два института: Институт физики металлов и политехнический институт. Таким образом, американская делегация посетила всего 16 научно-исследовательских институтов, вузов и предприятий.

В ноябре 1957 г. в США приехала с ответным визитом советская делегация, которая участвовала в работе Мирового металлургического конгресса в Чикаго, а потом посетила ряд американских исследовательских учреждений, университетов и металлургических предприятий. Из наиболее известных ученых-металлургов в состав делегации входили: академик Г.В. Курдюмов, проф. И.Н. Кидин, П.И. Полухин, И. Белов, А.М. Дымов. По результатам их выступлений на конгрессе, в журнале были опубликованы переведенные на английский две статьи профессоров И.И. Корнилова и А.М. Самарина.

По-своему интересно восприятие американцами советского образа жизни на примере их отзывов о Москве того времени. Они пишут, что главные площади Москвы обширны, а бульвары и улицы – широкие и чистые. Пятитонные грузовики на улицах города были, по-видимому, столь же многочисленны, как и легковые автомобили. Все наблюдаемые ими машины оказались советского производства, редко можно было встретить заграничный автомобиль. Посетившие СССР американцы описывали советские автомобили как «напоминающие Шевроле, Бьюики и Паккарды, выпускавшиеся лет 15 назад», отмечая, что в настоящее время с советс-

ких сборочных линий сходят «копии Фордов 1951 г.». Уличное движение в Москве оценивалось как неинтенсивное, «примерно такое же, как в американских городах в 7 часов утра по воскресным дням, вдали от Москвы движение транспорта значительно реже, причем грузовиков больше, чем легковых машин».

В столице простые советские граждане проявляли некоторый интерес к общению с американцами, в ресторанах и на улицах. Перед гостиницей их окружали мальчишки, чтобы попросить сувениры, причем американцы подчеркивают, то это не была просьба подаяния, а лишь желание получить жевательную резинку или монетку. В малых и более крупных городах вдали от Москвы американцы встречали равнодушие. По их мнению, причина кроется в том, что в городах, подобных Свердловску и Магнитогорску, люди все еще проявляют осторожность, тогда как в Москве опасения сменились более откровенным любопытством. Причем члены делегации добавляют, что они нигде не встречали никакой невежливости, любая кратковременная встреча с советскими гражданами всегда была приятной. Интересно их замечание о том, «смог бы русский сказать то же самое о подобной поездке по США?»

Авторы статьи выражают пожелание в дальнейшем развивать практику научных обменов и контактов между металлургами США и СССР. Действительно, расширение таких контактов в последующие годы способствовало развития металлургической науки и техники в обеих странах. Следует напомнить, что именно тогда, на гребне научно-технической революции, СССР добился колоссальных, прорывных достижений в науке и технике, что привело к тому, что Советский Союз в 1960 – 1970-е гг. вышел на передовые позиции по развитию металлургической науки и техники в мире, а база этих достижений закладывалась именно в 1950-е гг.

Выводы

В современных условиях именно металлургический кластер российской промышленности и науки развивается наиболее эффективно. Это происходит в результате вхождения нашей страны в рыночную экономику в 1990-е гг., что способствовало выходу российской металлургии за национальные границы. Однако система политико-экономических санкций последних лет нарушает рыночные отношения и сковывает развитие науки и техники во всех странах. Большим недостатком в современных условиях является сокращение или вообще прекращение контактов ученых-металлургов и металлургов-практиков, отсутствие программ сотрудничества учебных заведений России и других стран в области металлургии. Однако примеры прошлого показывают, какой синергетический эффект в деле развития науки и промышленной техники дают такие контакты, которые следовало бы восстановить и расширить.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Soviet steel news, reported by AIME members visiting USSR // *Journal of Metals*. 1958. III. Vol. 10. No. 3. P. 161, 163/ 165–186.
1. Soviet steel news, reported by AIME members visiting USSR. *Journal of Metals*. 1958, III, vol. 10, no. 3, pp. 161, 163/ 165–186.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Владимир Васильевич Запарий, д.ист.н., профессор кафедры истории России Уральского гуманитарного института, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-3326-4796

E-mail: vvzap@mail.ru

Василий Владимирович Запарий, к.ист.н., доцент кафедры теории методологии и правового обеспечения государственного и муниципального управления Института экономики и управления, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, научный сотрудник, Институт истории и археологии УрО РАН

ORCID: 0000-0003-2716-2336

E-mail: pantera.zap@gmail.com

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

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

Vladimir V. Zaparii, Dr. Sci. (Hist.), Prof. of the Chair of Russian History of Ural Institute of Humanities, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-3326-4796

E-mail: vvzap@mail.ru

Vasilii V. Zaparii, Cand. Sci. (Hist.), Assist. Prof. of the Chair of Theory of Methodology and Legal Support of State and Municipal Management of the Institute of Economics and Management, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Research Associate, Institute of History and Archeology, Ural Branch of the Russian Academy of Science

ORCID: 0000-0003-2716-2336

E-mail: pantera.zap@gmail.com

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

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

Поступила в редакцию 09.10.2021

После доработки 15.12.2021

Принята к публикации 25.12.2021

Received 09.10.2021

Revised 15.12.2021

Accepted 25.12.2021



Оригинальная статья

УДК 669.168

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-10-20



ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ КОМПЛЕКСНЫХ НИОБИЕВЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ

Л. И. Леонтьев^{1,2,3}, В. И. Жучков¹, О. В. Заякин¹,
А. В. Сычев¹, Л. Ю. Михайлова¹

¹ Институт металлургии УрО РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

³ Президиум РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 32а)

Аннотация. В работе приведены сведения об областях применения ниобия и масштабах его производства в мире и РФ. Большинство ниобиевых месторождений России представлены пироксеновыми, апатит-пироксеновыми и колумбит-пироксеновыми типами руд, которые содержат значительное количество фосфора. В связи с этим, все схемы обогащения данных руд содержат стадию дефосфорации, удорожающую продукт и снижающую степень извлечения ниобия. В работе изучена возможность усовершенствования сквозной схемы производства: ниобиевая руда – обогащение – ниобиевый ферросплав. Основная масса феррониобия предназначена для микролегирования стали и может быть заменена на комплексные ферросплавы с пониженным содержанием ниобия. Рассмотрены вопросы получения комплексных ниобиевых ферросплавов из бедного по ниобию черного концентрата. Установлено, что добавка к двухкомпонентной металлической системе Fe – Nb кремния (25 – 40 %) или алюминия (12 – 30 %) приводит к переводу ниобиевых ферросплавов из разряда тугоплавких в легкоплавкие материалы с температурой начала кристаллизации менее 1400 °С. Дано обоснование применения вместо феррониобия комплексного ниобиевого ферросплава, имеющего пониженное содержание ниобия и повышенное кремния или алюминия. Отмечаются более благоприятные служебные характеристики комплексного ферросплава по сравнению с феррониобием (температура начала кристаллизации и плотность), которые способствуют повышению степени усвоения ниобия при использовании комплексного ферросплава для микролегирования стали. Приводятся данные о возможности дефосфорации ниобиевых материалов методами пироселекции и возгонки фосфора в процессе высокотемпературной плавки с получением комплексных ферросплавов. Предложена усовершенствованная схема получения ниобийсодержащих ферросплавов с применением черновых ниобиевых концентратов, позволяющая проводить процесс выплавки с дефосфорацией и получением комплексного ферросплава с пониженным количеством ниобия и повышенным кремния (алюминия), который может более эффективно применяться для микролегирования стали.

Ключевые слова: ниобиевая руда, обогащение, комплексный ниобиевый ферросплав, дефосфорация, пироселекция, возгонка

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-19-00252, <https://rscf.ru/project/21-19-00252/>.

Для цитирования: Леонтьев Л.И., Жучков В.И., Заякин О.В., Сычев А.В., Михайлова Л.Ю. Перспективы получения и применения комплексных ниобиевых ферросплавов // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 10–20.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-10-20>

Original article

POTENTIAL FOR OBTAINING AND APPLYING COMPLEX NIOBIUM FERROALLOYS

L. I. Leont'ev^{1,2,3}, V. I. Zhuchkov¹, O. V. Zayakin¹,
A. V. Sychev¹, L. Yu. Mikhailova¹

¹ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

² National University of Science and Technology "MISIS" (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

³ Russian Academy of Sciences (32a Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

Abstract. This paper provides information regarding the application of niobium in industry and the scale of its production in the world and the Russian Federation. Most of the niobium deposits in Russia consist of pyrochlore, apatitepyrochlore and columbitepyrochlore types of ores. They contain a significant amount of phosphorus. Therefore, all enrichment schemes for these ores contain a dephosphorization stage which increases the price of the product and reduces the degree of niobium extraction. The paper explores the possibility of improving the end-to-end production scheme: niobium ore – beneficiation – niobium ferroalloy. The bulk of ferrowniobium is intended for steel microalloying and can be replaced by complex ferroalloys with a reduced niobium content. The paper considers the issues of obtaining complex niobium ferroalloys from a rough concentrate with a weak content

of niobium. It has been established that the addition of 25 – 40 % of silicon or 12 – 30 % of aluminum to the twocomponent metal system Fe–Nb causes the transfer of niobium ferroalloys (15 – 20 % Nb) from the refractory category to lowmelting materials. The crystallization temperatures are less than 1400 °C. The substantiation of using a complex niobium ferroalloy instead of ferroniobium is given. This alloy has reduced niobium content and increased silicon or aluminum content. Higher service characteristics of the complex ferroalloy are noted in comparison with ferroniobium (temperature of the initiation of crystallization and density). They indicate an increased assimilation of niobium when using a complex ferroalloy for steel microalloying. The paper presents data on the possibility of dephosphorization of niobium concentrates in the process of pyrometallurgical production of a complex ferroalloy. An improved scheme for the production of niobiumcontaining ferroalloys is proposed. This consists of the use of niobium concentrate for melting the intermediate ferroalloy containing a reduced concentration of niobium oxides and an increased concentration of silicon (aluminum). This ferroalloy can be used effectively for steel microalloying with niobium.

Keywords: niobium ore, beneficiation, complex niobium ferroalloy, dephosphorization, pyroselection, diatillation

Funding: The work was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 21-19-00252, <https://rscf.ru/project/21-19-00252/>.

For citation: Leont'ev L.I., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Sychev A.V., Mikhailova L.Yu. Potential for obtaining and applying complex niobium ferroalloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 10–20. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-10-20>

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря уникальным свойствам, редкие металлы (РМ) и их соединения играют ключевую роль в научно-техническом прогрессе, являясь базовыми компонентами многих высокоэффективных материалов и технологий [1]. Из 36 РМ 19 входят в перечень основных видов стратегического минерального сырья, в том числе ниобий¹ [2 – 4].

Ежегодный спрос на ниобий в мире достигает 100 тыс. т. Примерно 90 % ниобия в виде ферросплава (феррониобий, 60 – 65 % Nb) потребляется сталеплавильной промышленностью для легирования и производства конструкционных высокопрочных сталей, жаропрочных, жаростойких и сверхпроводниковых сплавов [5 – 7].

В настоящее время основными факторами, определяющими рынок ниобия, являются увеличение потребления ниобия в конструкционной стали и широкое использование сплавов на основе ниобия в производстве авиационных двигателей² [8].

Рост применения ниобия в последние десятилетия в России и во всем мире во многом связан с тем, что ранее он использовался для повышения коррозионной стойкости жаропрочных и нержавеющей сталей (1 – 2 % Nb), а в настоящее время в основном применяется для упрочняющего эффекта в конструкционных сталях в десятых долях процента (изготовление нефтегазовых труб большого диаметра, мостов, деталей в автомобиле- и судостроении и др.) [7, 9].

В России потребление феррониобия увеличилось с 200 – 300 т/год в конце 90-х годов прошлого столетия

до 4,5 тыс. т/год в настоящее время. При этом собственное производство ниобиевой продукции в РФ составляет не более 550 т/год, закрывая внутреннюю потребность экспортом.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Производство ниобия и его сплавов начинается с рудного сырья [10 – 14].

На сегодняшний день в России основной разрабатываемой минерально-сырьевой базой ниобия является Ловозерское редкоземельно-ниобиевое месторождение в Мурманской области [15]. ООО «Ловозерский ГОК» ведет добычу руды, которая после обработки в виде лопаритового концентрата поступает на ОАО «Соликамский магниевый завод» для получения оксида ниобия. При переработке лопаритового концентрата на Соликамском магниевом заводе получают редкоземельные и титановые продукты, танталовые соединения и ниобиевые товарные продукты. Национальное производство ниобиевого сырья в России исчезающе мало и обеспечивает всего 6 – 9 % существующего потребления ниобиевых продуктов³. В то же время Россия располагает перспективными источниками минерального сырья, пригодного для организации производства ниобийсодержащих материалов.

По количеству балансовых запасов ниобия РФ занимает второе место в мире после Бразилии [12, 16]. На государственном балансе числится 42 месторождения, в том числе 8 – только с забалансовыми запасами [6, 15].

Другие известные в России ниобиевые месторождения представлены многокомпонентными объектами, требующими комплексного извлечения полезных ископаемых и компонентов, имеющих различную конъюнктуру и объемы сбыта, что повышает риски их освоения [6, 17, 18]. Катугинское месторождение в щелочных породах в Забайкальском крае с запасами

¹ Стратегии развития промышленности редких и редкоземельных металлов в Российской Федерации на период до 2035 года. М.: Минпромторг России, 2019. URL: <https://minpromtorg.gov.ru/docs/#!strategiya-razvitiya-otrasli-redkih-i-redkozemelnyh-metallov-rossiyskoy-federacii-na-period-do-2035-goda>

² Biesheuvel T., Riseborough J. The commodity that no one knows about but everybody wants to buy. Bloomberg, 2020. URL: <https://www.bloomberg.com/news/articles/2016-05-17/the-commodity-that-no-one-knows-about-but-everybody-wants-to-buy>

³ Годовые отчеты - Соликамский магниевый завод. Годовой отчет за 2020 год. URL: <https://smw.ru/shareholder/everyyear/>

0,47 млн т Nb_2O_5 со средним содержанием Nb_2O_5 в рудах 0,31 % включает редкоземельную ($\Sigma TR - 0,25$ %), циркониевую ($ZrO_2 - 1,38$ %) и криолитовую минерализацию, что затрудняет его комплексное освоение. В Иркутской области находится Nb–TR-фосфатное месторождение Белозиминское, представляющее собой литофицированную кору выветривания по карбонатам с ресурсами 0,75 млн т Nb_2O_5 со средним содержанием 1,5 % Nb_2O_5 . Наиболее перспективным считается Томторское месторождение в Республике Саха-Якутия с редкоземельно-редкометалльной минерализацией в карбонатах с ресурсами 1,2 млн т Nb_2O_5 при среднем содержании 3,99 % Nb_2O_5 . В его пределах выделяется супербогатый участок Буранный, включающий 8 % ресурсов месторождения со средним содержанием 6,7 % Nb_2O_5 и 9,3 % TR_2O_3 . Кроме вышеприведенных подготовленных ниобиевых объектов в России известны и другие ниобиевые месторождения:

- в карбонатах: Чуктуконское, Татарское (Красноярский край), Арбарастах, Горноозерское (Республика Саха-Якутия), Среднезиминское, Большетагнинское (Иркутская область), Неске-Вара (Мурманская область);

- в щелочных гранитах и сиенитах: Улуг-Танзегское (Республика Тыва), Зашихинское (Иркутская область), Тайкеу, Лонгот-Юган и Усть-Мраморное (Ямало-Ненецкий округ);

- в пегматитах: Вишняковское, Гольцовое (Иркутская область), Колмозерское, Ролмостундровское (Мурманская область) [10, 15, 17 – 22].

Для получения пригодного для производства ниобиевых ферросплавов сырья руда проходит стадию обогащения, продуктом которого является концентрат.

Ниобий и тантал получают преимущественно из танталитоколумбитовых, пирохлоровых, лопаритовых руд. Плотность ниобийтанталовых минералов указанных руд более $4,5 \text{ г/см}^3$, поэтому основным методом их обогащения является гравитационный. Как правило, руды россыпных и коренных месторождений содержат сопутствующие тяжелые минералы: магнетит, рутил, ильменит, циркон, монацит, касситерит и др., а также часто встречающиеся минералы лития, бериллия, плотность которых близка к плотности минералов вмещающих пород (полевые шпаты, кварц). В процессе гравитационного обогащения ниобийтанталовых руд на винтовых сепараторах, концентрационных столах получают коллективные концентраты тяжелых металлов [23].

При обогащении тонковкрапленных руд тяжелые минералы выделяются лишь при тонком измельчении руды, что приводит к потерям ниобия и тантала с мелкими (шламовыми) фракциями, составляющими более 50 %.

При содержании в руде 0,2 – 0,4 % Nb_2O_5 извлечение пирохлора в черновые концентраты превышает

60 – 70 %, а при доводке их до кондиционных с содержанием 35 – 40 % Nb_2O_5 извлечение пирохлора в концентрате может снизиться до 40 – 50 %.

При доводке черновой концентрат подвергается грохочению на четыре класса, каждый класс в отдельности направляется на магнитную сепарацию. Магнитная фракция подвергается двукратной перемешке, а немагнитная фракция классов $\pm 0,2 \text{ мм}$ направляется на флотогравитацию сульфидов и апатита, в результате которой получается кондиционный пирохлоровый концентрат. Немагнитная фракция крупностью $-0,2 \text{ мм}$ направляется на флотацию сульфидов и апатита, после которой хвосты подвергаются концентрации на столах. Концентраты столов направляются на сфеногранатовую флотацию, в результате которой получают кондиционный пирохлоровый концентрат и сфеногранатовый продукт.

При обогащении ниобийсодержащего сырья любых месторождений любыми методами образуются промежуточные продукты, которые по мере интенсивности обогащения становятся не только чище, но и дороже [24 – 26].

В промежуточных черновых ниобиевых концентратах содержится более низкое содержание Nb_2O_5 и более высокое вредных примесей (P_2O_5 , SiO_2 и др.). Например, черновые концентраты, полученные из руд Белозиминского месторождения, содержат 15 – 25 % Nb_2O_5 и 3 – 7 % P_2O_5 . Доводка этих материалов до кондиционных концентратов приводит к значительным потерям Nb_2O_5 (до 20 – 50 %) и увеличению их стоимости. По действующим в России техническим требованиям пирохлоровый рудный концентрат для получения феррониобия должен содержать $(Nb, Ta)_2O_5$ не менее 38 %, примесей на 1 % $(Nb, Ta)_2O_5$ не более, %: 0,003 P; 0,005 S; 0,005 C; 0,32 SiO_2 ; 0,35 TiO_2 ; 1,0 влаги [1].

В большинстве ферросплавов содержание ведущего элемента по ГОСТу должно быть достаточно высоким (65 – 90 %), что приводит к необходимости соответствующей его концентрации и в рудном сырье для плавки.

Имеется целый ряд исследований [27 – 29], а также производственных данных о том, что стандартные ферросплавы часто не обладают всеми необходимыми служебными характеристиками [30 – 32]. Стандарты на большинство марок ферросплавов разрабатывались еще в середине прошлого века под существующие сталеплавильные технологии.

В тоже время повышение содержания во многих ферросплавах ведущего элемента (Cr, V, W, Mo) увеличивает температуру плавления сплава, что способствует более медленному его плавлению и растворению в стали [33 – 35]. Например, температура начала кристаллизации (t_n) высокоуглеродистого феррохрома, содержащего 45 % Cr, составляет 1570 °C; 48 % Cr – 1580 °C; 53,3 % Cr – 1600 °C и 63 % Cr – 1620 °C [36].

Феррованадий, содержащий 35 % V, имеет $t_n = 1450$ °С, а 50 и 75 % V соответственно на 60 и 210 °С больше [29]. Для бинарных сплавов системы Mo–Fe повышение содержания молибдена выше 37,5 % приводит к значительному росту t_n , превышающему 1650 °С.

Температуру плавления ферросплавов можно снижать путем ввода в них таких элементов, как кремний и алюминий. Их присутствие в ферросплаве не снизит сферу его применения, поскольку эти элементы присутствуют практически во всех марках стали.

Получаемые многокомпонентные (комплексные) ферросплавы рационально применять для микролегирования металла такими элементами, как Nb, V, B и др. Малая масса вводимых микроэлементов позволяет иметь в комплексном ферросплаве пониженное их содержание, а наличие в сплаве кремния и алюминия не ограничивает в рудном сырье, применяемом при выплавке этих ферросплавов, оксидов SiO_2 и Al_2O_3 [37].

Основная масса феррониобия предназначена для микролегирования стали и может быть заменена на комплексные ферросплавы с пониженным содержанием ниобия.

Подбором целевых и сопутствующих элементов сплава можно определить его рациональный состав, обеспечивающий высокое и стабильное усвоение полезных элементов, быстрое плавление и равномерное их распределение в объеме расплава.

Изучены физико-химические свойства синтетических ниобийсодержащих сплавов систем Nb–Fe, Nb–Si–Fe и Nb–Al–Fe с целью определения приемлемого химического состава ферросплава.

Химический состав ниобиевого ферросплава должен с одной стороны соответствовать продукту, получаемому при обогащении (концентрату), а с другой удовлетворять требованиям сталеплавильщиков к ферросплавам, предназначенным для микролегирования стали ниобием в ковше.

Наиболее применяемый для обработки стали феррониобий (50 – 60 % Nb) имеет высокую температуру плавления (1560 – 1900 °С). Это создает ряд трудностей при вводе ниобия в стальную ванну (особенно при ковшевом легировании) – увеличиваются время плавления и растворения ниобия, снижается его усвоение сталью, затягивается время плавки, требуются дробление ферросплава до <5 – 10 мм и продувка расплава.

При разработке состава новых ниобийсодержащих ферросплавов учитывалось, что:

- ферросплав должен иметь температуру начала плавления не выше 1400 °С и быстро плавиться;
- ферросплав будет использоваться в основном для микролегирования стали (0,02 – 0,05 % Nb);
- ферросплав должен иметь плотность ниже плотности жидкой стали (6 – 7 г/см³);
- для снижения угара ниобия в сплаве должны быть химически активные элементы (Si, Ca, Al), соответствующие обрабатываемой марке стали.

Для исследований выплавлены образцы ниобийсодержащих сплавов двух- и трехкомпонентных систем. Химический состав ферросплавов представлен в табл. 1.

Определение температур начала кристаллизации проводилось методом фиксирования температурных кривых при охлаждении расплава. Плотность ниобийсодержащих сплавов определяли пикнометрическим методом.

Результаты определения температур начала кристаллизации сплавов представлены на рис. 1.

Температуры начала кристаллизации двойной системы Fe–Nb удовлетворительно согласуются с линией ликвидуса на диаграмме состояния, для отдельных составов несовпадение составляет 20 – 70 °С. Из всех рассматриваемых двухкомпонентных сплавов только феррониобий с низким содержанием Nb (10 %) относится к категории легкоплавких материалов ($t_n = 1390$ °С), остальные сплавы системы Fe–Nb, содержащие Nb > 20 %, относятся к категории тугоплавких ($t_n > 1500$ °С).

В тройной системе Fe–Si–Nb (разрез Fe/Nb = 3) могут существовать легкоплавкие эвтектики и тугоплавкие силициды типа $(\text{Fe} + \text{Nb})_n \cdot \text{Si}_m$. Последние, по-видимому, влияют на t_n при содержании 20 % Si. Дальнейший рост содержания кремния (до 40 %) снижает температуру начала кристаллизации в связи с переходом системы в область легкоплавких эвтектик.

Таблица 1

Химический состав синтетических ниобиевых ферросплавов*, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of synthetic niobium ferroalloys*, % (wt)

Марка сплава	Nb	Si	Al
ФН10	10,0	–	–
ФН30	30,0	–	–
ФН45	45,0	–	–
ФН50	50,0	–	–
ФНС10	22,5	10,0	–
ФНС20	20,0	20,0	–
ФНС25	18,7	25,0	–
ФНС30	17,5	30,0	–
ФНС40	15,0	40,0	–
ФНА5	23,7	–	5,0
ФНА10	22,5	–	10,0
ФНА15	21,2	–	15,0
ФНА20	20,0	–	20,0
ФНА30	17,5	–	30,0

* Остальное железо

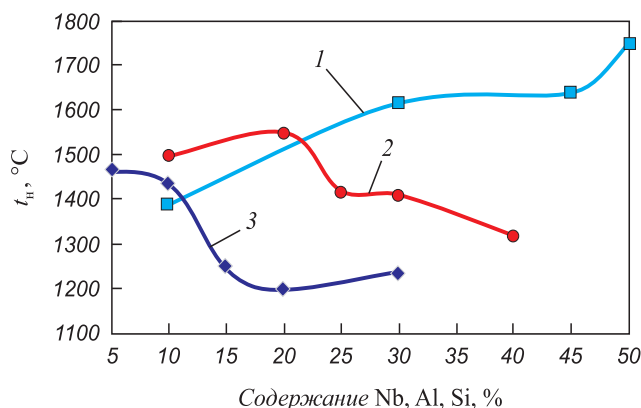


Рис. 1. Зависимость температур начала кристаллизации ниобийсодержащих сплавов от концентрации:
1 – ниобия в двухкомпонентной системе Fe–Nb; 2 – кремния в трехкомпонентной системе Fe–Si–Nb при Fe/Nb = 3;
3 – алюминия в трехкомпонентной системе Fe–Al–Nb при Fe/Nb = 3

Fig. 1. Dependence of the crystallization initiation temperature of niobium-containing alloys on the concentration of:

1 – niobium in the two-component Fe–Nb system; 2 – silicon in the three-component system Fe–Si–Nb at Fe/Nb = 3; 3 – aluminum in the three-component system Fe–Al–Nb at Fe/Nb = 3

В системе Fe–Al–Nb (разрез Fe/Nb = 3) в составе сплава отсутствуют тугоплавкие соединения во всем рассмотренном диапазоне содержания алюминия (5–30 %), и так же, как в двойных сплавах Al–Fe и Al–Nb, увеличение количества алюминия снижает температуру начала кристаллизации.

Добавка к двухкомпонентной металлической системе Fe–Nb кремния (25–40 %) или алюминия (12–30 %) приводит к переводу ниобиевых ферросплавов (15–20 % Nb) из разряда тугоплавких в легкоплавкие материалы с температурой начала кристаллизации менее 1400 °C.

Промышленные сплавы характеризуются дополнительным наличием примесей (Ti, Ca и другие), в то же время значения t_n у промышленных сплавов и у аналогичных синтетических близки. Сопоставляя полученные результаты с имеющимися литературными данными, следует отметить их качественное соответствие.

Результаты определения плотности металлических сплавов систем Fe–Nb, Fe–Si–Nb и Fe–Al–Nb представлены на рис. 2. Установлено, что наибольшую плотность имеют двойные железониобиевые сплавы, добавки легких металлов кремния и алюминия уменьшают плотность сплавов. Снижение содержания ниобия до 10 % в двойном сплаве Fe–Nb, хотя и способствует понижению плотности сплавов с 8250 до 7650 кг/м³, но не позволяет перевести данные сплавы в разряд материалов, обладающих оптимальными значениями плотности. Для дальнейшего снижения плотности в двухкомпонентную систему необходимо вводить легкие металлы, например, кремний или алюминий. Исследуемые трехкомпонентные сплавы Fe–Si–Nb и Fe–Al–Nb с содержанием более 25 % Si или более

15 % Al обладают рациональными значениями плотности как с точки зрения их производства, так и применения для обработки стального расплава.

По сравнению с комплексными ниобиевыми сплавами феррониобий (ФН) обладает наименее благоприятными физико-химическими характеристиками. У него самая большая температура начала кристаллизации и плотность выше, чем у жидкой стали (>7000 кг/м³).

Исследования показали, что снижение температур начала кристаллизации комплексных ниобиевых сплавов происходит при понижении содержания ниобия и увеличении концентрации кремния или алюминия. Трехкомпонентные сплавы Fe–Si–Nb и Fe–Al–Nb с содержанием 15–20 % Nb, 32–40 % Si или 12–30 % Al относятся к категории легкоплавких ферросплавов. Для достижения рациональных значений плотности в двухкомпонентную систему необходимо вводить легкие металлы, например, кремний (25–40 %) или алюминий (15–30 %).

Таким образом, лучшими физико-химическими характеристиками, обеспечивающими высокие служебные свойства, обладают комплексные ниобиевые сплавы ФНС и ФНА, которые рекомендуются для широкого использования при ковшем микролегировании сталей.

Эти сплавы быстро плавятся, находясь в объеме жидкой стали, а ниобий предохраняется от окисления кремнием (алюминием) комплексного сплава, что способствует более высокому усвоению ведущего элемента.

Комплексные ферросплавы были успешно применены при микролегировании ниобием стали, идущей на изготовление вагонных стоек, газопроводных труб большого диаметра (сталь 9Г2ФБ, 10Г2БД) на Нижнетагильском и Новоліпецком металлургических комби-

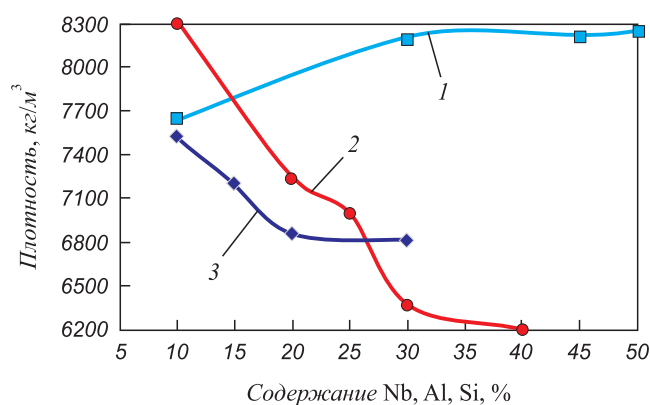


Рис. 2. Зависимость плотности ниобийсодержащих сплавов от концентрации:

1 – ниобия в двухкомпонентной системе Fe–Nb; 2 – кремния в трехкомпонентной системе Fe–Si–Nb при Fe/Nb = 3;
3 – алюминия в трехкомпонентной системе Fe–Al–Nb при Fe/Nb = 3

Fig. 2. Dependence of the density of niobium-containing alloys on the concentration of:

1 – niobium in the two-component Fe–Nb system; 2 – silicon in the three-component system Fe–Si–Nb at Fe/Nb = 3; 3 – aluminum in the three-component system Fe–Al–Nb at Fe/Nb = 3

натах, автомобильном заводе им. Лихачева. Угар ниобия на всех плавках составил не более 4,5 % (выше, чем при использовании феррониобия на 10 – 25 %), отмечены получение более мелкого зерна феррита за счет внедрения карбонитридов ниобия, более равномерное распределение ниобия в объеме металла, улучшение формы неметаллических включений.

Большинство ниобиевых месторождений России представлены пироксеновым, апатит-пироксеновым, колумбит-пироксеновым типами руд, которые содержат значительное количество фосфора. Поэтому все схемы обогащения этих руд содержат стадию дефосфорации, удорожающую продукт и снижающую степень перехода в него ниобия. В тоже время при пирометаллургическом получении комплексных ниобиевых ферросплавов можно выплавлять сплавы с пониженной концентрацией фосфора.

В ИМЕТ УрО РАН изучена возможность переработки черновых концентратов, полученных из апатит-пироксеновых руд Белозиминского месторождения, с дефосфорацией методами пироселекции и возгонки фосфора.

Трудность проведения пироселекции связана с тем, что в результате плавки необходимо при глубоком восстановлении и переходе в металл фосфора практически полностью оставить в шлаке ниобий. В то же время селективное восстановление является сложным физико-химическим комплексом процессов восстановления различных оксидов, взаимодействия королек восстановленного металла между собой и со шлаком, коагуляции металлических капель, их осаждения и т. д.

В лабораторных условиях изучались физико-химические характеристики концентратов и влияние различных факторов (количества и вида восстановителя, флюса и осадителя, вязкости расплава, температуры процесса, его продолжительности) на селективное восстановление железа и фосфора, обеспечивающее получение шлака с отношением Nb/P > 20.

Изучено получение комплексного ниобиевого ферросплава из высокофосфористого концентрата с пироселекцией фосфора. Концентрат содержал, %: 47,1 Nb₂O₃; 1,2 P₂O₅; 15,8 CaO; 8,8 SiO₂; 1,2 FeO; 1,5 Al₂O₃. В качестве восстановителя применялся кокс, осадителя – чугунная стружка.

Установлена целесообразность двухступенчатой плавки. На первой ступени при 1260 – 1450 °С проводили восстановление железа и фосфора, на второй – при 1410 – 1450 °С после окончания реакции восстановления снижали вязкость расплава и осаждали королеку металла.

Экспериментально определено оптимальное количество шихтовых материалов: кокса не менее стехиометрически необходимого на восстановление железа и фосфора, чугунной стружки ~15 % от массы концентрата.

Эта схема была рекомендована для дальнейших испытаний.

Промышленные плавки по дефосфорации пироселекцией кондиционных концентратов были проведены в печи с трансформатором мощностью 1100 кВА.

В качестве сырья применяли кондиционный ниобиевый концентрат (38,0 % Nb₂O₅; 4,5 – 6,4 % P₂O₅; 11,4 – 14,6 % Fe₂O₃), чугунную стружку и кокс (68 – 73 % С).

Для достижения в шлаке низкого содержания фосфора (<0,5 %) при незначительном восстановлении ниобия следовало иметь в шихте избыток восстановителя 20 – 40 % от стехиометрически необходимого на восстановление железа и фосфора. Получены удовлетворительные результаты. Содержание фосфора в шлаке находилось на достаточно низком уровне (0,1 – 0,3 %) при 34 – 39 % Nb₂O₅, около 99 % фосфора перешло в металл и в газовую фазу, восстановление и переход ниобия в металл составили менее 1 %. Всего было получено 3 т шлака.

Промышленная технология показала принципиальную возможность проведения дефосфорации пироселекцией в электропечи с удовлетворительными показателями. Полученный низкофосфористый ниобийсодержащий шлак после дробления может быть использован для производства феррониобия по существующим технологическим схемам.

Изучена дефосфорация методом возгонки для высокофосфористого ниобиевого сырья.

Термодинамическим методом проведено моделирование силикотермического получения ниобиевых ферросплавов из высокофосфористых концентратов. Термодинамическое моделирование (ТДМ) проведено с использованием программного комплекса HSC Chemistry 6.0, позволяющего производить расчеты равновесных составов и количеств образующихся продуктов по алгоритму минимизации энергии Гиббса на основе представлений о металлургических расплавах как об идеальных растворах [38, 39].

В табл. 2 приведен состав расчетного концентрата.

На рис. 3 и 4 представлены результаты моделирования.

Показано, что при введении кремния в количестве, стехиометрически необходимом для восстановления железа, ниобия, титана и фосфора из оксидов, не происходит полного восстановления ниобия и титана из-за образования в сплаве прочных силицидов ниобия, при этом железо полностью восстанавливается. При увеличении кремния до 130 % от стехиометрии ниобий переходит в металлическую фазу на 98,5 и 97 % соответственно для составов № 1 и 2. При дальнейшем увеличении количества восстановителя степень извлечения ниобия стремится к 100 %. Избыток кремния до 250 % позволяет повысить степень извлечения титана до 86 – 88 %.

С повышением количества введенного кремния в систему извлечение фосфора в сплав снижается за счет его возгонки в газовую фазу. Для состава № 1 мак-

Таблица 2

Химический состав ниобиевого концентрата

Table 2. Chemical composition of niobium concentrate

Номер	Содержание, %							
	Nb ₂ O ₅	P ₂ O ₅	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	TiO ₂	Fe ₂ O ₃	MgO
1	45	2	15	23	2	9	3	1
2	14	13	13	25	2	3	29	1

симальная степень возгонки фосфора достигается при 156 % кремния и составляет 52, 59 и 65 % для температур 1500, 1600 и 1700 °С соответственно (рис. 3, а). При дальнейшем росте содержания восстановителя степень возгонки увеличивается незначительно (не более 1 %). Для состава № 2 максимальная степень возгонки фосфора достигается только при 250 % кремния и составляет 67, 73 и 78 % для температур 1500, 1600 и 1700 °С соответственно (рис. 3, б).

На рис. 4 представлен состав образующейся металлической фазы в зависимости от количества восстановителя. При стехиометрическом количестве кремния, введенного в систему, формируемая металлическая фаза для концентрата состава № 1 будет со-

держат, %: 79 Nb, 7,0 Si, 6,0 Fe, 1,2 P, 0,02 Ti. При избытке восстановителя 240 % металлическая фаза будет содержать, %: 49 Nb, 45 Si, 3,0 Fe, 0,4 P, 7,0 Ti. Для концентрата состава № 2 металлическая фаза при стехиометрическом количестве кремния будет содержать, %: 24 Nb, 7 Si, 59 Fe, 12 P, 0,01 Ti, а при избытке кремния 240 % будет содержать, %: 15 Nb, 49 Si, 31 Fe, 2,4 P, 2,5 Ti. Наилучшие показатели по остаточному содержанию фосфора (0,4 %) в металле достигнуты при переработке концентрата состава № 2 с получением высококремнистого сплава (45 % Si).

Проведенный термодинамический анализ силикотермического получения комплексных ферросплавов из высокофосфористых ниобиевых концентратов пока-

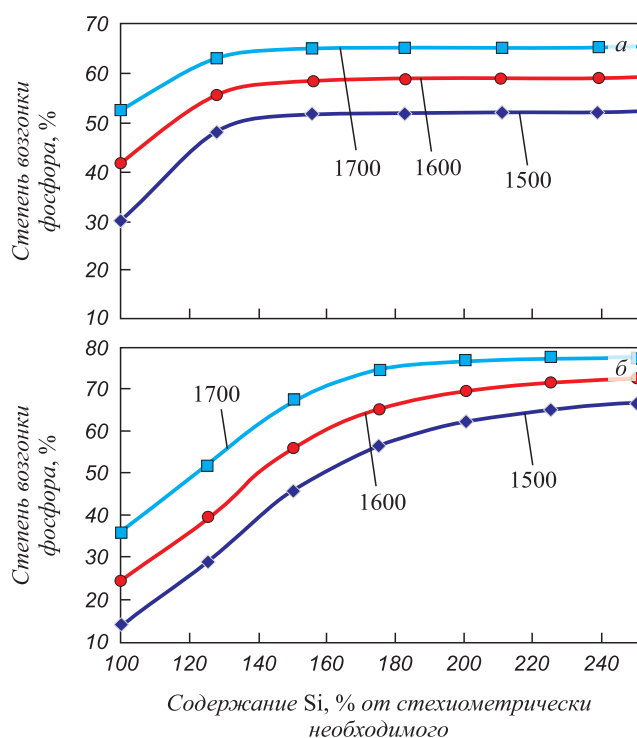


Рис. 3. Зависимость степени возгонки фосфора от содержания кремния и температуры:
а – ниобиевый концентрат состава № 1; б – ниобиевый концентрат состава № 2 (см. табл. 2)

Fig. 3. Dependence of the phosphorus distillation degree on the silicon content and temperature:
а – niobium concentrate of composition No. 1; б – niobium concentrate of composition No. 2 (Table 2)

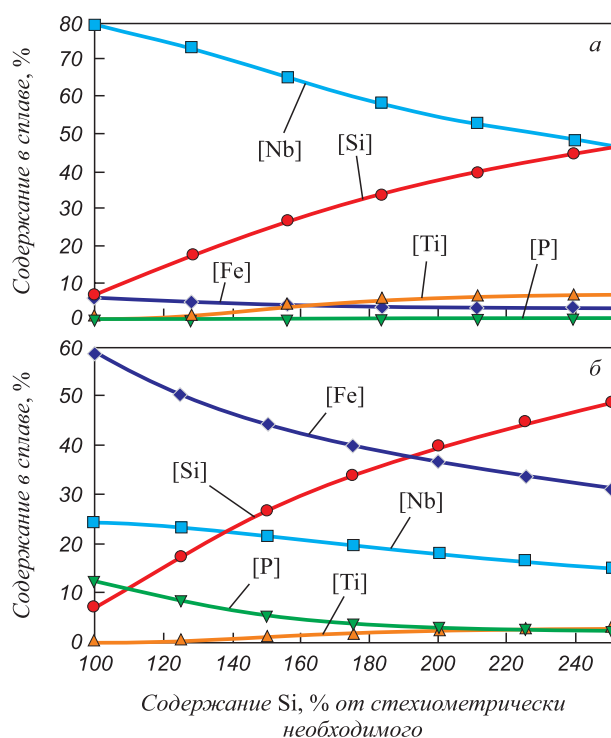


Рис. 4. Зависимость содержания Nb, Fe, P, Ti в металле от содержания кремния при 1600 °С:
а – ниобиевый концентрат состава № 1; б – ниобиевый концентрат состава № 2 (см. табл. 2)

Fig. 4. Dependence of the content of Nb, Fe, P, Ti in the metal on silicon content at 1600 °C:
а – niobium concentrate of composition No. 1; б – niobium concentrate of composition No. 2 (Table 2)

зал, что для восстановления ниобия на 97 – 99 % при температуре 1600 °С необходим избыток восстановителя (кремния) не менее 30 – 35 % от стехиометрически необходимого на полное восстановление металлов и фосфора, что объясняется образованием прочных силицидов ниобия. С увеличением температуры с 1500 до 1700 °С степень возгонки фосфора увеличивается. Максимальная степень возгонки фосфора составляет 77 % при температуре 1700 °С для исходного концентрата, содержащего 13 % P_2O_5 . Наилучшие показатели по остаточному содержанию фосфора в металле достигнуты при переработке концентрата с 45 % Nb_2O_5 и 2 % P_2O_5 с получением комплексного сплава, содержащего, %: 49 Nb, 45 Si, 7,0 Ti, 0,4 P.

В полупромышленных условиях изучали влияние технологических параметров плавки на возгонку фосфора и восстановление ниобия. Плавки проводили на одноэлектродной электропечи с проводящей подиной мощностью 55 – 80 кВА, шихта состояла из кварцита (97,5 % SiO_2), полукокса (53,0 % C; 27,0 % Ас; 7,0 % V^г; 8,6 % W^а), ниобиевого концентрата (12,9 % Nb_2O_5 ; 7,7 % P; 26,2 % Fe_2O_3 ; 26,4 % CaO; 9,0 % SiO_2), частично обесфосфоренного ниобиевого шлака (5 – 8 % Nb_2O_5 ; 0,4 – 1,5 % P; 23 – 42 % SiO_2). Было проведено 48 плавов. Содержание кремния в сплаве поддерживали на уровне 30 – 50 %. Плавки проводили непрерывным бесшлаковым карботермическим процессом с закрытым колошником.

Проведенные эксперименты показали принципиальную возможность получения силикониобия возгонкой фосфора бесшлаковым процессом с требуемой степенью дефосфорации. Лучшим сырьем для плавки явился кусковый частично обесфосфоренный ниобиевый шлак.

В результате проведенных исследований по получению комплексного сплава ферросиликониобия установлена зависимость содержания фосфора от концентрации кремния в сплаве (рис. 5). Кроме кремния на содержание [P] влияет марганец, с увеличением концентрации которого повышается содержание фосфора в сплаве при равной концентрации кремния.

При отработке технологии в промышленных условиях в качестве плавильного агрегата использовали электропечь мощностью 1200 кВА. На первой стадии в качестве шихты использовали кварцит, кокс и ниобиевый концентрат, который содержал, %: 25,2 Nb_2O_5 ; 8,8 P; 20,7 Fe_2O_3 ; 23,1 CaO; 7,0 SiO_2 . В шлак перешло 45 % P и 96 % Nb. Шлак содержал 29,6 % Nb_2O_5 и 5,1 % P, металл – 1,1 % Nb; 17,4 % P. В результате селективной плавки получено частично дефосфорированное, обогащенное и окускованное сырье (в виде шлака) для следующего этапа переработки и феррофосфориониобиевый сплав, который можно использовать для легирования отдельных марок чугуна и стали.

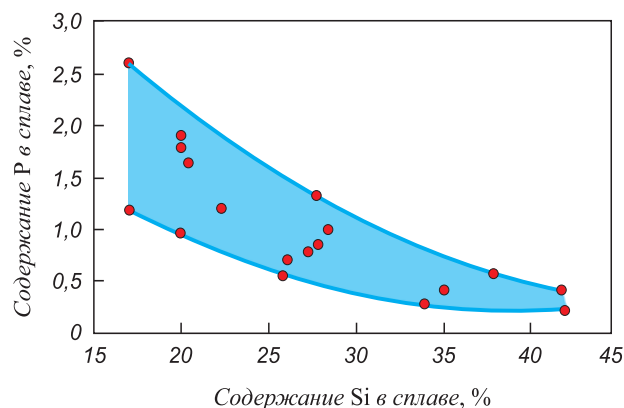


Рис. 5. Зависимость содержания фосфора от количества кремния в сплаве

Fig. 5. Dependence of phosphorus content on silicon amount of in the alloy

Вторую стадию проводили в той же печи, футерованной угольными блоками, непрерывным процессом с получением ферросиликониобия. Шихта состояла из шлака, кокса и кварцита. Технологический процесс плавки проходил нормально, во время выпуска выходило небольшое количество шлака (<100 кг/т сплава). Извлечение ниобия в сплав было высоким – 97 %. Усредненный состав сплава: 16,5 % Nb; 0,4 % P; 40,6 % Si; остальное железо. Всего было получено ~100 т сплава. Дефосфорация путем перевода фосфора в газовую фазу составила 90 %, в сплаве Nb/P = 38.

Данная технология может быть использована в дальнейшем только в герметичных руднотермических печах типа фосфорных с улавливанием и утилизацией фосфора.

Промышленное опробование различных технологических схем выплавки комплексных ниобиевых ферросплавов из концентратов Белозиминского месторождения показало принципиальную возможность дефосфорации при восстановительной карботермической плавке с получением 0,3 – 0,4 % P и высоким содержанием кремния в ферросплаве.

Выводы

Таким образом, предлагается усовершенствованная схема получения ниобийсодержащих ферросплавов, заключающаяся в применении для плавки полупродукта ниобиевого концентрата, содержащего пониженную концентрацию оксидов ниобия и повышенную фосфора. Данная технология позволяет проводить процесс выплавки с дефосфорацией и получением комплексного ферросплава с пониженным количеством ниобия, повышенным кремния (алюминия), который может более эффективно использоваться для микролегирования стали ниобием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям. ИТС 24-2017. Производство редких и редкоземельных металлов. Москва: Бюро НДТ, 2017. 202 с.
2. Быховский Л.З., Архипова Н.А. Рудная база стратегических редких металлов России: состояние, перспективы освоения и развития // Горный журнал. 2017. № 7. С. 4–10. <https://doi.org/10.17580/gzh.2017.07.01>
3. Dufresne C., Goyette G. The production of ferroniobium at the Niobec mine // Niobium, Science and Technology: Proceedings of the Int. Symp. Niobium 2001. Orlando, FL, United States, 2001. Code 62351. P. 29–35.
4. Geological U.S. Mineral Commodity Summaries. U.S. Geological Survey, Reston. 2016. P. 117.
5. Волков А.И. Состояние и перспективы использования редких металлов в черной металлургии // Разведка и охрана недр. 2020. № 3. С. 11–18.
6. Нечаев А.В., Поляков Е.Г., Белоусов Е.Б., Пикалова В.С., Быховский Л.З. Минерально-сырьевая база ниобия России: приоритеты освоения // Минеральные ресурсы России. Экономика и управление. 2020. № 4–5. С. 8–15.
7. Silvestre L., Langenberg P., Amaral T., Carboni M., Meira M., Jordão A. Use of niobium high strength steels with 450 MPA yield strength for construction // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 and Offshore Engineering Steels 2015 Conf. Proceedings. 2015. P. 931–939.
8. Никишина Е.Е., Дробот Д.В., Лебедева Е.Н. Ниобий и тантал: состояние мирового рынка, области применения, сырьевые источники. Часть 2 // Известия вузов. Цветная металлургия. 2014. № 1. С. 29–41.
9. Лисов В.И. Редкие металлы России: Ресурс технологических инноваций. Москва: ЦентрЛитНефтегаз, 2018. 509 с.
10. Мелентьев Г.Б. Перспективы обеспечения собственным редкометальным сырьем и развития производств феррониобия в России // Труды научно-практической конференции «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: ФЕРРОСПЛАВЫ». Екатеринбург: Альфа-Принт, 2018. С. 36–46.
11. Paraiso-Fo O.D.S., Fuccio R., Betz E.W. Mining, ore preparation and niobium based materials production at Araxa, Brazil. High Temperature Materials and Processes, 1993. Vol. 11. No. 1–4. P. 119–138.
12. Alves A.R., Coutinho A.R. Life cycle assessment of niobium: A mining and production case study in Brazil // Minerals Engineering. 2019. Vol. 132. P. 275–283.
13. Wang G., Du Y.X., Wang J.S., Xue Q.G. Carbothermic reduction behaviors of Ti–Nb-bearing Fe concentrate from Bayan Obo ore in China // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2018. Vol. 25. No. 1. P. 28–36. <https://doi.org/10.1007/s12613-018-1543-5>
14. Zhang Q.F. Analysis on mineralogical characteristics of niobium-bearing resources in Baiyunebo deposit // Nonferrous Metals. 2005. Vol. 57. No. 2. P. 111.
15. Государственный доклад «О состоянии и использовании минерально-сырьевых ресурсов Российской Федерации 2019 году». Москва: «ВНИГНИ», «Гидроспецгеология». 2019. 426 с.
16. Alves A.R., Coutinho A.R. The evolution of niobium production in Brazil // Materials Research. 2015. Vol. 18. No. 1. P. 106–112. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.276414>
17. Быховский Л.З., Архипова Н.А. Редкометалльное сырье России: перспективы освоения и развития минерально-сырьевой базы // Разведка и охрана недр. 2016. № 11. С. 26–30.
18. Mashkovtsev G.A., Bakanova T.V. On mineral resources for ferroalloy production // Theoretical and Practical Conf. with Int. Par-
1. Information and technical guide to the best available technologies. ITS 24-2017. Production of rare and rare earth metals. Moscow: Byuro NDT, 2017, 202 p. (In Russ.).
2. Bykhovskiy L.Z., Arkhipova N.A. Strategic rare metal supply in Russia: Current state & future prospects. Gornyi zhurnal. 2017, no. 7, pp. 4–10. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/gzh.2017.07.01>
3. Dufresne C., Goyette G. The production of ferroniobium at the Niobec mine. In: Niobium, Science and Technology: Proceedings of the Int. Symp. Niobium 2001. Orlando, FL, United States, 2001, Code 62351, pp. 29–35.
4. Geological U.S. Mineral Commodity Summaries. U.S. Geological Survey, Reston, 2016, p. 117.
5. Volkov A.I. State and prospects for use of rare metals in ferrous metallurgy. Razvedka i okhrana nedr. 2020, no. 3, pp. 11–18. (In Russ.).
6. Nechaev A.V., Polyakov E.G., Belousov E.B., Pikalova V.S., Bykhovskii L.Z. Mineral resource base of niobium in Russia: Development priorities. Mineral'nye resursy Rossii. Ekonomika i upravlenie. 2020, no. 4–5, pp. 8–15. (In Russ.).
7. Silvestre L., Langenberg P., Amaral T., Carboni M., Meira M., Jordão A. Use of niobium high strength steels with 450 MPA yield strength for construction. In: HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 and Offshore Engineering Steels 2015 Conf. Proceedings, pp. 931–939.
8. Nikishina E.E., Drobot D.V., Lebedeva E.N. Niobium and tantalum: State of the world market, application fields, and sources of raw materials. Part 2. Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2014, vol. 55, no. 2, pp. 130–140.
9. Lisov V.I. Rare Metals of Russia: A Resource for Technological Innovation. Moscow: TsentrLitNeftegaz, 2018, 509 p. (In Russ.).
10. Melent'ev G.B. Prospects for the provision of own rare-metal raw materials and development of ferroniobium production in Russia. In: Theoretical and Practical Conf. with Int. Participation and School for Young Scientists "FERROALLOYS: Development prospects of metallurgy and machine building based on completed Research and Development". Yekaterinburg: Al'fa-Print, 2018, pp. 36–46 (In Russ.).
11. Paraiso-Fo O.D.S., Fuccio R., Betz E.W. Mining, ore preparation and niobium based materials production at Araxa, Brazil. High Temperature Materials and Processes. 1993, vol. 11, no. 1–4, pp. 119–138.
12. Alves A.R., Coutinho A.R. Life cycle assessment of niobium: A mining and production case study in Brazil. Minerals Engineering. 2019, vol. 132, pp. 275–283.
13. Wang G., Du Y.X., Wang J.S., Xue Q.G. Carbothermic reduction behaviors of Ti–Nb-bearing Fe concentrate from Bayan Obo ore in China. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2018, vol. 25, no. 1, pp. 28–36. <https://doi.org/10.1007/s12613-018-1543-5>
14. Zhang Q.F. Analysis on mineralogical characteristics of niobium-bearing resources in Baiyunebo deposit. Nonferrous Metals. 2005, vol. 57, no. 2, pp. 111.
15. State report "State and Use of Mineral Resources of the Russian Federation in 2019". Moscow: All-Russian Research Geological Oil Institute, Gidrospegeologiya, 2019, 426 p. (In Russ.).
16. Alves A.R., Coutinho A.R. The evolution of niobium production in Brazil. Materials Research. 2015, vol. 18, no. 1, pp. 106–112. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.276414>
17. Bykhovskii L.Z., Arkhipova N.A. Rare-metal raw materials of Russia: Prospects and development of mineral resource base. Razvedka i okhrana nedr. 2016, no. 11, pp. 26–30 (In Russ.).
18. Mashkovtsev G.A., Bakanova T.V. On mineral resources for ferroalloy production. In: Theoretical and Practical Conf. with Int.

- participation and School for Young Scientists “FERROALLOYS: Development prospects of metallurgy and machine building based on completed Research and Development”. 2019. P. 29–45.
19. Морозова Л.Н., Баянова Т.Б., Базай А.В. и др. Редкометалльные пегматиты Колмозерского литиевого месторождения арктического региона Балтийского щита: новые геохронологические данные // Вестник Кольского научного центра РАН. 2017. № 1 (9). С. 43–52.
20. Толстов А.В., Самсонов Н.Ю. Томтор: геология, технологии, экономика // ЭКО. 2014. № 2 (476). С. 36–44.
21. Новые минерально-сырьевые металлургические комплексы России (краткий обзор) / Под ред. Г.А. Машковцева. Москва: ВИМС, 2007. 44 с.
22. Нечаев А.В., Смирнов А.В., Сибилев А.С. и др. Гидрометаллургическая переработка колумбитового концентрата Зашихинского месторождения // Химическая технология. 2017. Т. 18. № 2. С. 81–88.
23. Маслов А.А., Оствальд Р.В., Шагалов В.В. и др. Химическая технология ниобия и тантала. Томск: Томский политехнический университет, 2010. 97 с.
24. Liu M.D., You Z.X., Peng Z.W. Enrichment of rare earth and niobium from a REE–Nb–Fe associated ore via reductive roasting followed by magnetic separation // JOM. 2016. Vol. 68. No. 2. P. 567–576. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1679-y>
25. Xv J., Bulin C.K., Zhao R.C. Recovering iron and beneficiating niobium from rough niobium concentrate by magnetization roast–magnetic separation process // Hydrometallurgy China. 2013. Vol. 32. No. 2. P. 75.
26. Jiang M., Sun T.C., Kou J., Ji Y., Xu Y. Distribution behavior of niobium in process of coal-based direct reduction roasting of Nb-bearing iron concentrates // Xiyou Jinshu/Chinese Journal of Rare Metals. 2011. Vol. 35. No. 5. P. 731–735. <https://doi.org/10.3969/j.issn.0258-7076.2011.05.019>
27. Жучков В.И., Андреев Н.А., Заякин О.В., Островский Я.И., Афанасьев В.И. Состав и служебные характеристики хромовых ферросплавов // Сталь. 2013. № 5. С. 36–37.
28. Гасик М.И., Гладких В.А., Жданов А.В., Жучков В.И., Заякин О.В., Леонтьев Л.И., Овчарук А.Н. Расчетное определение ценности марганцевородного сырья // Электрометаллургия. 2009. № 1. С. 32–34.
29. Смирнов Л.А., Жучков В.И., Заякин О.В., Михайлова Л.Ю. Комплексные ванадийсодержащие ферросплавы // Металлург. 2020. № 12. С. 91–95.
30. Есенжулов А.Б., Островский Я.И., Афанасьев В.И., Заякин О.В., Жучков В.И. Использование российского хромородного сырья при выплавке высокоуглеродистого феррохрома в ОАО «СЗФ» // Сталь. 2008. № 4. С. 32–36.
31. Yessengaliyev D., Baisanov S., Issagulov A., Zayakin O., Abdirashit A. Thermodynamic diagram analysis (TDA) of MnO–CaO–Al₂O₃–SiO₂ and phase composition of slag in refined ferromanganese production // Metalurgija. 2019. Vol. 58. No. 3–4. P. 291–294.
32. Жучков В.И., Заякин О.В., Леонтьев Л.И., Есенжулов А.Б., Островский Я.И. Основные направления переработки бедного отечественного хромородного сырья // Электрометаллургия. 2008. № 5. С. 18–21.
33. Заякин О.В., Жучков В.И., Лозовая Е.Ю. Время плавления никельсодержащих ферросплавов в стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2007. № 5. С. 13–16.
34. Андреев Н.А., Жучков В.И., Заякин О.В. Изучение плотности хромсодержащих ферросплавов // Электрометаллургия. 2012. № 6. С. 15–16.
35. Akuov A., Samuratov Y., Kelamanov B., Zhumagaliyev Y., Taizhigitova M. Development of an alternative technology for the produc-
- Participation and School for Young Scientists “FERROALLOYS: Development prospects of metallurgy and machine building based on completed Research and Development”. 2019, pp. 29–45.
19. Morozova L.N., Bayanova T.B., Bazai A.V., Lyalina L.M., Se-rov P.A., Borisenko E.S., Kunakkuzin E.L. Rare metal pegmatites of the Kolmozero lithium deposit in the Arctic region of the Baltic shield: New geochronological data. *Vestnik Kol'skogo nauchnogo tsentra RAN*. 2017, no. 1 (9), pp. 43–52. (In Russ.).
20. Tolstov A.V., Samsonov N.Yu. Tomtor: geology, technology, economics. *EKO*. 2014, no. 2 (476), pp. 36–44. (In Russ.).
21. *New Mineral and Raw Metallurgical Complexes in Russia (Brief Overview)*. Mashkovtsev G.A. ed. Moscow: VIMS, 2007, 44 p. (In Russ.).
22. Nechaev A.V., Smirnov A.V., Sibilev A.S., etc. Hydrometallurgical processing of columbite concentrate from the Zashikhinsky deposit. *Khimicheskaya tekhnologiya*. 2017, vol. 18, no. 2, pp. 81–88. (In Russ.).
23. Maslov A.A., Ostval'd R.V., Shagalov V.V., Maslova E.S., Gorenyuk Yu.S. *Chemical Technology of Niobium and Tantalum*. Tomsk: Tomskii politekhnicheskii universitet, 2010, 97 p. (In Russ.).
24. Liu M.D., You Z.X., Peng Z.W. Enrichment of rare earth and niobium from a REE–Nb–Fe associated ore via reductive roasting followed by magnetic separation. *JOM*. 2016, vol. 68, no. 2, pp. 567–576. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1679-y>
25. Xv J., Bulin C.K., Zhao R.C. Recovering iron and beneficiating niobium from rough niobium concentrate by magnetization roast–magnetic separation process. *Hydrometallurgy China*. 2013, vol. 32, no. 2, pp. 75.
26. Jiang M., Sun T.C., Kou J., Ji Y., Xu Y. Distribution behavior of niobium in process of coal-based direct reduction roasting of Nb-bearing iron concentrates. *Xiyou Jinshu/Chinese Journal of Rare Metals*. 2011, vol. 35, no. 5, p. 731–735. <https://doi.org/10.3969/j.issn.0258-7076.2011.05.019>
27. Zhuchkov V.I., Andreev N.A., Zayakin O.V., Ostrovskii Ya.I., Afanas'ev V.I. Composition and performance of chromium-bearing ferroalloys. *Steel in Translation*. 2013, vol. 43, no. 5, pp. 306–308. <https://doi.org/10.3103/S0967091213050240>
28. Gasik M.I., Gladkikh V.A., Zhdanov A.V., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Leont'ev L.I., Ovcharuk A.N. Calculation of the value of manganese ore raw materials. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009, vol. 2009, no. 8, pp. 756–758. <https://doi.org/10.1134/S0036029509080175>
29. Smirnov L.A., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Mikhailova L.Yu. Complex vanadium – containing ferroalloys. *Metallurgist*. 2021, vol. 64, no. 11–12, pp. 1249–1255. <https://doi.org/10.1007/s11015-021-01112-1>
30. Esenzhulov A.B., Ostrovskii Ya.I., Afanas'ev V.I., Zayakin O.V., Zhuchkov V.I. Russian chromium ore in smelting high-carbon ferrochrome at OAO SZF. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 4, pp. 315–317. <https://doi.org/10.3103/S096709120804013X>
31. Yessengaliyev D., Baisanov S., Issagulov A., Zayakin O., Abdirashit A. Thermodynamic diagram analysis (TDA) of MnO–CaO–Al₂O₃–SiO₂ and phase composition of slag in refined ferromanganese production. *Metalurgija*. 2019, vol. 58, no. 3–4, pp. 291–294.
32. Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Leont'ev L.I., Esenzhulov A.B., Ostrovskii Ya.I. Main trends in the processing of poor chrome ore raw materials. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2008, vol. 2008, no. 8, pp. 709–712. <https://doi.org/10.1134/S0036029508080132>
33. Zayakin O.V., Zhuchkov V.I., Lozovaya E.Yu. Melting time of nickel-bearing ferroalloys in steel. *Steel in Translation*. 2007, vol. 37, no. 5, pp. 416–418. <https://doi.org/10.3103/S0967091207050038>
34. Andreev N.A., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V. Density of chromium-containing ferroalloys. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2013, vol. 2013, no. 6, pp. 418–419. <https://doi.org/10.1134/S0036029513060025>
35. Akuov A., Samuratov Y., Kelamanov B., Zhumagaliyev Y., Taizhigitova M. Development of an alternative technology for the pro-

- tion of refined ferrochrome // *Metalurgija*. 2020. Vol. 59. No. 4. P. 529–532.
36. Жучков В.И., Заякин О.В., Михайлова Л.Ю. Физическая химия и технология в металлургии ферросплавов. Екатеринбург: ООО «Альфа Принт», 2021. 272 с.
 37. Zhuckov V.I., Zayakin O.V., Mikhailova L.Yu. Obtaining of niobium-containing ferroalloys from the Russian ore raw materials // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 966. Article 012037.
<http://doi.org/10.1088/1757-899X/966/1/012037>
 38. Roine A. Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical Reactions and Equilibrium Software with Extensive Thermochemical Database. Pori: Outokumpu research OY, 2002. 268 p.
 39. Заякин О.В., Михайлова Л.Ю., Уполовникова А.Г. и др. Термодинамический анализ силикотермического получения ферросплавов из ниобийсодержащих концентратов // Труды конгресса с международным участием и конференции молодых ученых «Фундаментальные исследования и прикладные разработки процессов переработки и утилизации техногенных образований»: «ТЕХНОГЕН-2021». Екатеринбург: УрО РАН, 2021. С. 202–205.
 - duction of refined ferrochrome. *Metalurgija*. 2020, vol. 59, no. 4, pp. 529–532.
 36. Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Mikhailova L.Yu. *Physical Chemistry and Technology in Ferroalloy Metallurgy*. Yekaterinburg: Al'fa Print, 2021, 272 p. (In Russ.).
 37. Zhuckov V.I., Zayakin O.V., Mikhailova L.Yu. Obtaining of niobium-containing ferroalloys from the Russian ore raw materials. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020, vol. 966, article 012037.
<http://doi.org/10.1088/1757-899X/966/1/012037>
 38. Roine A. *Outokumpu HSC Chemistry for Windows. Chemical Reactions and Equilibrium Software with Extensive Thermochemical Database*. Pori: Outokumpu research OY, 2002, 268 p.
 39. Zayakin O.V., Mikhailova L.Yu., Upolovnikova A.G., etc. Thermodynamic analysis of silicothermal production of ferroalloys from niobium-containing concentrates. In: *Proceedings of the Congress with Int. Participation and Conf. of Young Scientists "Fundamental Research and Applied Development of Processing and Disposal of Technogenic Formations": "TECHNOGEN-2021"*. Yekaterinburg: UrB RAS, 2021, pp. 202–205. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

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

Владимир Иванович Жучков, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: ntm2000@mail.ru

Олег Вадимович Заякин, д.т.н., главный научный сотрудник, заведующий лабораторией стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: zferro@mail.ru

Александр Владимирович Сычев, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: ntm2000@mail.ru

Людмила Юрьевна Михайлова, к.т.н., научный сотрудник лаборатории стали и ферросплавов, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: ferrostal@bk.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

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

Vladimir I. Zhuchkov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
E-mail: ntm2000@mail.ru

Oleg V. Zayakin, Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher, Head of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
E-mail: zferro@mail.ru

Aleksandr V. Sychev, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
E-mail: ntm2000@mail.ru

Lyudmila Yu. Mikhailova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Steel and Ferroalloys, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Science
E-mail: ferrostal@bk.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

Л. И. Леонтьев – общее руководство, постановка задач исследования.
В. И. Жучков – формирование основной концепции и методических подходов.
О. В. Заякин – научное руководство, анализ результатов исследований, доработка текста, корректировка выводов.
А. В. Сычев – теоретический анализ, проведение расчетов, анализ результатов исследований, формирование выводов.
Л. Ю. Михайлова – обзор литературы, сбор, систематизация и обработка данных для проведения исследования, подготовка текста.

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

L. I. Leont'ev – general guidance, setting research objectives.
V. I. Zhuchkov – the formation of the main concept and methodological approaches.
O. V. Zayakin – scientific guidance, analysis of research results, revision of the text, correction of conclusions.
A. V. Sychev – theoretical analysis, calculations, analysis of research results, drawing conclusions.
L. Yu. Mikhailova – literature review, collection, systematization and processing of data for the study, preparation of the text.

Поступила в редакцию 01.12.2021
После доработки 08.12.2021
Принята к публикации 09.12.2021

Received 01.12.2021
Revised 08.12.2021
Accepted 09.12.2021



Оригинальная статья

УДК 621.771.23.09

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-21-27



ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗГИБА ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА С ГРАДИЕНТОМ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПО ТОЛЩИНЕ

А. Б. Максимов¹, Ю. Г. Пронина²¹ Керченский государственный морской технологический университет (Россия, 298309, Крым, Керчь, ул. Орджоникидзе, 82)² Санкт-Петербургский государственный университет (Россия, 199034, Санкт-Петербург, Университетская наб., 7-9)

Аннотация. В работе исследуется изгиб пластины из толстолистовой судовой стали А32 с градиентом прочностных свойств по толщине. Градиент свойств достигался односторонним ускоренным охлаждением пластины из аустенитной области. Вследствие этого по толщине пластины формировался спектр микроструктур: от феррито-бейнитной на ускоренно охлаждаемой поверхности до феррито-перлитной на другой. При малом упругопластическом изгибе стальной пластины с однородной микроструктурой нейтральная плоскость деформации смещается в область сжатия, что объясняется большим сопротивлением материала сжатию, чем растяжению. Исследования смещения нейтральной плоскости при изгибе стальных пластин с градиентом прочности по толщине и *SD*-эффектом (различными пределами текучести на растяжение и сжатие) в литературе не найдено. Цель настоящей работы заключалась в разработке математической модели пластического изгиба стальной пластины с *SD*-эффектом и градиентом прочности по толщине при конечных прогибах для подтверждения целесообразности одностороннего термического армирования листового проката. Установлено, что смещение нейтральной плоскости при изгибе, обусловленное *SD*-эффектом, зависит от коэффициента разнопрочности и направлено в сторону сжатых волокон. Смещение нейтральной плоскости, вызванное градиентом прочности, зависит от абсолютной величины этого градиента и направлено в сторону градиента. Рассчитано, что величина предельного изгибающего момента при изгибе пластины из стали А32 с градиентом прочностных свойств по толщине не меньше аналогичной величины для нормализованного и термоупрочненного состояния при любом направлении градиента прочности относительно направления изгиба. Сделан вывод, что предложенная технология упрочняющей обработки толстолистового проката из углеродистых и низколегированных сталей с использованием ускоренного одностороннего охлаждения обеспечивает комплекс механических свойств не хуже, чем для термоупрочненного состояния. При этом экономия охлаждающей воды составляет до 40 %.

Ключевые слова: судостроительная сталь, толстолистовой прокат, одностороннее ускоренное охлаждение, экономия ресурсов, градиент прочности, пластический изгиб, смещение нейтральной плоскости, критический изгибающий момент, аналитическое решение

Финансирование: Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-19-00100).

Для цитирования: Максимов А.Б., Пронина Ю.Г. Исследование изгиба толстолистового проката с градиентом прочностных свойств по толщине // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 21–27. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-21-27>

Original article

STUDY OF BENDING OF PLATE STEEL WITH A THROUGH-THE-THICKNESS GRADIENT OF STRENGTH PROPERTIES

A. B. Maksimov¹, Yu. G. Pronina²¹ Kerch State Marine Technical University (82 Ordzhonikidze Str., Kerch, Crimea 298309, Russian Federation)² Saint Petersburg State University (7-9 Universitetskaya Quay, St. Petersburg 199034, Russian Federation)

Abstract. The paper considers the studies of bending of a plate made of A32 ship steel with a through-the-thickness gradient of strength properties. The grading was produced by accelerated one-sided cooling of the plate from the austenitic area. As a result, a spectrum of microstructures was formed over the thickness of the plate: from ferrite-bainite on the cooled surface to ferrite-perlite on the other. During elastic-plastic bending of a steel plate with a homogeneous microstructure, the neutral surface shifts towards the compressed fibers, which is explained by the greater resistance of the material to compression than to tension. The purpose of this work was to develop a finite plastic deformation model of bending of a steel plate with tension/compression (T/C) asymmetry and a strength gradient to confirm the expediency of one-sided thermal reinforcement of rolled sheets. It is confirmed that the displacement of the neutral surface caused by T/C asymmetry depends on the asymmetry ratio and does not depend on the steel microstructure, and is directed towards the compressed fibers. The displacement caused by the strength gradient depends on the absolute value of this gradient and is directed towards it. Calculations revealed that the critical bending moment for a plate made of A32 steel with a strength gradient is not less than that for the normalized and thermally hardened (by quenching and tempering) states, at any direction of the strength gradient with respect to the bending direction. It is concluded that the proposed technology of thermal reinforcement of heavy-plate rolled products made of carbon and low-alloy steels using accelerated one-sided cooling provides mechanical properties not worse than for the thermally hardened state. This saves up to 40 % of cooling water.

Keywords: ship steel, steel plate, one-sided accelerated cooling, resource saving, strength gradient, plastic bending, displacement of neutral surface, critical bending moment, analytical solution

Funding: The work was partially supported by the Russian Science Foundation (grant No. 21-19-00100).

For citation: Maksimov A.B., Pronina Yu.G. Study of bending of plate steel with a through-the-thickness gradient of strength properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 21–27. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-21-27>

ВВЕДЕНИЕ

Экспериментально установлено, что при упругопластическом изгибе плоских образцов из углеродистой стали с однородной феррито-перлитной структурой происходит смещение нейтральной плоскости деформации в сторону сжатых волокон. При малых прогибах это может быть объяснено большим сопротивлением сжатию, чем растяжению [1]. При большой кривизне данный эффект может быть обусловлен ростом поперечных напряжений [2]. Разница между пределами текучести при сжатии и растяжении наблюдается для многих металлов и сплавов [3, 4]. Чистый изгиб пластин или балок из таких материалов с гомогенной структурой исследован, например, в работах [5–7].

Одной из разновидностей термического армирования листового стального проката является наличие градиента прочностных свойств по толщине листа вследствие закономерного расположения различных микроструктур между его поверхностями [8, 9]. При упругопластическом изгибе такого материала смещение нейтральной плоскости деформации обусловлено, во-первых, большей прочностью стали при сжатии, чем при растяжении, и, во-вторых, градиентом прочности по толщине проката. Теория изгиба пластин с неоднородной по толщине структурой хорошо разработана для слоистых материалов. В частности, чистый пластический изгиб изучался в [10, 11], вязкоупругие композиты рассматривались в [12]. В большом количестве работ исследовался изгиб пластин с градиентом упругих свойств по толщине [13–16]. В случае термически армированного листа градиентом упругих характеристик можно пренебречь в виду его малости. Работ, посвященных упругопластическому изгибу стальных листов с градиентом прочности (предела текучести) по толщине и *SD*-эффектом (т. е. различными пределами текучести на растяжение и сжатие), в литературе не обнаружено.

Целью настоящего исследования является построение математической модели для оценки смещения нейтральной плоскости деформации и величины предельного изгибающего момента при чистом изгибе стальной пластины с *SD*-эффектом и градиентом прочности по толщине для подтверждения целесообразности термического армирования листового проката, работающего на изгиб.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для решения поставленной цели были использованы экспериментальные данные работы [9]. Материалом

исследования служила толстолистовая судовая сталь А32, поставляемая по ГОСТ Р 52927–2015 с содержанием углерода не более 0,18 %, марганца 0,90–1,60 %, кремния 0,15–0,50 % и добавками хрома, меди и никеля. Заготовки из стали А32 толщиной $14 \cdot 10^{-3}$ м подвергали аустенитизации при температуре нагрева $920 - (30 \div 50)^\circ\text{C}$ с последующим односторонним ускоренным охлаждением водой в лабораторной установке. Плотность орошения водой составляла $17,3 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$. Скорость охлаждения металла на поверхности заготовок составляла $(60 - 80)^\circ\text{C}/\text{с}$. Для сравнительного анализа часть заготовок подвергалась нормализации: нагрев в печи до температуры $920 - (30 \div 50)^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением на воздухе. Другую часть заготовок подвергали термоупрочнению: закалке от температуры $920 - (30 \div 50)^\circ\text{C}$ путем погружения в воду с последующим отпуском при температуре 650°C .

Из термически обработанных заготовок вырезали образцы для испытания на изгиб по ГОСТ 14019–80 «Металлы. Методы испытания на изгиб» до угла изгиба с максимальным усилием. Твердость стали измеряли по ГОСТ 2999–75. «Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу» при нагрузке 20Н [9].

Среднее значение градиента твердости составило $4,14 \cdot 10^{-3} \text{ Н}/\text{м}^3$.

Обработку экспериментальных данных и расчеты проводили с помощью прикладного пакета MATLAB.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате одностороннего ускоренного охлаждения по толщине листа формировался спектр микроструктур: от феррито-бейнитной на ускоренно охлаждаемой поверхности до феррито-перлитной на неохлаждаемой. При нормализации формируется феррито-перлитная структура. После термоупрочнения – феррито-цементитная структура.

Пределы текучести при растяжении образцов после нормализации и термоупрочнения оказались равными 345 и 490 МПа соответственно.

Распределение твердости по толщине листа, полученное в работе [9], при одностороннем охлаждении для образцов толщиной $14 \cdot 10^{-3}$ м можно описать кубическим корреляционным уравнением ($R^2 = 0,985$)

$$\text{HV} = 3,91 \cdot 10^7 \tilde{x}^3 + 306\,548 \tilde{x}^2 - 6138,7 \tilde{x} + 158,31, \quad (1)$$

где ось $0\tilde{x}$, с началом на срединной плоскости листа, направлена по его толщине в сторону градиента твер-

дости. Заметим, что градиент твердости по толщине изделий может быть вызван и другими способами обработки материалов [17].

Поскольку между твердостью, пределом текучести и пределом прочности существует устойчивая линейная корреляционная зависимость (для стали A32: $\sigma_y^+ = 3,22 \text{ HV}$, где σ_y^+ – предел текучести на растяжение, HV – твердость по Виккерсу [8], а для предела прочности на растяжение высокопрочных сталей $\sigma_b = 3,60 \text{ HV}$ [18]), то изменение предела текучести по толщине листа также можно описать кубическим уравнением

$$\sigma_y^+(x) = C_0 + C_1x + C_2x^2 + C_3x^3. \quad (2)$$

Здесь и далее ось $0x$, с началом на срединной плоскости пластины, будем считать направленной по толщине пластины в сторону растянутых волокон. Заметим, что знаки коэффициентов при нечетных степенях x в уравнении (2) будут противоположны знакам соответствующих коэффициентов уравнения (1), если градиент твердости противоположен направлению оси $0x$, т. е. $\text{grad } \sigma_y^+ = \frac{d\sigma_y^+}{dx} < 0$. Также будем считать, что предел текучести на растяжение ($\sigma_y^+ > 0$) связан с пределом

текучести на сжатие ($\sigma_y^- < 0$) соотношением $d = \frac{|\sigma_y^-|}{\sigma_y^+}$,

где, как правило, $d \geq 1$.

Обозначим смещение нейтральной плоскости деформации при изгибе листа, вызванное SD -эффектом (разнопрочностью), через c_{SD} . Это смещение при $d > 1$ направлено в сторону сжатых волокон. Смещение, вызванное градиентом прочности (твердости), обозначим через c_{gr} . Оно всегда направлено в сторону градиента прочности. Общее смещение нейтральной плоскости, которое обозначим через c , можно условно определить, как суперпозицию:

$$c = c_{SD} + c_{gr}. \quad (3)$$

На рис. 1 представлены схемы смещения нейтральной плоскости в зависимости от направлений изгибающей силы и градиента прочности по толщине. Слева показаны эпюры твердости по толщине. Стрелками указано направление смещений c_{SD} и c_{gr} при изгибе. Если градиент прочности направлен в сторону растянутых волокон (вариант А, рис. 1, а), то смещение нейтральной плоскости c_{gr} , вызванное градиентом прочности по толщине, станет направлено в сторону растянутых волокон, т. е. противоположно смещению от разнопрочности. Поэтому общее смещение нейтральной плоскости (c_A) в этом случае будет определяться разностью их абсолютных значений. Если градиент прочности направлен в сторону сжатых волокон (вариант В, рис. 1, б), то смещения нейтральной плоскости от раз-

нопрочности и градиента прочности по толщине станут направлены в одну сторону. Общее смещение (c_B) в этом варианте будет определяться как сумма их абсолютных значений.

На самом деле смещения c_{SD} и c_{gr} связаны друг с другом (т. е. общее смещение c является решением связанной задачи). Однако, как показано ниже, их значения приближенно равны смещениям нейтральной плоскости при решении отдельных задач (частных случаев общей связанной задачи, учитывающих каждый из эффектов по отдельности).

Рассмотрим связанную задачу о чистом изгибе пластины толщиной h из материала с переменным по толщине пределом текучести, заданным уравнением (2), и обладающую SD -эффектом. Считаем, что диаграмма напряжений – деформаций обладает выраженной площадкой текучести, что позволяет применить модель идеального упругопластического материала при конечных прогибах, а также использовать стандартные положения технической теории изгиба пластин в рамках гипотез плоской деформации. Стадия разгрузки и знакопеременное нагружение не рассматриваются. Считаем положительным направление изгибающего момен-

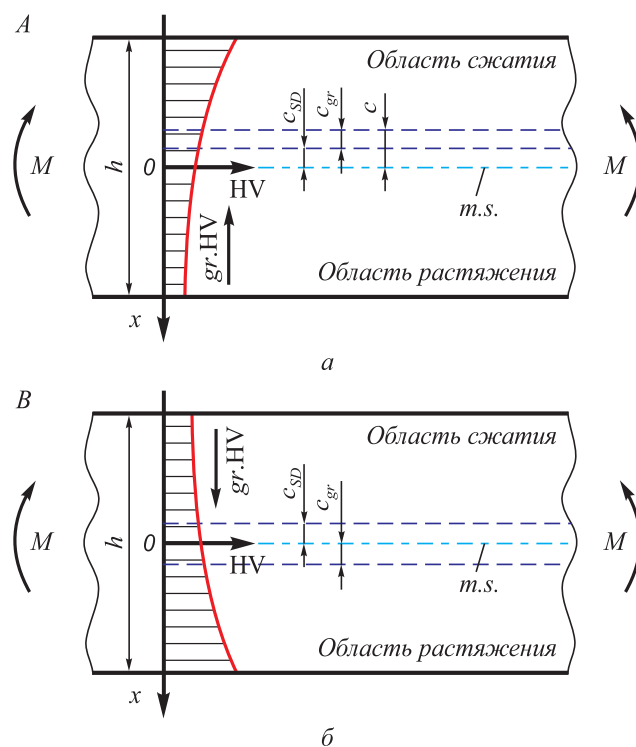


Рис. 1. Схемы смещения нейтральной плоскости деформации в зависимости от направления изгиба и градиента твердости по толщине:

а – вариант А; б – вариант В; $m.s.$ – геометрически средняя плоскость образца; $gr. HV$ – градиент HV

Fig. 1. Schemes of displacement of the neutral surface depending on direction of bending moment and through-the-thickness strength gradient:

a – case A; б – case B; $m.s.$ – mid surface of the sample; $gr. HV$ – gradient HV

та M , которое изгибает пластину выпуклостью вдоль оси Ox .

Изгиб пластины при малых прогибах и постепенно повышающемся моменте M можно условно разделить на три стадии:

– стадия *I* упругого изгиба длится до тех пор, пока на одной из поверхностей не будет достигнут предел текучести;

– стадия *II* упругопластического изгиба, когда зона пластичности образовалась и растет только на одной из сторон пластины;

– стадия *III*, начинающаяся в момент достижения предела текучести на второй стороне пластины и заканчивающаяся в момент перехода пластины в состояние текучести по всей толщине.

Естественно, при $\sigma_y^+\left(\frac{h}{2}\right) = -d\sigma_y^-\left(-\frac{h}{2}\right)$ стадия *II* исчезает. В данной работе принят критерий текучести в форме Треска, т. е. материал переходит в состояние текучести, когда продольные напряжения в рассматриваемой точке достигают предела σ_y^+ при растяжении или σ_y^- при сжатии. Требуется определить смещение с нейтральной плоскости пластины и величину критического момента M^* – минимального изгибающего момента, при котором пластина переходит в пластическое состояние по всей толщине.

Смещение c может быть найдено из условия равновесия

$$-d \int_{-\frac{h}{2}-c}^0 \sigma_y^+(\hat{x}+c) d\hat{x} + \int_0^{\frac{h}{2}-c} \sigma_y^+(\hat{x}+c) d\hat{x} = 0, \quad (4)$$

где координата $\hat{x}$ отсчитывается от нейтральной плоскости пластины, т. е. $x = \hat{x} + c$. Выполняя интегрирование, получаем, что смещение является наименьшим по абсолютному значению вещественным корнем алгебраического уравнения четвертого порядка:

$$A_0 + A_1 c + A_2 c^2 + A_3 c^3 + A_4 c^4 = 0, \quad (5)$$

где

$$\begin{aligned} A_0 &= (d-1) \left[C_0 \frac{h}{2} + \frac{C_2}{3} \left(\frac{h}{2} \right)^3 \right] - \\ &- (1+d) \left[\frac{C_1}{2} \left(\frac{h}{2} \right)^2 + \frac{C_3}{4} \left(\frac{h}{2} \right)^4 \right], \\ A_1 &= (1+d) C_0, \quad A_2 = (1+d) \frac{C_1}{2}, \\ A_3 &= (1+d) \frac{C_2}{3}, \quad A_4 = (1+d) \frac{C_3}{4}. \end{aligned}$$

Критический момент определяется по формуле

$$\begin{aligned} M^* &= -d \int_{-\frac{h}{2}-c}^0 \sigma_y^+(\hat{x}+c) \hat{x} d\hat{x} + \int_0^{\frac{h}{2}-c} \sigma_y^+(\hat{x}+c) \hat{x} d\hat{x} = \\ &= -(d-1) \left[\frac{C_1}{3} + \frac{C_3}{5} \left(\frac{h}{2} \right)^2 \right] \left(\frac{h}{2} \right)^3 + \\ &+ (d+1) \left[\frac{C_0}{2} + \frac{C_2}{4} \left(\frac{h}{2} \right)^2 \right] \left(\frac{h}{2} \right)^2 - \\ &- (d+1) \left[\frac{C_0}{2} c^2 + \frac{C_1}{3} c^3 + \frac{C_2}{4} c^4 + \frac{C_3}{5} c^5 \right]. \quad (6) \end{aligned}$$

Рассмотрим несколько частных случаев, когда смещение c , определяемое решением уравнения (5), может быть записано в явном виде.

При постоянном пределе текучести $\sigma_y^+(x) = C_0 = \text{const}$ (т. е. $\text{grad } \sigma_y^+ = 0$)

$$c = -\frac{h}{2} \frac{d-1}{d+1}, \quad (7)$$

$$M^* = (d+1) \frac{C_0}{2} \left[\left(\frac{h}{2} \right)^2 - c^2 \right] = C_0 \left(\frac{h}{2} \right)^2 \frac{2d}{d+1}. \quad (8)$$

При линейной аппроксимации переменного предела текучести $\sigma_y^+(x) = C_0 + C_1 x$ (т. е. $\text{grad } \sigma_y^+ = C_1$)

$$c = -\frac{C_0}{C_1} + \text{sign} C_1 \sqrt{\left(\frac{C_0}{C_1} \right)^2 + \left(\frac{h}{2} \right)^2 - 2 \frac{C_0}{C_1} \frac{h}{2} \frac{d-1}{d+1}}. \quad (9)$$

При симметричном относительно срединной плоскости изменении предела текучести $\sigma_y^+(x) = C_0 + C_2 x^2$

$$c = -\sqrt[3]{-\frac{q}{2} + \sqrt{Q}} - \sqrt[3]{-\frac{q}{2} - \sqrt{Q}}, \quad (10)$$

$$\text{где } q = 3 \frac{d-1}{d+1} \left[\frac{C_0}{C_2} \frac{h}{2} + \frac{1}{3} \left(\frac{h}{2} \right)^3 \right], \quad Q = \left(\frac{q}{2} \right)^2 + \left(\frac{C_0}{C_2} \right)^3.$$

Критический момент в последних двух случаях вычисляется по формуле (6).

С учетом нелинейных и динамических эффектов задача существенно усложняется [19, 20].

На рис. 2 представлены зависимости смещения нейтральной плоскости c (относительно оси Ox) от коэффициента разнородности d , вычисленные по формулам (5) для термически армированного материала и (7) для нормализованных и термоупрочненных образцов.

Из формулы (7) и рис. 2 видно, что абсолютная величина смещения $|c_{SD}|$ при изгибе не зависит от термообработки образцов и возрастает с увеличением коэффициента разнородности d почти линейно в рассматриваемом диапазоне изменения d (кривая *I*). При

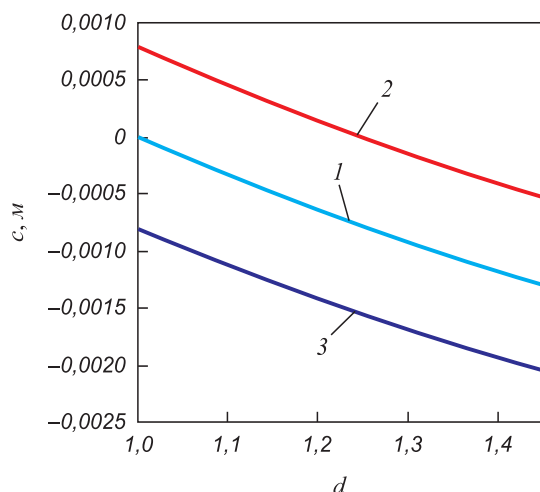


Рис. 2. Зависимость общего смещения нейтральной плоскости c от коэффициента разнопрочности d для образцов: 1 – нормализованных и термоупрочненных; термически армированных образцов (2 – вариант А, 3 – вариант В)

Fig. 2. Dependences of displacement of the neutral surface c on the asymmetry ratio d for the samples: 1 – normalized and thermally hardened; thermally reinforced (2 – case A, 3 – case B)

этом для нормализованных и термоупрочненных образцов (гомогенные микроструктуры) смещения $c = c_{SD}$ совпадают. Составляющая смещения от градиента прочности c_{gr} (расстояние по оси ординат между кривой 1 и верхней либо нижней кривыми на рис. 2) для обоих вариантов А и В ориентации градиента прочности относительно градиента продольных деформаций слабо зависит от рассматриваемых значений коэффициента разнопрочности d и приблизительно равна $\pm 0,8 \cdot 10^{-3}$ м, где знак определяется знаком градиента прочности. Смещение нейтральной плоскости, связанное с градиентом прочности по толщине, зависит от абсолютной величины этого градиента: чем она больше, тем больше смещение нейтральной плоскости в сторону градиента прочности.

На рис. 3 представлено изменение предельного момента M^* , вычисленного по формулам (6) и (8), с ростом d . Видно, что для всех видов термических обработок зависимость момента M^* от коэффициента разнопрочности d близка к линейной.

Максимальная разница в рассматриваемом случае (при $d = 1,45$) между расчетными предельными моментами для вариантов А и В достигает 3,2 %. Интересно заметить, что M^* в варианте А немного больше (при $d > 1$), чем в варианте В, несмотря на то, что смещение $|c|$ в первом случае меньше (что также видно из формул (6) и (8)). По экспериментальным данным [9] максимальная изгибающая сила (при трехточечном изгибе) в варианте А больше, чем в варианте В, на 4,1 %.

Механические характеристики, полученные в работе [9], показывают, что при одностороннем уско-

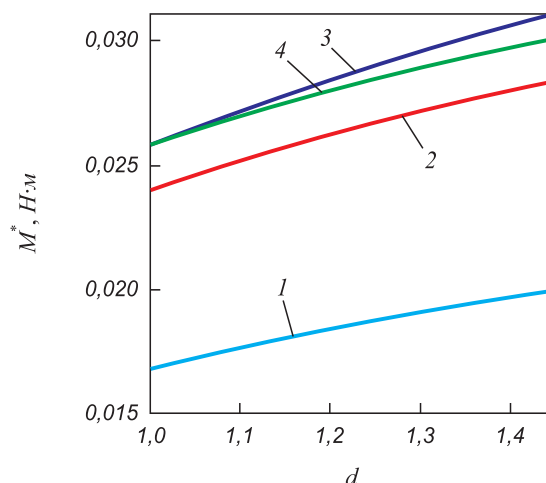


Рис. 3. Изменение предельного момента M^* с ростом коэффициента разнопрочности d для образцов:

1 – нормализованных; 2 – термоупрочненных; термически армированных (3 – вариант А, 4 – вариант В)

Fig. 3. Change in critical moment M^* with an increase in asymmetry ratio d for the samples:

1 – normalized; 2 – thermally hardened; thermally reinforced (3 – case A, 4 – case B)

ренном охлаждении стали А32 предел текучести, временное сопротивление разрыву, максимальная нагрузка при изгибе и ударная вязкость больше, чем при нормализации и термоупрочнении. Относительное удлинение не меньше, чем при термоупрочнении, и удовлетворяет требованиям стандарта. При закалке или ускоренном охлаждении толстолистового проката из углеродистых и низколегированных сталей в роликозакалочных машинах расход охлаждающей воды снизу в 1,5 – 1,7 раза больше, чем сверху [21]. Поэтому при одностороннем охлаждении возможна экономия воды на 40 % по сравнению с закалкой. Вследствие одностороннего охлаждения происходит изгиб листа выпуклостью в сторону неохлаждаемой поверхности. На ускоренно охлаждаемой стороне распад остаточного аустенита начинается раньше, чем на неохлаждаемой. Образующая при этом феррито-перлитная структура обладает большим удельным объемом, чем аустенит [22]. Это способствует изгибу выпуклостью в направлении ускоренно охлаждаемой стороны. Опыты показали, что при охлаждении всего листа до комнатной температуры величина последнего изгиба превалирует. Общий изгиб составляет порядка 0,02 – 0,03 м на один погонный метр и вполне выправляется на роликовых правильных машинах холодной правки. На основании приведенных результатов рекомендуется применение в промышленности технологии одностороннего ускоренного охлаждения толстолистового проката. Заметим, что локальное двустороннее термическое армирование толстолистового проката можно применять для предотвращения развития трещин в нежелательных направлениях [23].

Выводы

На основании экспериментальных данных разработанная математическая модель чистого изгиба стальной пластины с градиентом предела текучести по толщине. С использованием точных решений полученных уравнений вычислено смещение нейтральной плоскости деформации. Одна составляющая смещения нейтральной плоскости деформации обусловлена большим сопротивлением деформации сжатия, чем растяжения, и всегда направлена в сторону сжатых волокон. Другая составляющая смещения совпадает с направлением

градиента и примерно пропорциональна ему по абсолютной величине. Рассчитано, что величина предельного изгибающего момента при изгибе образцов из стали А32 с градиентом прочностных свойств по толщине не меньше аналогичной величины для нормализованного и термоупрочненного состояний при любом направлении градиента прочности относительно направления изгиба. Комплекс механических свойств листового проката с градиентом прочности по толщине не уступает свойствам термоупрочненного состояния, что позволяет использовать его в промышленности. При этом экономия охлаждающей воды составляет до 40 %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Подгайский М.С., Максимов А.Б., Наливайченко Т.М. Пластическое деформирование при циклическом знакопеременном изгибе // Физико-химическая механика материалов. 1983. № 1. С. 115–116.
2. Hill R. *The Mathematical Theory of Plasticity*. Oxford: Clarendon Press, 1950. 368 p.
3. Kulawinski D., Nagel K., Henkel S., Hubner P., Kuna M., Biermann H. Characterization of stress-strain behavior of a cast TRIP steel under different biaxial planar load ratios // *Engineering Fracture Mechanics*. 2011. Vol. 78. No. 8. P. 1684–1695. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2011.02.021>
4. N'souglo K.E., Rodríguez-Martínez J.A., Vaz-Romero A., Cazacu O. The combined effect of plastic orthotropy and tension-compression asymmetry on the development of necking instabilities in flat tensile specimens subjected to dynamic loading // *International Journal of Solids and Structures*. 2019. Vol. 159. P. 272–288. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2018.10.006>
5. Павилайнен Г.В. Математическая модель задачи изгиба пластически анизотропной балки // Вестник Санкт-Петербургского университета. Математика. Механика. Астрономия. 2015. Т. 2(60). Вып. 4. С. 633–638.
6. Alexandrov S., Hwang Y.-M. The bending moment and springback in pure bending of anisotropic sheets // *International Journal of Solids and Structures*. 2009. Vol. 46. No. 25–26. P. 4361–4368. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2009.08.023>
7. Ahn K. Plastic bending of sheet metal with tension/compression asymmetry // *International Journal of Solids and Structures*. 2020. Vol. 204–205. P. 65–80. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.05.022>
8. Максимов А.Б., Шевченко И.П., Ерохина И.С. Толстолистовой прокат с изменяющимися механическими свойствами по толщине // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 8. С. 587–593. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-8-587-593>
9. Maksimov A.B., Erokhina I.S. Properties of rolled plate with strength gradient across thickness // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2021. Vol. 12. No. 1. P. 172–176. <http://doi.org/10.1134/s2075113321010251>
10. Verguts H., Sorwerby R. The pure plastic bending of laminated sheet metals // *International Journal of Mechanical Sciences*. 1975. Vol. 17. No. 1. P. 31–51. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(75\)90061-2](https://doi.org/10.1016/0020-7403(75)90061-2)
11. Majlessi S.A., Dadras P. Pure plastic bending of sheet laminates under plane strain condition // *International Journal of Mechanical Sciences*. 1983. Vol. 25. No. 1. P. 1–14. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(83\)90082-6](https://doi.org/10.1016/0020-7403(83)90082-6)
12. Ярцев Б.А. Введение в механику моноклинных композитов. Санкт-Петербург: ФГУП «Крыловский государственный научный центр», 2020. 224 с.
13. Srividhya S., Raghu P., Rajagopal A., Reddy J.N. Nonlocal nonlinear analysis of functionally graded plates using third-order shear defor-
1. Podgaikii M.S., Maksimov A.B., Nalivaichenko T.M. Plastic deformation during cyclic alternating bending. *Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov*. 1983, no. 1, pp. 115–116. (In Russ.).
2. Hill R. *The Mathematical Theory of Plasticity*. Oxford: Clarendon Press, 1950, 368 p.
3. Kulawinski D., Nagel K., Henkel S., Hubner P., Kuna M., Biermann H. Characterization of stress-strain behavior of a cast TRIP steel under different biaxial planar load ratios. *Engineering Fracture Mechanics*. 2011, vol. 78, no. 8, pp. 1684–1695. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2011.02.021>
4. N'souglo K.E., Rodríguez-Martínez J.A., Vaz-Romero A., Cazacu O. The combined effect of plastic orthotropy and tension-compression asymmetry on the development of necking instabilities in flat tensile specimens subjected to dynamic loading. *International Journal of Solids and Structures*. 2019, vol. 159, pp. 272–288. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2018.10.006>
5. Pavilainen G.V. Mathematical model of the bending task of a plastically anisotropic beam. *Vestnik Sankt-Peterburgskogo universiteta. Matematika. Mekhanika. Astronomiya*. 2015, vol. 2(60), no. 4, pp. 633–638. (In Russ.).
6. Alexandrov S., Hwang Y.-M. The bending moment and springback in pure bending of anisotropic sheets. *International Journal of Solids and Structures*. 2009, vol. 46, no. 25–26, pp. 4361–4368. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2009.08.023>
7. Ahn K. Plastic bending of sheet metal with tension/compression asymmetry. *International Journal of Solids and Structures*. 2020, vol. 204–205, pp. 65–80. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.05.022>
8. Maksimov A.B., Shevchenko I.P., Erokhina I.S. Sheet metal with variable mechanical properties over its thickness. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, no. 8, vol. 62, pp. 587–593. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-8-587-593>
9. Maksimov A.B., Erokhina I.S. Properties of rolled plate with strength gradient across thickness. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2021, vol. 12, no. 1, pp. 172–176. <http://doi.org/10.1134/s2075113321010251>
10. Verguts H., Sorwerby R. The pure plastic bending of laminated sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1975, vol. 17, no. 1, pp. 31–51. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(75\)90061-2](https://doi.org/10.1016/0020-7403(75)90061-2)
11. Majlessi S.A., Dadras P. Pure plastic bending of sheet laminates under plane strain condition. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1983, vol. 25, no. 1, pp. 1–14. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(83\)90082-6](https://doi.org/10.1016/0020-7403(83)90082-6)
12. Yartsev B.A. *Introduction to the Mechanics of Monoclinic Composites*. St. Petersburg: Krylovskii gosudarstvennyi nauchnyi tsentr, 2020, 224 p. (In Russ.).
13. Srividhya S., Raghu P., Rajagopal A., Reddy J.N. Nonlocal nonlinear analysis of functionally graded plates using third-order shear defor-

- mation theory // *International Journal of Engineering Science*. 2018. Vol. 125. P. 1–22. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2017.12.006>
14. Ghayesh M.H., Farajpour A. A review on the mechanics of functionally graded nanoscale and microscale structures // *International Journal of Engineering Science*. 2019. Vol. 137. P. 8–36. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2018.12.001>
 15. Gholipour A., Ghayesh M.H. Nonlinear coupled mechanics of functionally graded nanobeams // *International Journal of Engineering Science*. 2020. Vol. 150. Article 103221. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103221>
 16. Chen W., Yan Z., Wang L. On mechanics of functionally graded hard-magnetic soft beams // *International Journal of Engineering Science*. 2020. Vol. 157. Article 103391. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103391>
 17. Зайдес С.А., Ву Ван Г., Доан Тхань В. Разработка установки для повышения поверхностной твердости цилиндрических деталей // *iPolytech Journal*. 2020. Т. 24. № 2. С. 262–274. <https://doi.org/10.21285/1814-3520-2020-2-262-274>
 18. Чукин М.В., Палецков П.П., Гушина М.С., Бережная Г.А. Определение механических свойств высокопрочностных и сверхпрочностных сталей по твердости // *Производства проката*. 2016. № 12. С. 37–42.
 19. Falope F.O., Lanzonia L., Tarantino A.M. The bending of fully nonlinear beams. Theoretical, numerical and experimental analyses // *International Journal of Engineering Science*. 2019. Vol. 145. Article 103167. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2019.103167>
 20. Pinnola F.P., Faghidian S.A., Barretta R., Marotti de Sciarra F. Variationally consistent dynamics of nonlocal gradient elastic beams // *International Journal of Engineering Science*. 2020. Vol. 149. Article 103220. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103220>
 21. Эйсмундт К.Ю. Разработка и внедрение в производство устройств термоупрочнения проката регулируемым охлаждением на основе анализа процессов теплообмена: Автореферат диссертации ... кандидата технических наук. Екатеринбург, 2011.
 22. Гуляев А.П. *Металловедение*. Москва: Металлургия, 1977. 600 с.
 23. Pronina Y., Maksimov A., Kachanov M. Crack approaching a domain having the same elastic properties but different fracture toughness: Crack deflection vs penetration // *International Journal of Engineering Science*. 2020. Vol. 156. Article 103374. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103374>
 24. Ghayesh M.H., Farajpour A. A review on the mechanics of functionally graded nanoscale and microscale structures. *International Journal of Engineering Science*. 2019, vol. 137, pp. 8–36. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2018.12.001>
 25. Gholipour A., Ghayesh M.H. Nonlinear coupled mechanics of functionally graded nanobeams. *International Journal of Engineering Science*. 2020, vol. 150, article 103221. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103221>
 26. Chen W., Yan Z., Wang L. On mechanics of functionally graded hard-magnetic soft beams. *International Journal of Engineering Science*. 2020, vol. 157, article 103391. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103391>
 27. Zaides S.A., Vu Van H., Doan Thanh V. Developing installation to increase cylindrical part surface hardness. *iPolytech Journal*. 2020, vol. 24, no. 2, pp. 262–274. <https://doi.org/10.21285/1814-3520-2020-2-262-274>
 28. Chukin M.V., Paletskov P.P., Gushchina M.S., Berezhnaya G.A. Determination of mechanical properties of high-strength and super-strength steels by hardness. *Proizvodstva prokata*. 2016, no. 12, pp. 37–42. (In Russ.).
 29. Falope F.O., Lanzonia L., Tarantino A.M. The bending of fully nonlinear beams. Theoretical, numerical and experimental analyses. *International Journal of Engineering Science*. 2019, vol. 145, article 103167. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2019.103167>
 30. Pinnola F.P., Faghidian S.A., Barretta R., Marotti de Sciarra F. Variationally consistent dynamics of nonlocal gradient elastic beams. *International Journal of Engineering Science*. 2020, vol. 149, article 103220. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103220>
 31. Eismundt K.Yu. *Development and introduction into production of devices for thermal hardening of rolled products by controlled cooling based on the analysis of heat exchange processes: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.* Yekaterinburg, 2011. (In Russ.).
 32. Gulyaev A.P. *Metal Science*. Moscow: Metallurgiya, 1977, 600 p. (In Russ.).
 33. Pronina Y., Maksimov A., Kachanov M. Crack approaching a domain having the same elastic properties but different fracture toughness: Crack deflection vs penetration. *International Journal of Engineering Science*. 2020, vol. 156, article 103374. <https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2020.103374>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Александр Борисович Максимов, к.т.н., доцент кафедры «Машины и аппараты пищевых производств», Керченский государственный морской технологический университет

ORCID: 0000-0002-7763-5130

E-mail: aleksandrmks@yandex.ru

Юлия Григорьевна Пронина, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой вычислительных методов механики деформируемого тела, Санкт-Петербургский государственный университет

ORCID: 0000-0003-4978-6238

E-mail: y.pronina@spbu.ru

Aleksandr B. Maksimov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Machines and Devices of Food Production”, Kerch State Marine Technical University

ORCID: 0000-0002-7763-5130

E-mail: aleksandrmks@yandex.ru

Yuliya G. Pronina, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Computational Methods of Deformable Body Mechanics, Saint Petersburg State University

ORCID: 0000-0003-4978-6238

E-mail: y.pronina@spbu.ru

Поступила в редакцию 12.09.2021

После доработки 23.09.2021

Принята к публикации 25.12.2021

Received 12.09.2021

Revised 23.09.2021

Accepted 25.12.2021



Оригинальная статья

УДК 621.774.353

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-28-34



МОДЕРНИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ В МНОГОВАЛКОВОМ СТАНЕ

Ж. Я. Ротенберг¹, А. С. Будников²

¹ ООО «Уральский научно-исследовательский технологический институт» (Россия, 620133, Екатеринбург, ул. Луначарского, стр. 31, оф. 304)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Анализ процесса винтовой прокатки показал, что изменение осевой скорости вала по длине калибра косовалкового стана не соответствует требуемому характеру изменения скорости деформируемой заготовки. Процесс протекает при интенсивном осевом сжатии, в результате чего значительная часть обжимаемого в контактной зоне металла вытесняется в межвалковую зону. Показано, что от величины угла наклона образующей рассматриваемого участка вала к оси прокатки зависит направление осевой силы в соответствующей зоне прокатного калибра. Предложена модернизация технологии винтовой прокатки, позволяющая осуществить деформацию заготовки под воздействием внутриочагового осевого растяжения. Поставленная задача осуществляется путем применения калибровки валков, при которой в начале расположен гребневой участок вала, на котором осевая сила направлена против направления прокатки, а за ним – тянущий, на котором направление осевой силы совпадает с направлением прокатки. Такая схема действия осевых сил в зоне интенсивного обжатия заготовки создает наиболее благоприятные условия для течения металла в осевом направлении. Предложено техническое решение для осуществления стадии захвата заготовки валками, приведено описание указанной стадии и стационарной фазы процесса. Существенное в результате модернизации кардинальное изменение условия деформации заготовки позволяет снизить силовую нагрузку на рабочие валки, повысить их работоспособность и уменьшить энергетические затраты при прокатке. Это обеспечит прокатку сплошной заготовки в обжимном стане с большей вытяжкой, создаст предпосылки для расширения размерного и марочного ассортимента при получении прутков в станах радиально-сдвиговой прокатки, а при производстве труб в прокатных линиях со станом Ассела диапазон готовой продукции может быть существенно расширен за счет изготовления тонкостенных, высокоточных труб.

Ключевые слова: винтовая прокатка, многовалковый стан, угол подачи, раскатной стан, рабочий валок, гребневая калибровка, осевое растяжение, вытяжка

Для цитирования: Ротенберг Ж.Я., Будников А.С. Модернизация технологии винтовой прокатки в многовалковом стане // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 28–34. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-28-34>

Original article

MODERNIZATION OF SCREW ROLLING TECHNOLOGY IN A MULTI-ROLL MILL

Zh. Ya. Rotenberg¹, A. S. Budnikov²

¹ LLC Ural Scientific Research Technological Institute (room 304, bld. 31, Lunacharskogo Str., Yekaterinburg 620133, Russian Federation)

² National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

Abstract. Analysis of the screw rolling process showed that change in axial speed of the roll along the length of the roll groove of cross rolling mill does not correspond to the required character of change in the speed of deformed billet. The process proceeds under intense axial compression, as a result of which a significant part of the metal crimped in the contact zone is displaced into the inter-roll area. It is shown that direction of the axial force in the corresponding zone of the roll groove depends on the value of inclination angle of the considered roll section generatrix to the rolling axis. The proposed modernization of screw rolling technology makes it possible to carry out deformation of the billet under the influence of intra-focal axial tension. The task is accomplished by rolls calibration when at the beginning there is a ridge section of the roll on which the axial force is directed against rolling direction; and behind it, a pulling one, on which the direction of the axial force coincides with rolling direction. Such a scheme of the axial forces action in the zone of intensive billet reduction creates the most favorable conditions for the metal flow in axial direction. A technical solution is proposed for the implementation of the stage of the billet gripping by rolls, and description of this stage and the process stationary phase is given. The cardinal change in the billet deformation condition after modernization makes it possible to reduce the power load on the work rolls, increase their efficiency and reduce energy costs during rolling. This will ensure the rolling of a solid billet in a roughing mill with a higher stretch, create the preconditions for expanding the size and grade assortment when obtaining rods in radial-displacement rolling mills and at production of pipes in rolling lines with the Assel mill. The range of finished products can be significantly expanded due to the production of thin-walled high-precision pipes.

Keywords: screw rolling, multi-roll mill, feed angle, rolling mill, work roll, ridge calibration, axial stretching, rolling-out

For citation: Rotenberg Zh. Ya., Budnikov A.S. Modernization of screw rolling technology in a multi-roll mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 28–34. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-28-34>

ВВЕДЕНИЕ

При производстве длинномерных металлических изделий круглой формы (трубы, редуцированные сплошные заготовки, прутки) используются различные технологические процессы [1], среди которых широкое применение находит способ винтовой прокатки в многовалковом стане, калибр которого образован тремя и более валками без направляющего инструмента. Их достоинствами являются возможность быстрой перенастройки при переходе на новый размер и высокая точность геометрических размеров прокатываемых изделий.

Детальное изучение скоростных параметров косоустановленных рабочих валков [1, 2], исследование особенности формоизменения при раскатке [3, 4] и анализ напряженно-деформированного состояния заготовок при разных схемах винтовой прокатки [5] позволили проработать вариант модернизации процесса.

Наряду с исследованиями процесса винтовой прокатки при изготовлении бесшовных труб [6–9], широко изучаются процессы винтовой прошивки труб [7–9] и прокатки прутков широкого размерного и марочного сортамента, реализуемой с применением больших углов подачи в диапазоне $15–25^\circ$, которая известна как радиально-сдвиговая прокатка (РСП). В работах [10–16] приведены исследования прокатки прутков из цветных металлов и сплавов в условиях РСП. Исследование многовалковой винтовой и близкой к ней поперечной прокатки также описаны в работах [17–22], где подробно представлены кинематические параметры прокатки и предложены различные технические решения для улучшения условий деформирования.

Основная задача любого процесса прокатки состоит в том, чтобы действующие в прокатном калибре условия деформации наиболее эффективно преобразовать в требуемое течение металла. Течение металла при деформации заготовки в косоустановленном стане определяется калибровкой валков, скоростью инструмента и действующими силами. При винтовой прокатке применяются калибровки, которые функционально состоят из входного (тянущего), рабочего и калибрующего участков. Нужно отметить, что выбор рациональных режимов деформации с использованием известных типов калибровки валков во многом исчерпан в связи с большим опытом применения существующих косоустановленных станов.

Детальное изучение скоростных параметров косоустановленных рабочих валков [2, 3], исследование особенности формоизменения при раскатке [4, 5] и анализ напряженно-деформированного состояния за-

готовок при разных схемах винтовой прокатки [6] позволили проработать вариант модернизации процесса.

ОСОБЕННОСТЬ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

Известные способы винтовой прокатки обладают существенными технологическими недостатками, которые связаны со специфическими кинематическими и деформационными условиями в косоустановленном валке, выполненный в работах [5, 6], показывает, что по длине прокатного калибра характер изменения осевой компоненты скорости валков различных типов (бочковидный, конический или дисковидный) идентичен характеру изменения осевой скорости бочковидного валка и не соответствует требуемому характеру изменения осевой скорости деформируемого металла по длине прокатного калибра. Это делает проблематичной прокатку в косоустановленных станах тонкостенных гильз со значительной вытяжкой.

Для понимания сущности предложенных изменений в технологии винтовой прокатки рассмотрим упрощенную схему действия сил на контактной поверхности. На рис. 1 показаны: α – угол наклона образующей валка к оси прокатки; N – нормальная сила, действующая перпендикулярно поверхности валка; N_x – осевая компонента нормальной силы; R_M – проекция силы трения на образующую валка; R_x – осевая компонента силы трения; F – результирующая осевая сила, $F = R_x - N_x$.

Используем понятие предельного угла наклона образующей валка к оси прокатки α_G , при котором условия осевого захвата заготовки перестают выполняться, т. е. результирующая осевая сила, действующая на рассматриваемом участке валка, $F = 0$.

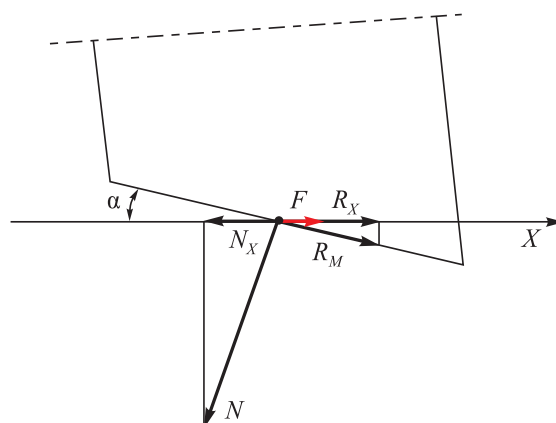


Рис. 1. Упрощенная схема действия сил на контактной поверхности

Fig. 1. Simplified diagram of the forces action on the contact surface

При $\alpha < \alpha_G$ результирующая осевая сила $F > 0$ и действует в направлении прокатки (тянущая сила).

При $\alpha > \alpha_G$ результирующая осевая сила $F < 0$ и действует противоположно направлению прокатки.

Характерным для способа Ассела является применение рабочего участка валка в форме гребня, как показано на рис. 2, где на ограниченном участке происходит значительное изменение диаметра валка. При этом основная деформация гильзы концентрируется в узкой зоне прокатного калибра, что в сочетании с имеющимся на входе «жестким концом» подката, который сдерживает истечение металла в тангенциальном направлении, позволяет получить существенную вытяжку.

Для реализации требуемых деформационных условий, угол наклона гребня к оси прокатки выполняют существенно большим ($30 - 50^\circ$), чем предельный угол α_G наклона образующей валка к оси прокатки, при котором нарушаются условия осевого захвата заготовки валками ($\alpha_T \gg \alpha_G$). Поэтому на рабочем участке валка условия осевого втягивания заготовки не соблюдаются.

При классическом процессе Ассела [23, 24] первичный осевой захват заготовки валками происходит на тянущем участке, который располагается перед рабочим участком. При этом на контактной поверхности тянущего участка валка в результате деформации заготовки возникают и аккумулируются силы трения, суммарная осевая составляющая которых формирует тянущую силу F_T , необходимую как для обеспечения устойчивости вторичного захвата, связанного с преодолением лобового противодействия гребня F_G , так и для протекания стационарной фазы процесса. Кроме того, проекция контактных сил трения на направление вращения заготовки (тангенциальное направление) обеспечивает выполнение условия вращения прокатываемой заготовки [24].

Под влиянием осевой тянущей силы, которая действует на входном участке, основная деформация ме-

талла на рабочем (гребневом) участке протекает при интенсивном осевом сжатии, а, следовательно, при двухосном сжатии в радиальном и осевом направлениях. Такая схема деформации заготовки в зоне рабочего участка валка в совокупности с наличием незакрытой части калибра в межвалковом пространстве приводит к тому, что значительная часть обжимаемого металла течет в тангенциальном направлении. Отмеченный характер течения металла в трехвалковых станах отражен в работах [7, 8], где приведено описание исследования винтовой прокатки труб на оправке и без нее. В качестве показателя, характеризующего течение металла в межвалковое пространство, применялся коэффициент овальности, равный отношению максимального радиуса раската в зазоре к радиусу калибра очага деформации в рассматриваемом поперечном сечении. Максимального значения коэффициент овальности достигает на калибрующем участке, который располагается за рабочим (гребневым) участком. Такая особенность распределения коэффициента овальности указывает на склонность при прокатке гильз к образованию раструба, а также к внеконтактному утолщению стенки.

При винтовой прокатке формоизменение металла происходит в условиях циклической, знакопеременной радиальной деформации, на которую расходуется до 30 % и более затрачиваемой на процесс мощности. Следствием указанного является снижение вытяжной способности прокатного стана и повышение энергетических затрат при прокатке.

НАПРАВЛЕНИЕ МОДЕРНИЗАЦИИ

Для устранения указанных недостатков предложен новый способ кривой прокатки [25], при котором существенно изменяются условия деформации заготовки при прокатке в многовалковом стане с гребневой калибровкой валков. Целью является обеспечение в косовалковом

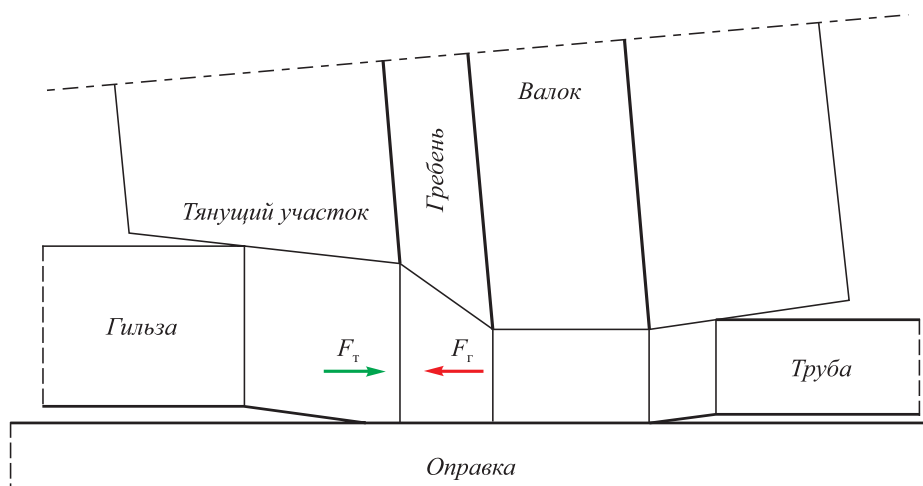


Рис. 2. Возникновение сжимающих напряжений при прокатке в стане Ассела

Fig. 2. Occurrence of compressive stresses during rolling in the Assel mill

стане основной деформации заготовки под воздействием осевого растягивающего напряжения. Для этого предложено в направлении прокатки поменять расположение тянущего и рабочего участков валка. Для осуществления стадии захвата заготовки валками использована заготовка с редуцированным передним концом.

Осуществление предлагаемого способа косой прокатки поясняется схемой, представленной на рис. 3, и последующим описанием предлагаемой технологии на примере прокатки сплошной заготовки.

На рис. 3 показано положение валков (1) (представлены условно два рабочих валка) и заготовки (2) в прокатном калибре при стационарной фазе процесса. Как видно, в начале каждого из валков (1) выполняют рабочий участок (11), у которого угол наклона образующей к оси прокатки α_1 превышает предельную величину угла α_G наклона образующей валка, при которой нарушаются условия осевого вытягивания заготовки. За ним выполняют тянущий участок (12) валка, у которого угол α_2 наклона образующей к оси прокатки выбирают меньшим угла α_G , чтобы гарантированно обеспечить условия осевого вытягивания заготовки в стан и стабильное протекание стационарной фазы процесса. Затем на валке выполняют калибрующий участок.

Участки валков образуют соответствующие деформационные зоны прокатного калибра: рабочую K_1 и тянущую K_2 , расположение которых на рис. 3 обозначены пунктирными линиями. В новом способе прокатки тя-

нущая зона K_2 , в которой реализуются условия осевого вытягивания заготовки, расположена за противодействующей зоной K_1 , в которой эти условия не соблюдаются. Поэтому для осуществления стадий первичного и вторичного осевого захвата заготовки предложено применение ее с редуцированным передним концом. Диаметр редуцированной части заготовки выбирают меньшим диаметра калибра D_{K_2} , который соответствует началу тянущей зоны при исходной настройке стана на диаметр калибра в сечении пережима – D_K . Это обеспечивает в момент задачи заготовки (2) толкателем (3) ее первичный контакт с валком в тянущей зоне калибра. Благодаря выбранной длине редуцированной части заготовки, первоначальный контакт ее основной нередуцированной части с противодействующим участком валка наступает тогда, когда на тянущем участке валка, в результате деформации редуцированного конца, создается резерв осевой тянущей силы F_2 , необходимой для преодоления осевого противодействия F_1 . После выполнения условия вторичного осевого захвата происходит заполнение металлом всех деформационных зон калибра стана и осуществляется стационарная фаза процесса прокатки с осевой скоростью заготовки V_2 .

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРЕИМУЩЕСТВА

В отличие от известных технологических решений в предлагаемом способе косой прокатки, вследствие

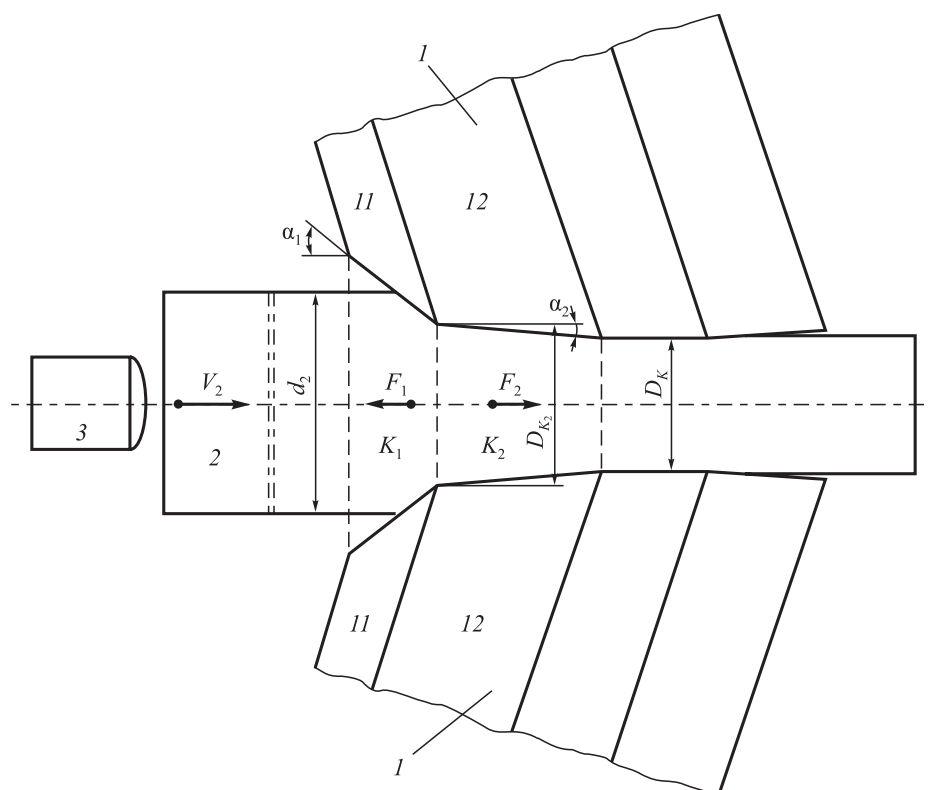


Рис. 3. Стационарная фаза процесса

Fig. 3. Stationary phase of the process

расположения рабочего участка валка (11) перед тянущим (12), существенно изменяются условия деформации заготовки во всех фазах процесса.

При этом основная деформация заготовки, которая осуществляется рабочим участком (11), протекает не под воздействием осевого подпора, что характерно для известного способа прокатки с гребневой калибровкой валка, а при наличии осевого растяжения, как показано на рис. 3. Таким образом, в рассматриваемом способе криволинейной прокатки гребневой участок валка дополнительно выполняет новую технологическую функцию – обеспечение внутриочагового растягивающего напряжения.

Такая схема действия сил в зоне интенсивного обжатия заготовки создает гораздо более благоприятные условия для течения металла в осевом направлении при большой радиальной деформации заготовки. В результате этого в деформационной зоне калибра K_1 , образованной рабочим участком валка (11), снизится внеконтактное утолщение металла, а, следовательно, уменьшится ширина площади контакта с валком на этом участке, что приведет к значительному улучшению условия вращения прокатываемой заготовки. Как следствие этого, появляется возможность увеличить общее обжатие заготовки в стане, т. е. увеличить вытяжку, не нарушая стабильности процесса прокатки.

Такое кардинальное изменение условия деформации на участке основного обжатия заготовки позволит существенно снизить силовую нагрузку на рабочие валки, повысить их работоспособность и уменьшить энергетические затраты при прокатке. В совокупности это обеспечивает прокатку сплошной заготовки с большей вытяжкой, а при производстве труб в прокатных линиях со станом Ассела диапазон готовой продукции может быть существенно расширен за счет изготовления тонкостенных, высокоточных труб.

ОБЛАСТЬ РЕАЛИЗАЦИИ

Модернизированная технология криволинейной прокатки может быть реализована в криволинейных станах различного типа: с бочковидными валками, развернутыми относительно оси прокатки только на угол подачи, а также с коническими валками, наклоненными дополнительно к оси прокатки под углом раскатки, обеспечивающими как дивергентное, так и конвергентное положение оси валка относительно оси прокатки.

Выводы

Предлагаемая инновационная технология криволинейной прокатки открывает перспективы для расширенного использования криволинейного стана при производстве цилиндрических изделий для машиностроения, а также в качестве раскатного агрегата в трубопрокатных установках, который при определенных условиях может составить конкуренцию стану продольной прокатки, например, заменить автоматический стан.

Предлагаемое технологическое решение может также использоваться в обжимном стане, установленном в начале линии трубопрокатного агрегата для получения цилиндрических заготовок различного диаметра, предусмотренного таблицами прокатки труб, из партий непрерывнолитого подката с ограниченным размером наружного диаметра. Это позволит при производстве труб сократить зависимость от внешних поставщиков и конъюнктуры рынка, повысить контроль за издержками производства, освоить мелкие серии и более сложный сортамент, оптимизировать режимы деформации в станах, входящих в трубопрокатный агрегат, обеспечить высокое качество готовых труб.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Ротенберг Ж.Я. Скорость подачи валка стана винтовой прокатки. Реферат рукописи // Библиографический указатель ВИНТИ «Депонированные научные работы». 1988. № 10. С. 187.
2. Bellman M., Kümmerling R. Optimierung des Spreizwinkels von Lochschrägwalzwerken für die Herstellung nahtloser Rohre // Stahl und Eisen. 1993. Vol. 113. No. 9. P. 111–117.
3. Алешенко А.С., Будников А.С., Харитонов Е.А. Исследование формоизменения металла в процессе редуцирования труб на трехвалковом стане // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 10. С. 756–762. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-756-762>
4. Романцев Б.А., Харитонов Е.А., Будников А.С., Ле В.Ч., Чан Б.Х. Исследование процесса винтовой раскатки труб в четырехвалковом стане // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 9. С. 686–690. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-686-690>
5. Скрипаленко М.М., Чан Б.Х., Романцев Б.А., Галкин С.П., Самусев С.В. Исследование особенностей напряженно-деформированного состояния заготовок при разных схемах винтовой прокатки с помощью компьютерного моделирования // Сталь. 2019. № 2. С. 35–39.

1. Rotenberg Zh.Ya. Roll feed rate of screw rolling mill. Abstract of the manuscript. *VINITI Bibliographic Index "Deposited Scientific Works"*. 1988, no. 10, p. 187. (In Russ.).
2. Bellman M., Kümmerling R. Optimierung des Spreizwinkels von Lochschrägwalzwerken für die Herstellung nahtloser Rohre. *Stahl und Eisen*. 1993, vol. 113, no. 9, pp. 111–117. (In Germ.).
3. Aleshchenko A.S., Budnikov A.S., Kharitonov E.A. Metal forming during pipes reduction on a three-high rolling mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 10. pp. 756–762. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-756-762>
4. Romantsev B.A., Kharitonov E.A., Budnikov A.S., Le V.Ch., Chan B.Kh. Screw rolling of pipes in a four-high rolling mill. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 9, pp. 686–690. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-686-690>
5. Skripalenko M.M., Chan B.Kh., Romantsev B.A., Galkin S.P., Samusev S.V. Investigation of the features of billet stress-strain state at different screw rolling schemes using computer simulation. *Stal'*. 2019, no. 2, pp. 35–39. (In Russ.).

6. Зиновьев А.В., Кошмин А.Н., Часников А.Я. Влияние параметров процесса непрерывного прессования на формирование микроструктуры и механические свойства прутков круглого сечения из сплава М1 // *Металлург*. 2019. № 4. С. 94–98.
7. Фомин А.В., Алешченко А.С., Масленников И.М., Галкин С.П., Никулин А.Н. Структурно-аналитическая оценка интенсивности деформации и ее составляющих в процессе винтовой прошивки заготовки при различных углах подачи // *Металлург*. 2019. № 5. С. 48–54.
8. Patent DE 102010047868. MPK B21B 19/04. Verfahren und Vorrichtung zum Herstellen eines Hohlblocks aus einem Block / Pehle H.J., Krahn M.V., Horst Ch.A. Опубликовано 07.10.2010.
9. Ротенберг Ж.Я., Осадчий В.Я., Нодев Э.О., Урин Ю.Л. Аналитическая модель процесса винтовой прошивки // *Совершенствование процессов обработки металлов давлением: Межвузовский сборник научных трудов ВЗМИ*. Москва: 1982. С. 78–92.
10. Shurkin P.K., Akopyan T.K., Galkin S.P., Aleshchenko A.S. Effect of radial shear rolling on the structure and mechanical properties of a new-generation high-strength aluminum alloy based on the Al – Zn – Mg – Ni – Fe system // *Metal Science and Heat Treatment*. 2019. Vol. 60. No. 11–12. P. 764–769.
<http://doi.org/10.1007/s11041-019-00353-x>
11. Akopyan T.K., Gamin Y.V., Galkin S.P., Prosviryakov A.S., Aleshchenko A.S., Noshin M.A., Koshmin A.N., Fomin A.V. Radial-shear rolling of high-strength aluminum alloys: Finite element simulation and analysis of microstructure and mechanical properties // *Materials Science and Engineering A*. 2020. Vol. 786. Article 139424.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139424>
12. Карпов Б.В., Скрипаленко М.М., Галкин С.П., Скрипаленко М.Н., Самусев С.В., Чан Б.Х., Павлов С.А. Исследование нестационарных стадий радиально-сдвиговой прокатки заготовок с профилированными торцами // *Металлург*. 2017. № 4. С. 18–24.
13. Goncharuk A.V., Fadeev V.A., Kadach M.V. Seamless pipes manufacturing process improvement using mandreling // *Solid State Phenomena*. 2021. Vol. 316. P. 402–407.
14. Naizabekov A., Arbuz A., Lezhnev S., Panin E. Study of technology for ultrafine-grained materials for usage as materials in nuclear power // *New Trends in Production Engineering*. 2019. Vol. 2. No. 2. P. 114–125.
15. Лежнев С.Н., Найзабеков А.Б., Панин Е.А., Волокитина И.Е., Арбуз А.С. Получение градиентной микроструктуры в нержавеющей аустенитной стали при радиально-сдвиговой прокатке // *Металлург*. 2020. №11. С. 46–54.
16. Wang F.-J., Shuang Y.-H., Hu J.-H., Wang Q.-H., Sun J.-C. Explorative study of tandem skew rolling process for producing seamless steel tubes // *Journal of Materials Processing Technology*. 2014. Vol. 214. No. 8. P. 1597–1604.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.03.002>
17. Mashekov S., Nurtazaev E., Masheкова A., Abishkenov M. Extruding aluminum bars on a new structure radial shear mill // *Metallurgija*. 2021. Vol. 60. No. 3–4. P. 427–430.
18. Mashekov S.A., Absadykov B.N., Masheкова A.S. Investigation of the kinematics of rolling ribs and pipes on a continuous radial-shifting mill of a new construction // *News of the National Academy of Sciences of the Republic of Kazakhstan, Series of Geology and Technical Sciences*. 2018. Vol. 3. No. 430. P. 98–109.
19. Pater Z., Tomczak J., Bulzak T. Numerical analysis of the skew rolling process for main shafts // *Metallurgija*. 2015. Vol. 54. No. 4. P. 627–630.
20. Patent DE 10107567. МПК B21B19/06. Verfahren zum Kaltwalzen von nahtlosen Kupferrohren / Roller E. Опубликовано 29.08.2002.
21. Lü C.Q., Guo D., Gao H.F., Yang Z.L., Ju Y.H. Effect of helical deformation on fatigue life of torsion shaft by rolling // *Suxing Gongcheng Xuebao Journal of Plasticity Engineering*. 2019. Vol. 26. No. 2. P. 177–184.
<https://doi.org/10.3969/j.issn.1007-2012.2019.02.023>
6. Zinov'ev A.V., Koshmin A.N., Chasnikov A.Ya. Effect of continuous extrusion parameters on alloy M1 round section bar microstructure and mechanical property formation. *Metallurgist*. 2019, vol. 63, no. 3–4, pp. 422–428. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00838-3>
7. Fomin A.V., Aleshchenko A.S., Maslenniko I.M., Galkin S.P., Nikulin A.N. Structural and analytical evaluation of the strain intensity and its components during cross-roll piercing at different feed angles. *Metallurgist*. 2019, vol. 63, no. 5–6, pp. 477–486.
<https://doi.org/10.1007/s11015-019-00848-1>
8. Pehle H.J., Krahn M.V., Horst Ch.A. *Verfahren und Vorrichtung zum Herstellen eines Hohlblocks aus einem Block*. Patent DE 102010047868, MPK B21B 19/04. Publ. 07.10.2010. (In Germ.).
9. Rotenberg Zh.Ya., Osadchii V.Ya., Noddev E.O., Urin Yu.L. Analytical model of screw piercing process. In: *Improvement of Metal Forming Processes: Interuniversity Transactions of All-Un. CEI*. Moscow: 1982, pp. 78–92. (In Russ.).
10. Shurkin P.K., Akopyan T.K., Galkin S.P., Aleshchenko A.S. Effect of radial shear rolling on the structure and mechanical properties of a new-generation high-strength aluminum alloy based on the Al – Zn – Mg – Ni – Fe system. *Metal Science and Heat Treatment*. 2019, vol. 60, no. 11–12, pp. 764–769.
<http://doi.org/10.1007/s11041-019-00353-x>
11. Akopyan T.K., Gamin Y.V., Galkin S.P., Prosviryakov A.S., Aleshchenko A.S., Noshin M.A., Koshmin A.N., Fomin A.V. Radial-shear rolling of high-strength aluminum alloys: Finite element simulation and analysis of microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*. 2020, vol. 786, article 139424. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139424>
12. Karpov B.V., Skripalenko M.M., Galkin S.P. Studying the nonstationary stages of screw rolling of billets with profiled ends. *Metallurgist*. 2017, vol. 61, no. 3–4, pp. 257–264.
<http://doi.org/10.1007/s11015-017-0486-9>
13. Goncharuk A.V., Fadeev V.A., Kadach M.V. Seamless pipes manufacturing process improvement using mandreling. *Solid State Phenomena*. 2021, vol. 316, pp. 402–407.
14. Naizabekov A., Arbuz A., Lezhnev S., Panin E. Study of technology for ultrafine-grained materials for usage as materials in nuclear power. *New Trends in Production Engineering*. 2019, vol. 2, no. 2, pp. 114–125.
15. Lezhnev S.N., Naizabekov A.B., Panin E.A., Volokitina I.E., Arbuz A.S. Graded microstructure preparation in austenitic stainless steel during radial-shear rolling. *Metallurgist*. 2021, vol. 64, no. 11–12, pp. 1150–1159. <https://doi.org/10.1007/s11015-021-01100-5>
16. Wang F.-J., Shuang Y.-H., Hu J.-H., Wang Q.-H., Sun J.-C. Explorative study of tandem skew rolling process for producing seamless steel tubes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, vol. 214, no. 8, pp. 1597–1604.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.03.002>
17. Mashekov S., Nurtazaev E., Masheкова A., Abishkenov M. Extruding aluminum bars on a new structure radial shear mill. *Metallurgija*. 2021, vol. 60, no. 3–4, pp. 427–430.
18. Mashekov S.A., Absadykov B.N., Masheкова A.S. Investigation of the kinematics of rolling ribs and pipes on a continuous radial-shifting mill of a new construction. *News of the National Academy of Sciences of the Republic of Kazakhstan. Series of Geology and Technical Sciences*. 2018, vol. 3, no. 430, pp. 98–109.
19. Pater Z., Tomczak J., Bulzak T. Numerical analysis of the skew rolling process for main shafts. *Metallurgija*. 2015, vol. 54, no. 4, pp. 627–630.
20. Roller E. *Verfahren zum Kaltwalzen von nahtlosen Kupferrohren*. Patent DE 10107567, MPK B21B19/06. Publ. 29.08.2002. (In Germ.).
21. Lü C.Q., Guo D., Gao H.F., Yang Z.L., Ju Y.H. Effect of helical deformation on fatigue life of torsion shaft by rolling. *Suxing Gongcheng Xuebao Journal of Plasticity Engineering*. 2019, vol. 26, no. 2, pp. 177–184.
<https://doi.org/10.3969/j.issn.1007-2012.2019.02.023>

22. Cao Q., Hua L., Qian D. Finite element analysis of deformation characteristics in cold helical rolling of bearing steel-balls // *Journal of Central South University*. 2015. Vol. 22. No. 4. P. 1175–1183. <https://doi.org/10.1007/s11771-015-2631-6>
23. Шевакин Ю.Ф., Глейберг А.З. Производство труб. Москва: Металлургия, 1968. 440 с.
24. Тетерин П.К. Теория поперечно-винтовой прокатки. Москва: Металлургия, 1971. 368 с.
25. Patent DE 102012007379. МПК В 21 В 27/037. Verfahren zum Schrägwalzen von zylindrischen Erzeugnissen / Rotenberg Zh. Опубликовано 29.12.2016.
22. Cao Q., Hua L., Qian D. Finite element analysis of deformation characteristics in cold helical rolling of bearing steel-balls. *Journal of Central South University*. 2015, vol. 22, no. 4, pp. 1175–1183. <https://doi.org/10.1007/s11771-015-2631-6>
23. Shevakin Yu.F., Gleiberg A.Z. *Pipe Production*. Moscow: Metallurgiya, 1968, 440 p. (In Russ.).
24. Teterin P.K. *Theory of Screw Rolling*. Moscow: Metallurgiya, 1971, 368 p. (In Russ.).
25. Rotenberg Zh. *Verfahren zum Schrägwalzen von zylindrischen Erzeugnissen*. Patent DE 102012007379, МПК В 21 В 27/037. Publ. 2016.12.29. (In Germ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Жозеф Яковлевич Ротенберг, к.т.н., доцент, ООО «Уральский научно-исследовательский технологический институт»

E-mail: zhozef.rotenberg@mail.ru

Алексей Сергеевич Будников, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: budnikov.as@misis.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Zhozef Ya. Rotenberg, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., LLC Ural Scientific Research Technological Institute

E-mail: zhozef.rotenberg@mail.ru

Aleksei S. Budnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metal Forming”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: budnikov.as@misis.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

Ж. Я. Ротенберг – теоретическое исследование винтовой прокатки, описание кинематических условий процесса винтовой прокатки, разработка калибровки рабочих валков, модернизация винтовой прокатки.

А. С. Будников – теоретические исследования винтовой прокатки, изучение формоизменения металла в очаге деформации трехвалкового стана, разработка калибровки валков, модернизация винтовой прокатки.

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Zh.Ya. Rotenberg – theoretical studies of screw rolling, description of the kinematic conditions of screw rolling process, development of work roll calibration, modernization of screw rolling.

A. S. Budnikov – theoretical studies of screw rolling, investigation of metal shape change in the deformation zone of a three-roll mill, development of roll calibration, modernization of screw rolling.

Поступила в редакцию 08.09.2021

После доработки 02.12.2021

Принята к публикации 25.12.2021

Received 08.09.2021

Revised 02.12.2021

Accepted 25.12.2021



Краткое сообщение

УДК 621.785

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-35-37



РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ СТРУЙНОГО НАГРЕВА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА

Е. В. Лалетина¹, К. С. Шатохин¹, И. Е. Шестаков²

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

² Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (Россия, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., 5/1)

Аннотация. Разработана методика нагрева слэбов системой плоских струй, взаимодействующих с поверхностью металла. Технология нагрева должна отвечать современным требованиям по равномерности нагрева, энергоэкономичности, оптимальной скорости нагрева. Выполнены многовариантные расчеты с изменением расположения и количества нагревательных устройств, расстояния от среза сопел до поверхности нагрева. В данной работе с помощью программы ANSYS Fluent показаны возможности нагрева металла посредством струйного нагрева дутьевыми устройствами, формирующими восемь и девять струй. В разрабатываемой методике предполагается использовать нагретый азот, который одновременно выполняет две функции: теплотехническую и технологическую – в качестве защитной атмосферы.

Ключевые слова: струйный нагрев, щелевидные дутьевые устройства, центры торможения потоков, струи азота, угар металла, конвективный нагрев, ANSYS Fluent

Для цитирования: Лалетина Е.В., Шатохин К.С., Шестаков И.Е. Разработка методики струйного нагрева поверхности металла // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 35–37. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-35-37>

Short report

METHOD FOR JET HEATING OF METAL SURFACE

E. V. Laletina¹, K. S. Shatokhin¹, I. E. Shestakov²

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

² Bauman Moscow State Technical University (5/1 Baumanskaya 2nd Str., Moscow 105005, Russian Federation)

Abstract. The report considers development of a methodology for heating slabs with a system of flat jets interacting with the metal surface. Heating technology must meet modern requirements for uniformity of heating, energy efficiency and optimal heating rate. Multivariate calculations were performed with changes in location, number of devices and distance from the nozzle exit to the heating surface. In this work, using the ANSYS Fluent program, an instrumental system was used through the mechanism of blowing devices that form 8 and 9 jets. In the developed methodology, it is proposed to use heated nitrogen, which simultaneously performs two functions: heat engineering and technological (as a protective atmosphere).

Keywords: jet heating, slot-like blowing devices, flow stagnation centers, nitrogen jets, metal waste, convective heating, ANSYS Fluent

For citation: Laletina E.V., Shatokhin K.S., Shestakov I.E. Method for jet heating of metal surface. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 35–37. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-35-37>

ВВЕДЕНИЕ

Известно большое количество схем и способов нагрева металла. Одним из самых перспективных является струйный конвективный нагрев, в процессе которого теплота передается от газообразного носителя к нагреваемому изделию. Импульсный обжиг обеспечивает значительные преимущества в технологическом процессе благодаря равномерности температуры и высокой скорости. Разработан способ нагрева поверхности

слэбов струями высокотемпературного азота, отличительной особенностью которого является использование плоских настильных струй [1–3].

Важнейшими проблемами нагрева металла перед прокаткой являются угар металла [4], обезуглероживание, высокий расход топлива и низкая производительность печей. Целью данной работы является разработка модели нагрева, позволяющей снизить угар металла и расход топлива, а также достичь равномерного нагрева металла.

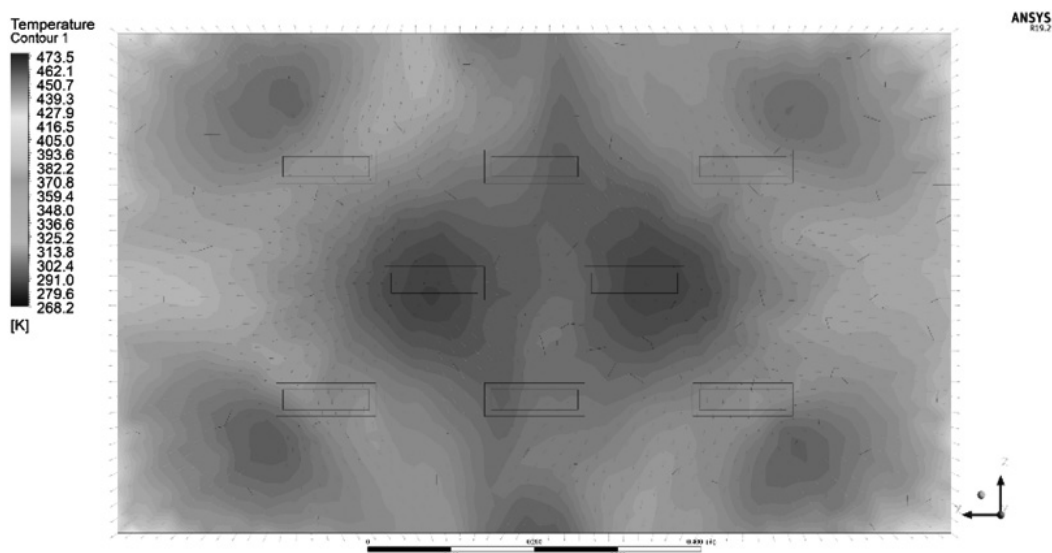


Рис. 1. Распределение температуры на плоской поверхности при наличии девяти сопел (расстояние до среза сопел 1000 мм)

Fig. 1. Temperature distribution on a flat surface in the presence of 9 nozzles (distance to the nozzle exit – 1000 mm)

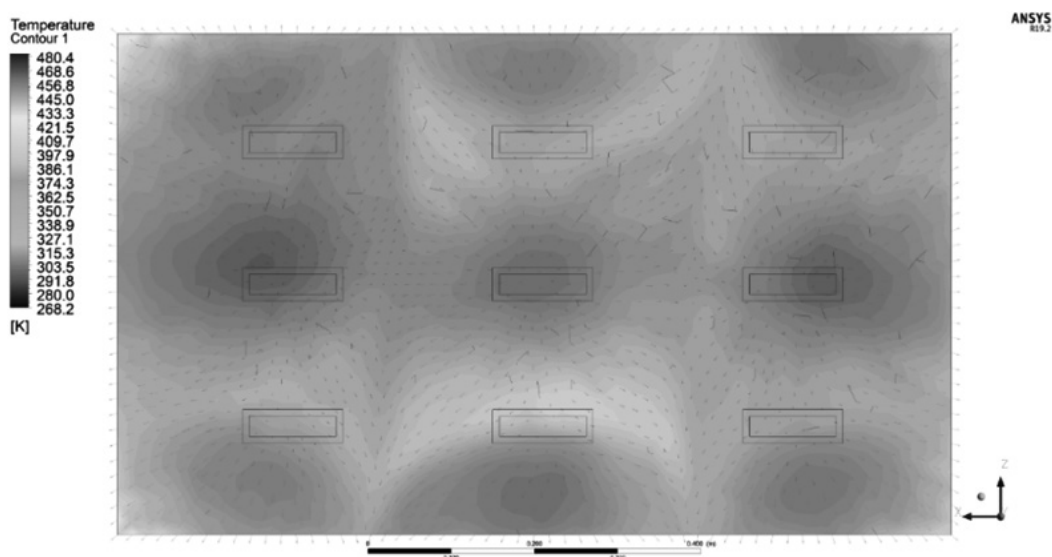


Рис. 2. Распределение температуры на плоской поверхности при наличии восьми сопел (расстояние до среза сопел 1000 мм)

Fig. 2. Temperature distribution on a flat surface in the presence of 8 nozzles (distance from the nozzle exit – 1000 mm)

В предложенной методике нагрев осуществляет система азотных струй, направленных на поверхность металла. Для нагрева предполагается использование азота, так как азотный газ достаточно инертен, не оказывает вредного воздействия на окружающую среду, не горюч, не токсичен и не взрывоопасен [5]. При проведении расчетов использовались различные варианты расположения дутьевых устройств. В процессе моделирования выяснилось, что более равномерный нагрев происходит при расстановке восьми нагревательных устройств в шахматном порядке.

На рис. 1, 2 показаны схемы расположения дутьевых устройств: восемь и девять сопел, расстояние от среза сопла до плоской поверхности 1000 мм.

Результаты моделирования показали, что девять устройств не позволяют осуществить равномерный нагрев: центры торможения потоков сильно отклоняются от центров сопел, из-за чего максимальная температура смещается на ширину сопла. Более равномерный нагрев получился по результатам моделирования нагрева струями азота из восьми устройств.

Выводы

Предлагаемая методика позволит оптимизировать процесс нагрева слябов, а именно подобрать оптимальное количество нагревательных устройств, снизив угар металла и расход топлива.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Прибытков И.А., Кондрашенко С.И. Аэродинамика струй, взаимодействующих с плоской поверхностью // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 4. С. 263–269.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-263-269>
2. Прибытков И.А., Терехова А.Ю. Современные научные достижения металлургической теплотехники и их реализация в промышленности // Сборник докладов II Международной научно-практической конференции 18–21 сентября 2017 г., Екатеринбург. Екатеринбург: УрФУ, 2018. С. 140–144.
3. Cadena-Ramírez A., Favela-Contreras A., Dieck-Assad G. Modeling and simulation of furnace pulse firing improvements using fuzzy control // Simulation. 2017. Vol. 93. No. 6. P. 477–487.
<https://doi.org/10.1177/0037549717692418>
4. Чернов А.А., Лошкарёв Н.Б., Дружинин Г.М. Теплотехника и информатика в образовании, науке и производстве // Сборник докладов VI Всероссийской научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых (ТИМ'2017) с международным участием 12 мая 2017 г., Екатеринбург. Екатеринбург: УрФУ, 2017. С. 155–159.
5. ГОСТ 9293–74. Азот газообразный и жидкий. Технические условия. Дата введения 1976-01-01. Москва: Стандартинформ, 2007. 15 с.
1. Pribytkov I.A., Kondrashenko S.I. Aerodynamics of jets interacting with a flat surface. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 4, pp. 263–269. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-4-263-269>
2. Pribytkov I.A., Terekhova A.Yu. Modern scientific achievements of metallurgical heat engineering and their implementation in industry. In: *Transactions of the 2nd Int. Sci. and Pract. Conf., Sept. 18–21, 2017, Yekaterinburg*. Yekaterinburg: UrFU, 2018, pp. 140–144. (In Russ.).
3. Cadena-Ramírez A., Favela-Contreras A., Dieck-Assad G. Modeling and simulation of furnace pulse firing improvements using fuzzy control. *Simulation*. 2017, vol. 93, no. 6, pp. 477–487.
<https://doi.org/10.1177/0037549717692418>
4. Chernov A.A., Loshkarev N.B., Druzhinin G.M. Heat engineering and informatics in education, science and production. In: *Transactions of the 6th All-Russ. Sci.-Pract. Conf. of Students, Graduate Students and Young Scientists (TIM'2017) with Int. Participation, May 11–12, 2017, Yekaterinburg*. Yekaterinburg: UrFU, 2017, pp. 155–159. (In Russ.).
5. GOST 9293-74. Gaseous and Liquid Nitrogen. Technical Conditions. Introduction 1976-01-01. Moscow: Standartinform, 2007, pp. 15. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Екатерина Витальевна Лалетина, аспирант кафедры «Энергоэффективные и ресурсосберегающие промышленные технологии», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
E-mail: laletina1992@mail.ru

Константин Станиславович Шатохин, к.т.н., доцент кафедры «Энергоэффективные и ресурсосберегающие промышленные технологии», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
E-mail: temp@misis.ru

Илья Ефимович Шестаков, аспирант кафедры ракетных и импульсных систем, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана

Ekaterina V. Laletina, Postgraduate of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”
E-mail: laletina1992@mail.ru

Konstantin S. Shatokhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies”, National University of Science and Technology “MISIS”
E-mail: temp@misis.ru

Ilya E. Shestakov, Postgraduate of the Chair “Rocket and Impulse Systems”, Bauman Moscow State Technical University

Поступила в редакцию 12.11.2021
После доработки 21.11.2021
Принята к публикации 24.12.2021

Received 12.11.2021
Revised 21.11.2021
Accepted 24.12.2021



Оригинальная статья

УДК 621.791.947.55

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-38-47



РАЗРАБОТКА ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ ПРЕЦИЗИОННОЙ ВОЗДУШНО-ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ

С. В. Анахов¹, Б. Н. Гузанов¹, А. В. Матушкин²

¹ Российский государственный профессионально-педагогический университет (Россия, 620012, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

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

Аннотация. Исследована структура разделочных швов, полученных после резки стали 09Г2С новым узкоструйным плазматроном типа ПМВР-5.3, имеющим ряд конструктивных особенностей в системе газодинамической стабилизации (ГДС) плазменной дуги. Для повышения эффективности ГДС в плазматроне ПМВР-5.3 использован симметричный вход плазмообразующего газа в систему деления потока и газодинамический стабилизатор потока, использующий два (формирующий и стабилизирующий) завихрителя с переменным числом каналов завихрения. Показано, что достигнутое преимущество в эффективности ГДС позволяет получить высокое качество реза на сталях типа 09Г2С толщиной 40 мм с высокой производительностью и меньшими энергетическими затратами. Аналитическими методами доказана высокая степень прецизионности резки новым плазматроном: малая ширина реза, отсутствие оплавления и скругления верхней кромки, а также граты в нижней части реза и брызг в верхней части реза, практически нулевое угловое отклонение, минимальные величины микрорельефа поверхности и ширины зоны термического влияния. Металлографический анализ и определение твердости показали наличие трех субзон в образовавшейся зоне термического влияния со значительными структурными изменениями в двух из них. Отмечен ряд факторов, влияющих на выявленные изменения в структурообразовании, а также на установленные при микрорентгено-спектральном анализе изменения в элементном составе поверхностного слоя разделочного шва. Обращено внимание на микрорельеф поверхности после плазменной резки, который по всем показателям качества соизмерим с механической обработкой поверхности после фрезерования и соответствует второму классу качества по чистоте поверхности. Доказано, что применение нового узкоструйного плазматрона позволяет произвести качественный раскрой листовой стали в диапазоне толщин вплоть до 40 мм и более. Однако сварку заготовок без предварительной механической обработки можно производить при толщине реза не более 20 мм.

Ключевые слова: плазматрон, проектирование, зона термического влияния, структурные превращения, дефекты, качество, эффективность

Для цитирования: Анахов С.В., Гузанов Б.Н., Матушкин А.В. Разработка оборудования и технологии прецизионной воздушно-плазменной резки толстолистовой стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 38–47.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-38-47>

Original article

DEVELOPMENT OF EQUIPMENT AND TECHNOLOGY FOR PRECISION AIR-PLASMA CUTTING OF PLATE STEEL

S. V. Anakhov¹, B. N. Guzanov¹, A. V. Matushkin²

¹ Russian State Professional Pedagogical University (11 Mashinostroitelei Str., Yekaterinburg 620012, Russian Federation)

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

Abstract. The authors have investigated the structure of cutting seams obtained after cutting steel 09G2S with a new narrow-jet plasma torch of PMVR-5.3 type which has a number of design features in gas dynamic stabilization system (GDS) of plasma arc. To increase the efficiency of GDS in PMVR-5.3 plasma torch, a symmetrical input of plasma-forming gas (PFG) into the flow division system and a gas-dynamic flow stabilizer using two (forming and stabilizing) swirlers with a variable number of swirl channels were used. It is shown that the achieved advantage in GDS efficiency makes it possible to obtain high cutting quality of steel 09G2S with thickness of 40 mm with high productivity and lower energy costs. Analytical methods have proved a high degree of cutting precision of the new torch— a small cut width, no melting and rounding of the upper edge, as well as a grate in the cut lower part and splashes in the cut upper part, almost zero angular deviation, minimum values of the surface microrelief and width of the thermal impact zone. Metallographic analysis and determination of hardness showed the presence of three subzones in the thermal impact zone

with significant structural changes in two of them. A number of factors were noted influencing the revealed changes in the structure formation, as well as changes in the elemental composition of the cutting seam surface layer revealed during the X-ray spectral analysis. Attention is drawn to the surface microrelief after plasma cutting, which in all quality indicators is commensurate with machining of the surface after milling and corresponds to the second class of quality in terms of surface cleanliness. It was proved that the use of the new narrow-jet plasma torch allows high-quality cutting of plate steel in thickness range up to 40 mm or more. However, welding of blanks without pre-machining can be carried out with a cutting thickness of no more than 20 mm.

Keywords: plasma torch, design, thermal impact zone, structure transformation, defects, quality, efficiency

For citation: Anakhov S.V., Guzanov B.N., Matushkin A.V. Development of equipment and technology for precision air-plasma cutting of plate steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 38–47. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-38-47>

ВВЕДЕНИЕ

Развитие современного заготовительного производства при изготовлении ответственных сварных металлоконструкций и ряда других изделий машиностроения в первую очередь направлено на совершенствование технологий первичной обработки металлопроката. От их правильного выбора во многом зависит последующее количество необходимых операций и, как следствие, конечная себестоимость выпускаемой продукции. Одной из наиболее значимых технологий, к которой предъявляют все более жесткие требования, считается резка листовой стали различного профиля с обеспечением высокой точности и качества раскроя, что чаще всего сложно достичь с использованием классических методов обработки.

Наиболее перспективными в этих целях в настоящее время считаются воздушно-плазменные способы резки [1 – 3]. Плазменную резку, по мнению ряда авторов, можно считать безальтернативной технологией в заготовительном и сварочном производствах для разделки различных металлических материалов средних и больших толщин в интервале 10 – 50 мм [4 – 6]. По сравнению с механическим, лазерным, гидроабразивным и газовым способами разделки металлов плазменная резка обеспечивает в данном диапазоне толщин требуемое качество при высокой производительности и весьма низкой удельной себестоимости процесса [7 – 9]. В тоже время необходимо учитывать, что достижение конкурентных преимуществ плазменной резки возможно лишь при использовании высокоэффективных современных плазматронов, являющихся основным

элементом данного технологического процесса. Однако анализ рынка отечественной плазмотронной техники показывает, что по большинству технологически важных параметров продукция российских разработчиков уступает параметрам, достигаемым при использовании плазматронов лучших зарубежных производителей (Hypertherm, Kjellberg, MesserGreisheim и ряда других) [10 – 12]. В этой связи особое внимание уделяется разработке и внедрению отечественных импортозаменяющих плазменных технологий и соответствующего оборудования, чьи конкурентные преимущества должны быть обоснованы как в процессе проектирования, так и в ходе экспериментального исследования их эффективности и качества.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Совершенствование плазменных технологий в области резки металлических материалов привело к созданию новой модификации плазменного раскроя с использованием узкоструйной плазменной резки, что позволило рассматривать ее как альтернативу лазерной резке по таким параметрам, как точность и качество реза [13 – 15]. В русле подобных исследований и с учетом накопленного собственного опыта авторским коллективом на базе ООО НПО «Полигон» разработан и изготовлен узкоструйный плазмотрон пятого поколения ПМВР-5.3 с новой системой газовыхревой стабилизации плазменной дуги (рис. 1).

Данный плазмотрон предназначен для прецизионной механизированной и ручной плазменной резки металла и имеет ряд конструктивных особенностей,



Рис. 1. Плазмотрон ПМВР-5.3 для прецизионной воздушно-плазменной резки металлов

Fig. 1. PMVR-5.3 plasma torch for precision air-plasma metal cutting

существенно влияющих на эффективность и качество технологии. Подавляющая часть металлорежущих плазматронов использует газодинамическую систему стабилизации (ГДС), необходимую для формирования плазменной дуги и защиты сопла плазматрона от ее теплового воздействия, предотвращения эффектов шунтирования на корпус сопла и преждевременного износа катода. Как правило, в этих целях используется завихритель, устанавливаемый на входе в сопловой узел переменного проходного сечения, выполняющего также функцию газодинамического обжата плазменной струи [16]. Однако, как показали авторские исследования, большинство подобных газовихревых систем (ГВС) не обеспечивают достижения как необходимых максимальных значений, так и равномерности распределения газодинамических и термокинетических параметров газо-плазменного потока (скоростей, температур, удельных расходов и энергий) как в сопловом узле плазматрона, так и в зоне воздействия потока на поверхность металла [17].

По этой причине качество воздушно-плазменной резки зачастую проигрывает лазерной при резке сталей малых (до 10 мм) толщин и имеет ограничения по эффективности в сравнении с газовой резкой при разделке толстолистовых металлов. В целях повышения эффективности ГВС в плазматроне ПМВР-5.3 использован симметричный вход плазмообразующего газа (ПОГ) в систему деления потока с последующей подачей ПОГ в газодинамический стабилизатор потока, состоящий из трех последовательно расположенных элементов газозавоздушенного тракта (ГВТ): газоподводящего, газоформирующего и газовихревого участков, использующих два (формирующий и стабилизирующий) завихрителя с переменным числом каналов завихрения (рис. 2).

Конструкция ГВТ плазматрона ПМВР-5.3 оптимизирована с применением методов численного анализа по газодинамическим критериям эффективности ГВС. Помимо определения конкретных размеров отдельных участков ГВТ, также были определены наиболее эффективные углы наклона завихряющих каналов (60 – 700 по отношению к оси ГВТ) для достижения наилучших

для данной конструкции плазматрона соотношений осевой и тангенциальной составляющих скорости ПОГ, обеспечивающих максимальные значения производительности и надежности работы. Оценка эффективности проектирования на начальном этапе производилась численными методами. На рис. 3 показана расчетная схема определения газодинамических параметров плазменно-дугового потока и его геометрии за пределами ГВТ плазматрона (включая зону воздействия на поверхность разрезаемого металла).

Представленные на рис. 3, 4 результаты газодинамического анализа на модельной (холодной) струе показывают при сопоставимых входных параметрах увеличение на 60 % средних и на 30 % максимальных скоростей в зоне плазменно-дугового воздействия на металл (торец П-образной траектории на 40-мм удалении от сопла плазматрона) по сравнению с широко применяемым в настоящее время плазматроном ПМВР-М, в котором используется общепринятая схема ГВТ (с несимметричной подачей ПОГ и одним завихрителем в ГВС). При этом более, чем в 2 раза возрастает и эффективность газодинамической стабилизации Z (процентное отношение среднего линейного отклонения параметров к их среднему значению), характеризующая равномерность распределения газодинамических характеристик (скорости для данного расчета) в контрольной зоне расчетной траектории:

$$Z = \frac{\sum_{i=1}^n \frac{|V_i - \bar{V}|}{\bar{V}}}{n} \cdot 100,$$

где $\bar{V}$ – средняя скорость массива расчетных значений скорости; n – число расчетных точек.

Также на 20 – 30 % снижается и радиальный размер кинетического ядра плазменной струи (рис. 3, б), определяемый по геометрии зоны газо-плазменного истечения с максимальными скоростями. Существенно, что подобные выводы можно сделать и на других участках П-образной контрольной траектории, а также при расчете других кинетических параметров (удельных рас-

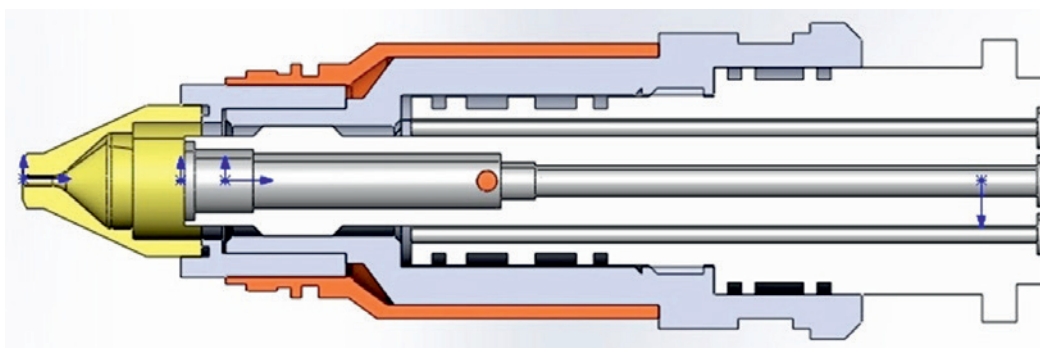


Рис. 2. Плазматрон ПМВР-5.3 для прецизионной резки металлов (конструктивная схема)

Fig. 2. PMVR-5.3 plasma torch for precision metal cutting (design diagram)

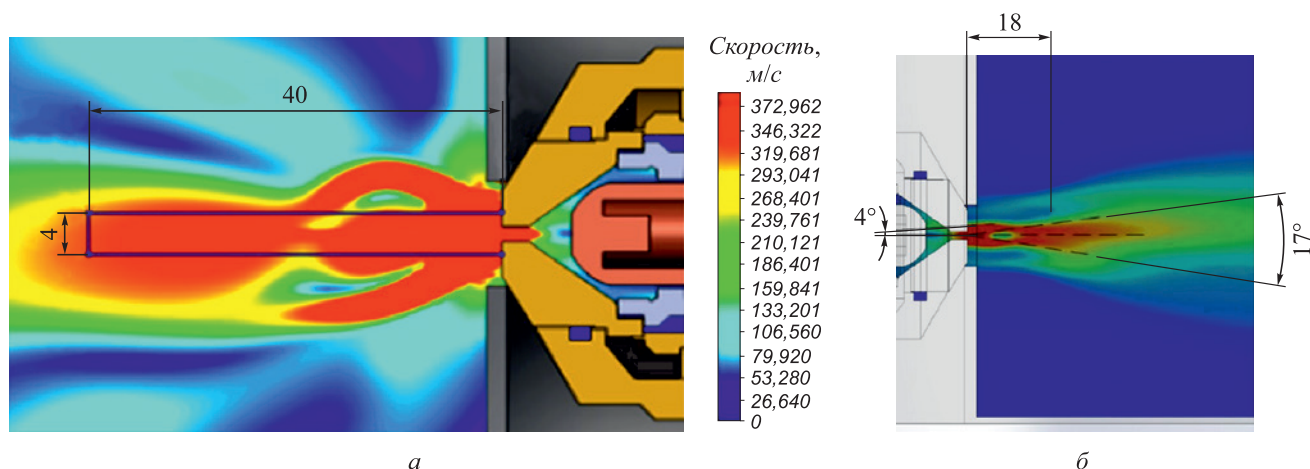


Рис. 3. Расчет параметров плазменной струи плазмоторна ПМВР-5.3:
а – схема расчета по П-образной траектории; б – оценка геометрии плазменной струи

Fig. 3. Calculation of plasma jet parameters for PMVR-5.3 plasma torch:
а – calculation scheme for П-shaped trajectory; б – evaluation of plasma jet geometry

ходов и энергий) струи, включая и условия ее нагрева плазменной дугой. Очевидно, что повышение кинетических характеристик при более равномерном распределении параметров газо-плазменного потока должно существенно повлиять на улучшение эффективности, качества и надежности технологии.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

С целью экспериментального подтверждения результатов численного анализа эффективности проектирования плазмоторна ПМВР-5.3 было выполнено исследование качества реза и кинетики структурообра-

зования зоны термического влияния (ЗТВ) при узкоструйной воздушно-плазменной прецизионной резке толстолистовой стальной полосы толщиной 40 мм. Следует заметить, что в данном случае под прецизионностью понимается ширина реза и соблюдение определенных геометрических характеристик поверхности реза, к которым можно отнести микрорельеф поверхности, угловой допуск (отклонение), образование грата в нижней части реза и брызг в верхней части, а также ширины зоны термического влияния, значения которых регламентированы ГОСТ 14972–80 [18]. По результатам параметрического анализа режимов плазменно-дуговой резки (вольт-амперной характеристики дуги, эффективности прожига, скорости и производительности резки) были определены оптимальные параметры работы плазмоторна: ток резки 120 А; напряжение резки ~180 В; давление ПОГ ~4,5 атм; диаметр сопла 1,9 мм; вылет плазмоторна 6 – 7 мм; скорость резки 0,3 м/мин.

Структурные исследования выполнены на микроскопе NEOPHOT-21 при увеличениях от 500 до 1000. Химический состав листовой стали определяли спектральным методом на приборе SPECTROMAX и усредняли по прожигам в нескольких точках на поверхности сечения образца. Для идентификации определения возможного разброса данных по химическому составу исследуемой стали анализировали концентрацию всех компонентов на различных произвольно выбранных участках по толщине листа. С целью определения распределения химических элементов на поверхности реза проведен микрорентгеноспектральный анализ при увеличении 2000 на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA PXMU, оснащенном системами энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 с АДД детектором OXFORD и программным обеспечением INCA. Исследование рельефа поверхности резов выполнено с помощью оптического интерферометра

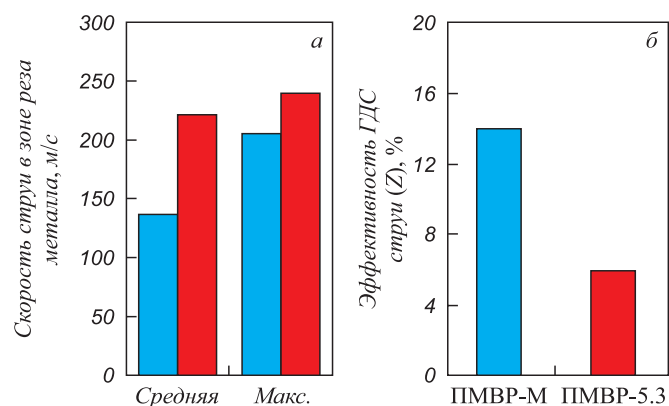


Рис. 4. Сравнительный анализ скоростей (а) и критерия эффективности газодинамической стабилизации Z (б) в зоне воздействия плазменной струи на металл:

■ – ПМВР-М; ■ – ПМВР-5.3;
(П-образная траектория – см. рис. 3, холодная струя)

Fig. 4. Comparative analysis of velocities (а) and efficiency criterion of gas-dynamic stabilization Z (б) in the zone of plasma jet impact on the metal:
■ – PMVR-M; ■ – PMVR-5.3;
(П-shaped trajectory - see Fig. 3, cold jet)

Таблица 1

Химический состав исследуемой стали, %

Table 1. Chemical composition of the studied steel, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
0,145	0,215	0,441	0,020	0,012	0,136	0,220	0,021	0,0088
Cu	Co	Ti	Nb	V	W	Pb	Mg	B
0,180	0,017	<0,0010	<0,0040	<0,0010	<0,0017	<0,0066	<0,0010	<0,0015
Sn	Zn	As	Bi	Ca	Ce	Zr	La	Fe
0,0083	<0,0020	0,015	0,012	0,0007	<0,0030	0,0025	<0,0010	98,5

Veeco NT-1100. Значение твердости определены на приборе LEICA с программным обеспечением Materials Workstation при нагрузке 25 и 1000 г на верхней и нижней кромке реза.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В табл. 1 представлены результаты анализа химического состава исследуемой стали по всем выбранным компонентам, характеризующим марочный состав листовых материалов.

В соответствии с ГОСТ 380–2005 «Сталь углеродистая обыкновенного качества» исследуемые образцы могут быть идентифицированы как сталь Ст3пс, массовая доля основных компонентов которой находится в пределах допуска для листового горячекатаного проката.

Визуальный анализ поверхности реза листа, подвергнутого плазменной резке по выбранным режимам, позволил определить параметры качества и геометрию кромок реза при использовании рассматриваемого плазматрона. Как показал внешний контроль (рис. 5), макрокартина реза на всех исследуемых участках по длине образца на нижних кромках практически идентична и здесь не обнаружено образование грата и на-

липания капель расплавленного металла. Кроме того, не выявлено оплавления и скругления верхней кромки, что обеспечило практически нулевое угловое отклонение реза, чему способствовало максимально возможное обжатие дуги при реализации узкоструйной плазменно-воздушной резки материалов. Также весьма важным результатом является отсутствие значительной осцилляции дуги при выбранных скоростях плазменной резки, что позволило получить минимальную волнистость линии реза.

Однако зона с волнистой поверхностью не захватывает всю поверхность реза и по толщине листа, начиная с верхней кромки, можно выделить три характерные горизонтальные зоны, которые условно обозначить как гладкая (рис. 5, зона 1), промежуточная (рис. 5, зона 2) и волнистая (рис. 5, зона 3). По ширине эти зоны имеют разную протяженность, причем волнистая в среднем составляет не более 20 % площади поверхности реза. Важно отметить, что при выбранных параметрах работы плазматрона ширина реза по всей длине разделки не превышала 3 мм, что хорошо согласуется с данными, приведенными в работе [19].

Как известно, в процессе тепловой резки в связи с быстрым перемещением концентрированного источника нагрева относительно поверхности разрезаемо-

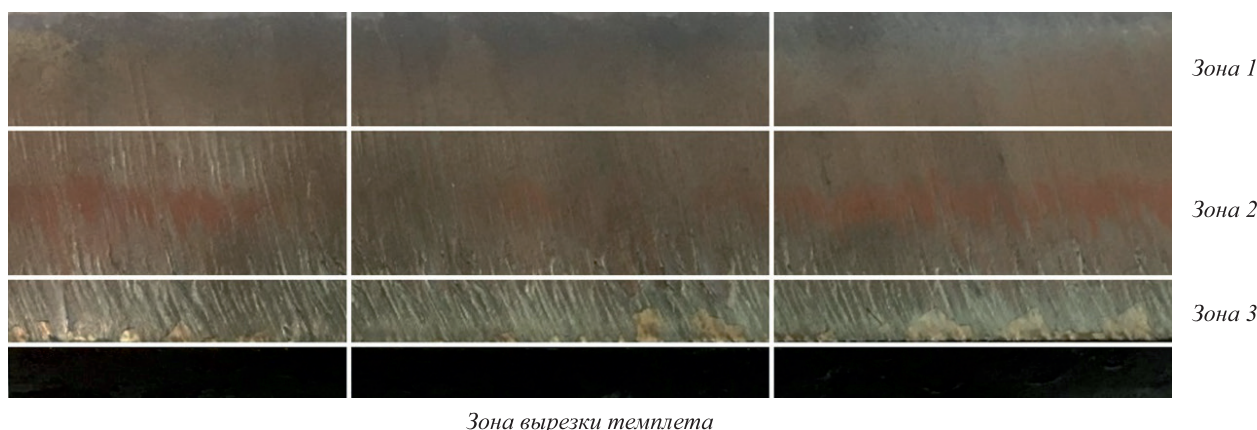


Рис. 5 Внешний вид поверхности реза листа после плазменной обработки

Fig. 5. Appearance of the plate cut surface after plasma treatment

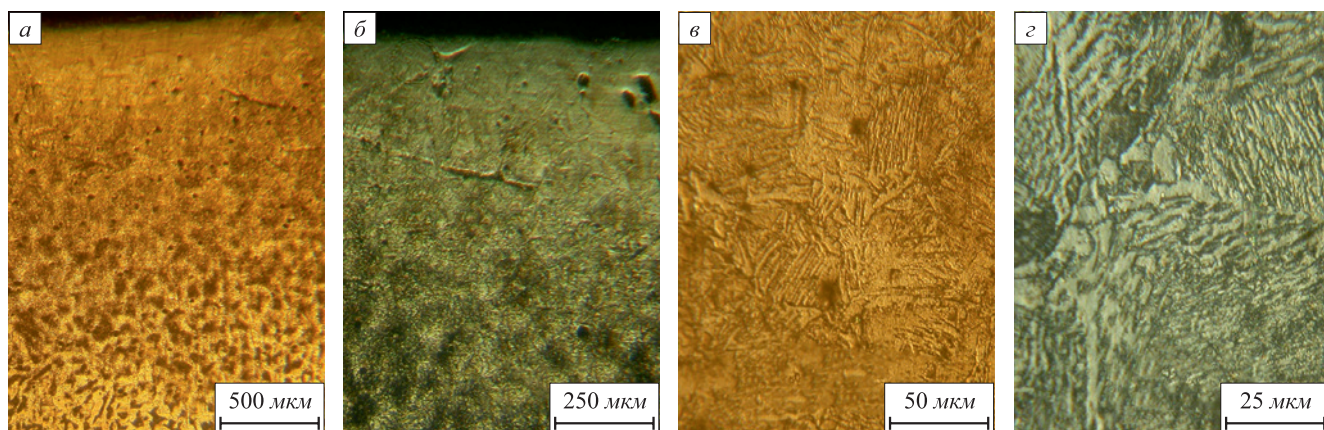


Рис. 6. Микроструктура приповерхностных слоев исследуемой стали в зависимости от кратности увеличения

Fig. 6. Microstructure of the steel near-surface layers depending on magnification factor

го металла наблюдается большой перепад температур (от температуры плавления до исходной) на сравнительно узком участке, прилегающем к поверхности реза. В результате в кромках металла происходят металлургические процессы, сопровождающиеся изменением химического состава, структуры и механических свойств по сравнению с исходным состоянием. При этом структурные превращения в условиях термической резки металлов значительно отличаются от превращений при обычной термической обработке. В этом случае распад твердых растворов в зоне резки протекает в более сложной и непрерывно изменяющейся обстановке, а наличие химической неоднородности в зоне термического нагрева во многих случаях существенно образом изменяет кинетику распада твердых растворов [20, 21]. Как следствие, протекающие в зоне реза процессы кристаллизации металла и структурные превращения чаще всего обуславливают последующие технологические и эксплуатационные свойства в этой зоне.

На рис. 6 представлена микроструктура приповерхностных слоев исследуемой стали после плазменной резки в зависимости от кратности увеличения.

Особый интерес в рассматриваемом случае представляют исследования тепловых процессов, протекающих в зоне резки (термического нагрева/плавления), от структуры и химического состава которой зависят свойства зоны термического влияния. В результате термической резки установлено образование условных участков от зоны плавления до основного металла. В целом можно считать, что весь разделочный шов представляет собой зону термического влияния вплоть до исходного состояния стали. Проведенное пошаговое измерение твердости с интервалом в 50 мкм, начиная от края реза со стороны верхней кромки, позволило установить ширину этой зоны, размеры которой зависят от химического состава и толщины разрезаемого металла. В данном случае, в соответствии с параметрическими

условиями эксперимента, ее ширина была определена на уровне примерно 1000 мкм (рис. 7).

По структурному состоянию ЗТВ следует разделить на три субзоны:

I – зона критического перегрева (ЗКП) вблизи поверхности реза в виде светлой полосы бесструктурного мартенсита, где температуры близки к температурам плавления;

II – зона нагрева в аустенитное состояние, т. е. зона фазовой перекристаллизации (ЗФП) с закалочными структурами;

III – зона нагрева до температур ниже температуры эвтектидного превращения стали, в которой формируются переходные структуры, поэтому ее следует называть переходной зоной (ПЗ).

Анализ микроструктур позволил обнаружить значительные изменения в структурообразовании субзон *II* и *III* ЗТВ в исследуемых образцах. Так, на поверхности реза в ЗКП образовался не травящийся белый слой бесструктурного мартенсита, а в структурах ЗФП и ПЗ сформировалась различная зеренная структура. Относительно невысокая скорость резания (0,3 м/мин), выб-



Рис. 7. График изменения твердости по ширине зоны термического влияния

Fig. 7. Graph of hardness change over the width of the thermal impact zone

Структура образца в субзонах зоны термического влияния

Table 2. Sample structure in subzones of thermal impact

Толщина образца, мм	Зона	Толщина зоны, мм	Структура
40	I (ЗКП)	25	Бесструктурный мартенсит
	II (ЗФП)	390	Среднепластинчатый перлит, 7 балл, межпластинчатое расстояние менее 1,20 мкм
	III (ПЗ)	800	Перлитно-ферритная структура с соотношением п/ф = 85/15
	Основа стали	>1000	Перлитно-ферритная структура с соотношением п/ф = 20/80

ранная для раскроя толстолистовой стали, обусловила за счет перекристаллизации формирование структуры укрупненного зерна среднепластинчатого перлита 7 балла. При этом в переходной субзоне ПЗ резко возросло количество перлита в перлитно-ферритной структуре по сравнению с исходным соотношением в основе стали (табл. 2).

Подобные особенности структурообразования в значительной степени определяются перераспределением легирующих элементов в исследуемой стали и, главным образом, углерода в процессе энергетической обработки. Микрорентгеноспектральный анализ показал (рис. 8), что в результате диффузионного перераспределения углерода значительно повысилась его концентрация в субзоне ЗКП, которая достигла значений в кромке реза 0,76 % (по массе) при усредненной концентрации углерода в основе 0,14 % (по массе). Необходимо отметить, что на приведенном графике распределения элементов отчетливо видно нерегулярное распределение углерода в различных зонах реза. Концентрация углерода максимально повышается в зоне оплавления вблизи кромки реза, затем снижается до значений 0,35 – 0,45 % (по массе) в подзоне ЗФП и выравнивается к концу переходной зоны в соответ-

вии с химическим составом основы. Все это в полной мере отражает морфологию образовавшихся структур в различных зонах реза по мере удаления от кромки. Также на графике в зоне оплавления в результате интенсивной энергетической обработки в зоне реза за счет выгорания обнаруживается значительное снижение массовой доли марганца и кремния по сравнению с исходным.

В связи с тем, что эти элементы в углеродистой стали являются постоянными технологическими примесями, их концентрация незначительна и подобное уменьшение количества в приповерхностных слоях реза существенного значения не имеет. В тоже время, значительное насыщение поверхностных слоев углеродом привело к резкому повышению твердости наружных кромок реза на глубину 25 мкм (рис. 9). За счет интенсивного теплоотвода в этой зоне произошла самозакалка стали с образованием прослойки бесструктурного мартенсита на глубину до 10 мкм, под которой до окончания субзоны ЗКП в структуре присутствует, по-видимому, бейнит, представляющий собой феррито-карбидную смесь высокой дисперсности. Важно отметить практически одинаковый характер распределения твердости на верхней и нижней кромках реза толстолистовой

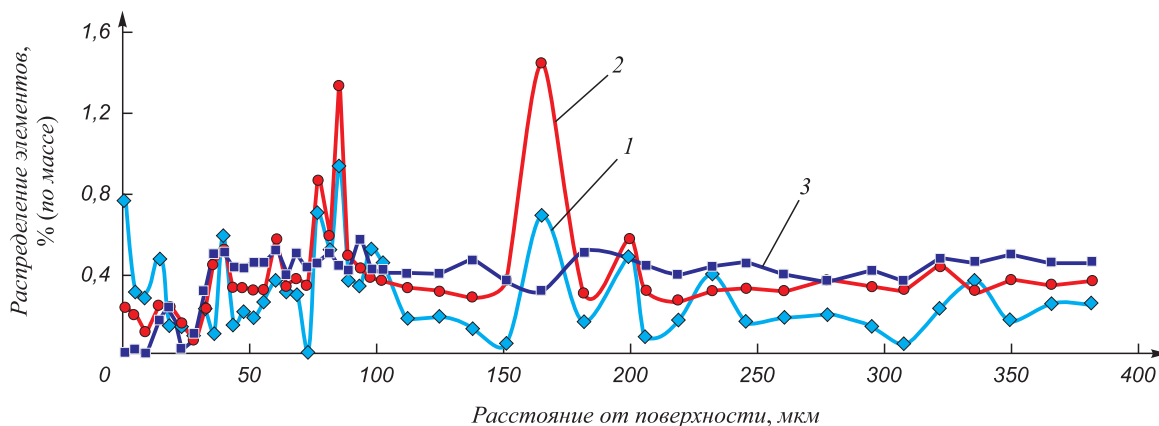


Рис. 8. Распределение легирующих элементов и углерода в ЗТВ (сталь СтЗпс):
1 – C; 2 – Si; 3 – Mn

Fig. 8. Distribution of alloying elements and carbon in the thermal impact zone (St3ps steel) :
1 – C; 2 – Si; 3 – Mn

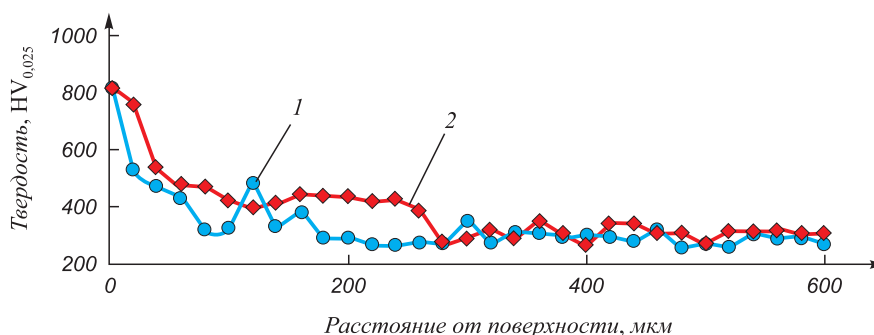


Рис. 9. Распределение твердости по краям поверхности реза:
1 – нижняя кромка; 2 – верхняя кромка

Fig. 9. Hardness distribution along the edges of the cut surface:
1 – lower edge; 2 – top edge

стали, что обусловлено высокой эффективностью ГВС узкоструйного плазматрона на всем протяжении газоплазменного воздействия (в пределах толщины разрезаемого металла).

Большое значение при оценке качества плазменной резки отводится изучению шероховатости поверхности по критериям микрогеометрии рельефа линии реза. Результаты исследования представлены на рис. 10 и в табл. 3. Видно, что по всем показателям качества микрорельеф поверхности после плазменной резки соизмерим с механической обработкой поверхности

после фрезерования и соответствует второму классу качества шероховатости по чистоте поверхности (ГОСТ 14792–80).

Выводы

По результатам выполненных исследований можно заключить, что технические возможности разработанного плазматрона ПМВР-5.3, достигнутые за счет использования новой системы ГВС с двумя завихрителями и расширительными камерами, а также симмет-

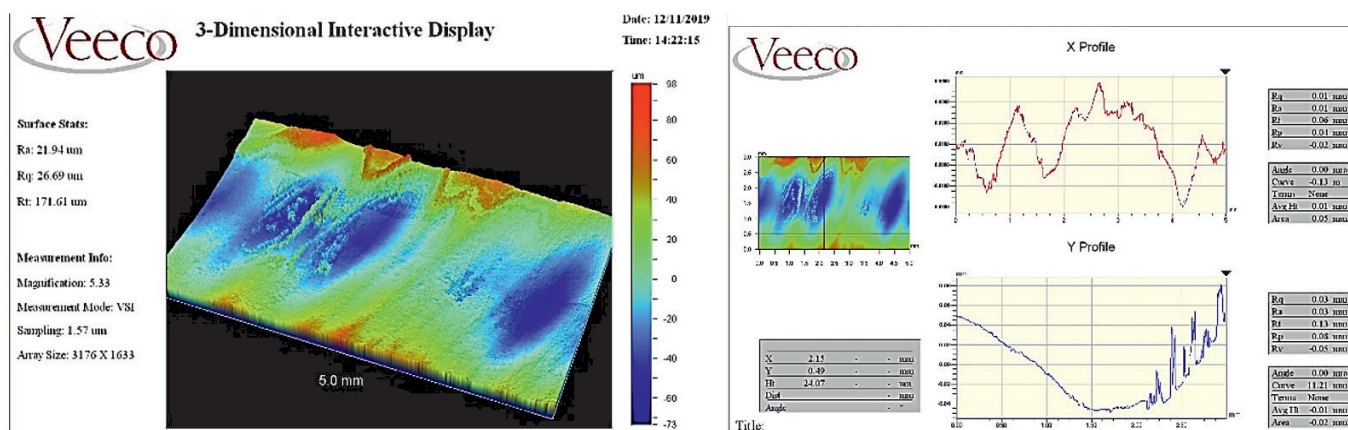


Рис. 10. Анализ рельефа поверхности после плазменной резки

Fig. 10. Analysis of the surface relief after plasma cutting

Таблица 3

Шероховатость поверхности реза

Table 3. Roughness of the cut surface

Вид обработки	Средняя шероховатость R_a , мкм	Средняя квадратичная шероховатость R_q , мкм	Абсолютная шероховатость $R_t(R_z)$, мкм
Плазменная резка	21,94	26,69	171,61
Фрезерование ГОСТ 2789–73	20,00	25,00	160,00

ричной подачей ПОГ, позволяют проводить достаточно качественный раскрой листовой стали в условиях узкоструйной воздушно-плазменной резки в довольно широком диапазоне толщин вплоть до 40 мм и более. Однако необходимо учитывать, что при больших толщинах формируется весьма протяженная ЗТВ со значи-

тельными изменениями в структуре основного металла и ряда других показателей, из-за чего сварку заготовок без предварительной механической обработки можно производить при толщине реза не более 20 мм, а при больших толщинах предполагается снятие фаски с поверхности реза на глубину не менее 1,0 мм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Krink V., Simler H., Laurisch F. Plasmaschneidtechnologie – Erweiterung wirtschaftlicher Anwendungsgebiete // ICCT 2006: Internationale Schneidtechnische Tagung; Vorträge der gleichnamigen Konferenz: Hannover, 10 und 11. Oktober 2006. P. 18–25.
2. Mussmann J. Stand der Bearbeitung von ISO 4063:2009 “Schweißen und verwandte Prozesse – Liste der Prozesse und Ordnungsnummern” // Schweissen und Schneiden. 2010. No. 7–8. P. 430–433.
3. Krink V. Plasmaschneiden – ein vielseitiges Verfahren zum Schneiden dünner und dicker Bleche // DVS Congress 2010. Vorträge der Veranstaltung vom 26–28. September 2010 in Nürnberg. P. 73–78.
4. Эсибян Э.М. Воздушно-плазменная резка: состояние и перспективы // Автоматическая сварка. 2000. № 12. С. 6–20.
5. Антипов Н.А., Медко В.С. Определение дефектного приповерхностного слоя при воздушно-плазменной резке заготовок из углеродистой низколегированной стали // Электрофизические и электрохимические методы обработки. 2014. № 2(80). С. 25–27.
6. Васильев А.Н., Внук В.В., Зиновьев В.И., Коткина Т.В. Сравнительные исследования воздушно-плазменной и кислородно-плазменной резки // Известия МГТУ. 2014. № 2(20). С. 13–18.
7. Gesteigerte Produktivität durch neueste Plasmaschneidtechnologie // Schweissen und Schneiden. 2008. No. 9. P. 458–459.
8. Nachbargauer K. Mit Schneidhohmodus beim Plasmaschneiden reproduzierbare Schneidergebnisse erzielen // DVS Congress 2010. Vorträge der Veranstaltung vom 26–28. September 2010 in Nürnberg. P. 95–96.
9. Wegmann H., Gesthuysen F.-J., Holthaus M. Plasma cutting – an economically viable process for mild and low-alloy steels // Welding and Cutting. 2005. Vol. 4. No. 4. P. 191–194.
10. Анахов С.В. Принципы и методы проектирования плазматронов. Екатеринбург: Издательство РГППУ, 2018. 163 с.
11. Conrads H., Schmidt M. Plasma generation and plasma sources // Plasma Sources Science and Technology. 2000. Vol. 9. No. 4. P. 441–454. <https://doi.org/10.1088/0963-0252/9/4/301>
12. Venkatramani N. Industrial plasma torches and applications // Current Science. 2002. Vol. 83. No. 3. P. 254–262.
13. Локтионов А.А. Оценка качества реза листовых материалов при тонкоструйной плазменной резке // Обработка металлов. 2013. № 4(61). С. 85–89.
14. Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А., Никитин Ю.В. Оценка геометрической точности реза листовых материалов при различных технологиях тонкоструйной плазменной резки // Обработка металлов. 2013. № 3(60). С. 25–30.
15. Kirkpatrick I. High definition plasma – an alternative to laser technology // Aircraft Engineering and Aerospace Technology. 1998. Vol. 70. No. 3. P. 215–217. <https://doi.org/10.1108/00022669810370349>
16. Дресвин С.В., Зверев С.Г. Плазматроны: конструкции, параметры, технологии. Санкт-Петербург: Издательство Политехнического университета, 2010. 56 с.
17. Анахов С.В., Пыкин Ю.А., Матушкин А.В. Повышение эффективности системы газовой стабилизации в плазматронах для высокоточной резки металлов // Сварочное производство. 2019. № 4. С. 27–30.
18. ГОСТ 14792–80. Детали и заготовки, вырезаемые кислородной и плазменно-дуговой резкой. Точность, качество поверхности реза. Москва: Издательство стандартов, 1980. 6 с.

1. Krink V., Simler H., Laurisch F. Plasmaschneidtechnologie – Erweiterung wirtschaftlicher Anwendungsgebiete. ICCT 2006: Internationale Schneidtechnische Tagung; Vorträge der gleichnamigen Konferenz; Hannover, 10 und 11. Oktober 2006, pp. 18–25. (In Germ.).
2. Mussmann J. Stand der Bearbeitung von ISO 4063:2009 “Schweißen und verwandte Prozesse – Liste der Prozesse und Ordnungsnummern”. *Schweissen und Schneiden*. 2010, no. 7–8, pp. 430–433. (In Germ.).
3. Krink V. Plasmaschneiden – ein vielseitiges Verfahren zum Schneiden dünner und dicker Bleche. *DVS Congress 2010. Vorträge der Veranstaltung vom 26–28. September 2010 in Nürnberg*, pp. 73–78. (In Germ.).
4. Esibyan E.M. Air-plasma cutting: State and prospects. *Avtomaticheskaya svarka*. 2000, no. 12, pp. 6–20. (In Russ.).
5. Antipov N.A., Medko V.S. Determination of a defective near-surface layer during air-plasma cutting of blanks made of carbon low-alloy steel. *Elektrofizicheskie i elektrokhimicheskie metody obrabotki*. 2014, no. 2(80), pp. 25–27. (In Russ.).
6. Vasil’ev A.N., Vnuk V.V., Zinov’ev V.I., Kot’kina T.V. Comparative study of air-plasma and plasma-arc cutting. *Izvestiya MG TU*. 2014, no. 2(20), pp. 13–18. (In Russ.).
7. Gesteigerte Produktivität durch neueste Plasmaschneidtechnologie. *Schweissen und Schneiden*. 2008, no. 9, pp. 458–459. (In Germ.).
8. Nachbargauer K. Mit Schneidhohmodus beim Plasmaschneiden reproduzierbare Schneidergebnisse erzielen. *DVS Congress 2010. Vorträge der Veranstaltung vom 26–28. September 2010 in Nürnberg*, pp. 95–96. (In Germ.).
9. Wegmann H., Gesthuysen F.-J., Holthaus M. Plasma cutting – an economically viable process for mild and low-alloy steels. *Welding and Cutting*. 2005, vol. 4, no. 4, pp. 191–194.
10. Anakhov S.V. *Principles and Methods of Plasma Torches Design*. Yekaterinburg: Izd-vo RSVPU, 2018, 163 p. (In Russ.).
11. Conrads H., Schmidt M. Plasma generation and plasma sources. *Plasma Sources Science and Technology*. 2000, vol. 9, no. 4, pp. 441–454. <https://doi.org/10.1088/0963-0252/9/4/301>
12. Venkatramani N. Industrial plasma torches and applications. *Current Science*. 2002, vol. 83, no. 3, pp. 254–262.
13. Loktionov A.A. Assessment a cut of quality of sheet materials in the conditions of high-precision plasma cutting. *Obrabotka metallov*. 2013, no. 4(61), pp. 85–89. (In Russ.).
14. Rakhimyanov H.M., Loktionov A.A., Nikitin Yu.V. Evaluation of geometric precision cut of sheet materials with different high-precision plasma cutting technologies. *Obrabotka metallov*. 2013, no. 3(60), pp. 25–30. (In Russ.).
15. Kirkpatrick I. High definition plasma – an alternative to laser technology. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 1998, vol. 70, no. 3, pp. 215–217. <https://doi.org/10.1108/00022669810370349>
16. Dresvin S.V., Zverev S.G. *Plasma Torches: Designs, Parameters, Technologies*. St. Petersburg: izd-vo Politeknicheskogo un-ta, 2010, 56 p. (In Russ.).
17. Anakhov S.V., Pykin Yu.A., Matushkin A.V. Improving the effectiveness of individual gaseous-vortex stabilization in plasma torches for precision cutting of metals. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2019, no. 4, pp. 27–30. (In Russ.).
18. *GOST 14792-80. Parts and blanks cut by oxygen and plasma arc cutting. Accuracy, quality of the cutting surface*. Moscow: Izd-vo standartov, 1980, 6 p. (In Russ.).

19. Сухоруков Н.В., Смоленцев Е.В. Технология плазменной обработки при разделении материалов // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2009. Т. 5. № 12. С. 1–3.
20. Сумец А.В., Кассов В.Д. Закономерности структурообразования зоны термического влияния при резке металлов // Вестник ХНАДУ. 2017. Вып. 77. С. 166–170.
21. Лященко Г.И. Качество реза при плазменно-дуговой резке // Сварщик. 2012. № 4. С. 34–39.
19. Sukhorukov N.V., Smolentsev E.V. Technology of plasma processing in materials separation. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2009, vol. 5, no. 12, pp. 1–3. (In Russ.).
20. Sumets A.V., Kassov V.D. Regularities of structure formation of heat affected zone at metals cutting. *Vestnik KhNADU*. 2017, no. 77, pp. 166–170. (In Russ.).
21. Lyashchenko G.I. Quality in plasma-arc cutting. *Svarshchik*. 2012, no. 4, pp. 34–39. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Сергей Вадимович Анахов, к.ф.-м.н., доцент, заведующий кафедрой математических и естественнонаучных дисциплин, Российский государственный профессионально-педагогический университет

ORCID: 0000-0003-1460-6305

E-mail: sergej.anahov@rsvpu.ru

Борис Николаевич Гузанов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет

ORCID: 0000-0001-5698-0018

E-mail: boris.guzanov@rsvpu.ru

Анатолий Владимирович Матушкин, к.т.н., доцент кафедры технологии сварочного производства, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0001-7309-1618

E-mail: 227433@yandex.ru

Sergei V. Anakhov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof., Head of the Chair of Mathematic and Natural Sciences, Russian State Professional Pedagogical University

ORCID: 0000-0003-1460-6305

E-mail: sergej.anahov@rsvpu.ru

Boris N. Guzanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University

ORCID: 0000-0001-5698-0018

E-mail: boris.guzanov@rsvpu.ru

Anatolii V. Matushkin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Welding Technology", Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0001-7309-1618

E-mail: 227433@yandex.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

С. В. Анахов – научное руководство, анализ результатов исследований, подготовка текста, формирование выводов.

Б. Н. Гузанов – формирование основной концепции, цели и задачи исследования, доработка текста, корректировка выводов.

А. В. Матушкин – проведение экспериментов и расчетов.

S. V. Anakhov – scientific leadership, analysis of the research results, writing the text, conclusions formation.

B. N. Guzanov – formation of the research main concept, goals and objectives; revising the text, conclusions correction.

A. V. Matushkin – carrying out experiments and calculations.

Поступила в редакцию 17.12.2021

После доработки 20.12.2021

Принята к публикации 25.12.2021

Received 17.12.2021

Revised 20.12.2021

Accepted 25.12.2021



Обзорная статья

УДК 620.193.27:669.018.293

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-48-56



МЕТОДЫ КОРРОЗИОННЫХ ИСПЫТАНИЙ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ПРИ РАЗРАБОТКЕ И ПРОМЫШЛЕННОМ ОСВОЕНИИ НОВЫХ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ И ТЕХНОЛОГИЙ ИХ ПРОИЗВОДСТВА.

ЧАСТЬ I. ЛАБОРАТОРНЫЕ КОРРОЗИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ

А. А. Альхименко¹, А. Д. Давыдов¹, А. А. Харьков¹, С. Ю. Мушников²,
О. А. Харьков², О. Н. Парменова², А. А. Яковицкий²

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (Россия, 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 29)

² ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт» (Россия, 191015, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, д. 49)

Аннотация. Судостроительные стали и сплавы при воздействии морской воды могут подвергаться различным видам коррозионных поражений. Для надежной длительной эксплуатации судов и морских сооружений, несмотря на применение средств защиты от коррозии, выбираются материалы, обладающие помимо требуемых механических свойств достаточной коррозионной стойкостью, обеспечивающей заданный срок эксплуатации. Оценка коррозионной стойкости новых материалов для использования в судостроении осуществляется путем проведения обязательных сдаточных испытаний методами, многократно проверенными экспериментально, результаты которых подтверждены на практике. Комплекс исследований сопротивляемости коррозионному разрушению сталей и сплавов основан на поэтапном проведении лабораторных, стендовых и натурных испытаний. В обзоре дано краткое описание методов лабораторных коррозионных испытаний, являющихся составной частью обязательных сдаточных испытаний. Рассмотрены параметры, определяющие агрессивность морской воды как коррозионной среды, включая соленость и содержание кислорода. Представлены методы лабораторных испытаний, включающие электрохимические исследования с определением потенциала и скорости коррозии, потенциала питтингообразования на основе построения поляризационных кривых, а также общепринятый гравиметрический метод определения скорости коррозии. Приведены используемые установки для проведения испытаний в движущейся (с изменяющейся скоростью потока) морской воде.

Ключевые слова: судостроительные материалы, морская вода, методы коррозионных испытаний, электрохимические исследования, питтинговая коррозия, коррозия в потоке морской воды, стендовые испытания, натурные испытания

Финансирование: Исследования выполнены при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации программы Научного центра мирового уровня по направлению «Передовые цифровые технологии» СПбПУ (соглашение от 17.11.2020 № 075-15-2020-934).

Для цитирования: Альхименко А.А., Давыдов А.Д., Харьков А.А., Мушников С.Ю., Харьков О.А., Парменова О.Н., Яковицкий А.А. Методы коррозионных испытаний, применяемые при разработке и промышленном освоении новых судостроительных сталей и сплавов и технологий их производства. Часть I. Лабораторные коррозионные испытания // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 48–56. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-48-56>

Review article

METHODS OF CORROSION TESTING USED FOR DEVELOPMENT AND COMMERCIAL EXPLOITATION OF NEW SHIPBUILDING STEELS AND ALLOYS. PART I. LABORATORY CORROSION TESTS

A. A. Al'khimenko¹, A. D. Davydov¹, A. A. Khar'kov¹, S. Yu. Mushnikova²,
O. A. Khar'kov², O. N. Parmenova², A. A. Yakovitskii²

¹ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (29 Politekhnikeskaya Str., St. Petersburg 195251, Russian Federation)

² Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center Kurchatov Institute” (49 Shpalernaya Str., St. Petersburg 191015, Russian Federation)

Abstract. Shipbuilding steels and alloys may be subjected to various types of corrosion damage when exposed to sea water. For reliable long-term operation of ships and marine structures, despite the use of corrosion protection, materials are chosen that, in addition to the required mechanical properties, have sufficient corrosion resistance to ensure a given service life. Evaluation of corrosion resistance of new materials for use in shipbuilding was made by carrying out mandatory delivery trials using methods that have been repeatedly tested experimentally and whose results have been confirmed in practice. The complex study of corrosion resistance of steels and alloys is based on step-by-step laboratory, bench, and field tests. The review provides a brief description of laboratory corrosion test methods that are part of mandatory delivery trials. Parameters determining the aggressiveness of seawater as a corrosive medium, including salinity, oxygen content are considered. Laboratory test methods include electrochemical studies with determination of potential and rate of corrosion, pitting potential on the basis of polarization curves construction, as well as the generally accepted gravimetric method of corrosion rate determination. Installations for testing in moving (with varying flow rate) seawater are given.

Keywords: shipbuilding materials, seawater, corrosion test methods, electrochemical studies, pitting corrosion, corrosion in seawater, bench tests, field tests

Funding: The research was partially funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation as part of World-class Research Center program: Advanced Digital Technologies (contract No. 075-15-2020-934 dated 07.11.2020).

For citation: Al'khimenko A.A., Davydov A.D., Khar'kov A.A., Mushnikova S.Yu., Khar'kov O.A., Parmenova O.N., Yakovitskii A.A. Methods of corrosion testing used for development and commercial exploitation of new shipbuilding steels and alloys. Part I. Laboratory corrosion tests. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 48–56. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-48-56>

ВВЕДЕНИЕ

Термин «морская коррозия» включает в себя многочисленные виды коррозии широкого спектра конструкционных металлических материалов, которые используются при строительстве и эксплуатации судов и сооружений различного назначения [1 – 3]. Источником морской коррозии может служить как непосредственно морская вода, представляющая собой водный раствор растворенных солей, так и морская атмосфера над водной поверхностью [4 – 13]. Кроме того, на коррозионные процессы оказывает воздействие жизнедеятельность морских организмов, главным образом в виде обрастания на поверхности судов и сооружений, а также в некоторых случаях возникновения биокоррозии, вызванной жизнедеятельностью микроорганизмов [14 – 17].

Поскольку морская вода является водным раствором солей, то она представляет собой электролит, и все коррозионные процессы протекают по электрохимическому механизму. В то же время морская вода имеет ряд отличительных особенностей. Установлено [18], что максимальная скорость коррозии железа в растворе хлористого натрия наблюдается при его концентрации 3,5 %, что соответствует солёности океанской морской воды, основным компонентом которой является NaCl.

В морской воде растворено до 8 мг/л кислорода, который является основным окислителем при коррозии металлов. Также из воздуха поступает углекислый газ, который при взаимодействии с водой образует анионы HCO_3^- и CO_3^{2-} , которые поддерживают величину pH около 8 [19 – 21], т. е. близкой к нейтральному значению.

Современные морские суда представляют собой сложнейшую техническую систему, для создания которой применяются всевозможные конструкционные материалы. Перечень металлических материалов, непосредственно соприкасающихся с морской водой, включает в себя корпусные стали и алюминиевые сплавы различных марок, отличающиеся по химическому

составу и свойствам, сплавы на медной и медно-никелевой основе и титановые сплавы для систем трубопроводов забортной воды и арматуры. Для изготовления лопастей гребных винтов применяются медные сплавы и коррозионностойкие стали [22 – 29].

Многообразие используемых материалов и условий воздействия на них морской воды позволяет считать, что в процессе эксплуатации будут возникать различные виды коррозионных поражений. Поэтому для определения чувствительности металлических материалов к определенному виду коррозии необходимо применение соответствующих методов и методик проведения коррозионных испытаний. Целью данного обзора является краткое описание методов лабораторных коррозионных испытаний, являющихся составной частью обязательных сдаточных испытаний, которые необходимо проводить при внедрении новых материалов в судостроение.

ЛАБОРАТОРНЫЕ КОРРОЗИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ

Несмотря на постоянное развитие новых методов коррозионных исследований, существует ряд обязательных общепринятых и многократно проверенных методов испытаний, которые необходимо применить для оценки коррозионной стойкости внедряемых новых сталей и сплавов. Научные основы и основные принципы методов коррозионных испытаний за последние 50 лет не претерпели существенных изменений, хотя с развитием измерительной техники появилась возможность получать исследуемые параметры, определяющие коррозионную стойкость, с большей точностью.

При разработке новых судостроительных конструкционных материалов и технологий их производства, прежде, чем осуществлять внедрение в эксплуатацию в составе судовых конструкций и систем или морских сооружений, создаваемые стали и сплавы проходят обязательные коррозионные испытания трех уровней:

- лабораторные – на простейших образцах;
- стендовые – на сварных образцах натуральной толщины применяемого металла и на моделях, имитирующих реальные узлы и элементы конструкций;
- натурные – на крупногабаритных образцах и моделях в природной морской воде в условиях эксплуатации или максимально к ним приближенным.

В статье рассмотрены только применяемые методы лабораторных коррозионных испытаний с кратким изложением теоретических основ электрохимической коррозии металлов в морской воде.

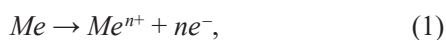
Лабораторные испытания должны занимать немного времени, т. е. быть ускоренными. При этом, не изменяя механизма коррозионных процессов, происходящих в реальной эксплуатации, ускоренные испытания должны дать ответ о сопротивлении исследуемого материала тому или иному виду коррозии по сравнению с уже известным материалом, опробованным при эксплуатации в составе судовых конструкций.

Первым необходимым и чрезвычайно важным этапом лабораторных испытаний являются электрохимические исследования, которые заключаются в измерении потенциала коррозии металлического образца и построении поляризационных кривых [30 – 32].

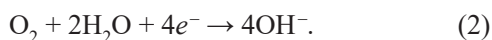
Для измерения потенциала коррозии необходимо иметь высокоомный вольтметр постоянного тока, позволяющий измерять потенциал металлического образца с точностью до 1 мВ относительно электрода сравнения. Для морской воды и раствора NaCl чаще всего применяют стандартный хлорсеребряный электрод сравнения, который имеет собственный электродный потенциал +0,200 В относительно нормального водородного электрода, потенциал которого условно принят за ноль.

Потенциал коррозии является важной коррозионной характеристикой сталей и сплавов, определяющей термодинамическую возможность их взаимодействия с морской водой.

Определение скорости взаимодействия металла с морской водой можно осуществить с помощью поляризационных кривых. Известно [33], что электрохимический процесс коррозии представляет собой две взаимосвязанные реакции, которые осуществляются путем переноса заряженных частиц – ионов и электронов, т. е. связаны с переносом электрического тока. Для морской воды коррозионный процесс можно описать в виде двух сопряженных реакций – анодной и катодной. Анодная реакция растворения металла



катодная реакция восстановления кислорода



Это означает, что, измерив значение тока, можно определить скорость коррозии. Для определения вели-

чины тока, характеризующего скорость коррозии, строят анодную и катодную поляризационные кривые, показывающие как изменяется ток при принудительном смещении потенциала в анодную и катодную сторону от потенциала коррозии, осуществляемого с помощью специального прибора – потенциостата.

В морской воде скорость катодного процесса восстановления кислорода определяется скоростью диффузионного подвода к поверхности корродирующего металла и является более медленной реакцией по сравнению с анодной. Она лимитирует скорость коррозии сталей, не обладающих пассивностью. Такие стали служат основным материалом при строительстве практически всех корпусных конструкций судов. Для определения тока (скорости коррозии) по поляризационным кривым пользуются графическим методом, основанном на определении точки пересечения касательных к линейным участкам кривых, построенных в координатах «плотность тока – потенциал» (рис. 1) [34] или логарифм плотности тока – потенциал [35]. При этом для оценки коррозионной стойкости сталей и сплавов в подкисленных средах наиболее эффективно применение метода Стерна-Гири [36 – 38], разработанного для условий, не связанных с анодным или катодным ограничением процесса коррозии. Графический метод более нагляден и дает возможность определять скорость коррозии материала в конкретных условиях (при заданной температуре и скорости движения морской воды). Метод Стерна-Гири показывает максимально возможные скорости коррозии исследуемого материала. Он удобен для определения скорости коррозии низколегированных корпусных сталей в движущейся с достаточно высокой скоростью морской воде, но не применим для испытаний сталей и сплавов, обладающих пассивностью из-за ограничений процесса анодного растворения.

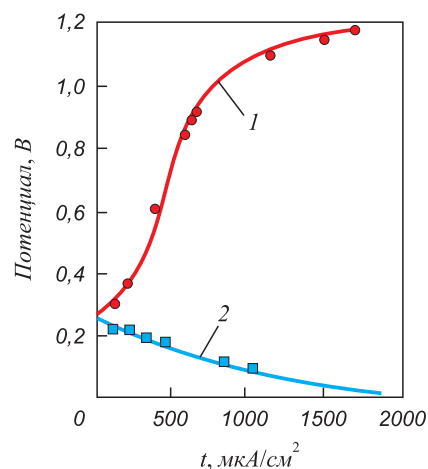


Рис. 1. Катодная (1) и анодная (2) поляризационные кривые стали D40S в морской воде

Fig. 1. Cathode (1) and anode (2) polarization curves of steel D40S in seawater

Кроме того, с помощью поляризационных кривых, используя метод пересечения касательных, можно определить, как изменится скорость коррозии двух металлов, отличающихся по потенциалам коррозии и находящихся в контакте друг с другом, т. е. создающих гальваническую пару [35, 39] (рис. 2).

В такой паре всегда металл с более отрицательным потенциалом коррозии будет растворяться с большей скоростью, а металл с положительным потенциалом – с меньшей. На этом принципе основано применение протекторной защиты [40].

Первые представления о склонности к питтинговой коррозии в морской воде, например, нержавеющей стали, также можно получить, построив анодную поляризационную кривую. Нержавеющие стали на воздухе и в водных средах образуют на поверхности защитную оксидную пленку, которая препятствует анодному процессу растворения металла, переводя стали в пассивное состояние [41 – 45]. Поэтому анодная поляризационная кривая, построенная для морской воды или раствора хлористого натрия, идет параллельно оси плотности тока и начинает расти при достижении определенного приложенного потенциала. Это значение потенциала называется потенциалом питтингообразования (рис. 3) [46].

Чем больше разность между потенциалом питтингообразования и потенциалом коррозии, которая называется областью пассивности, тем более устойчива сталь к питтинговой коррозии в морской воде. Электрохимический метод определения склонности сталей и сплавов к питтинговой коррозии подробно представлен в ГОСТ 9.912 [47].

Электрохимические методы исследований позволяют достаточно быстро оценить коррозионное поведение стали или сплава в морской воде, но полученные величины скорости коррозии показывают завышенные

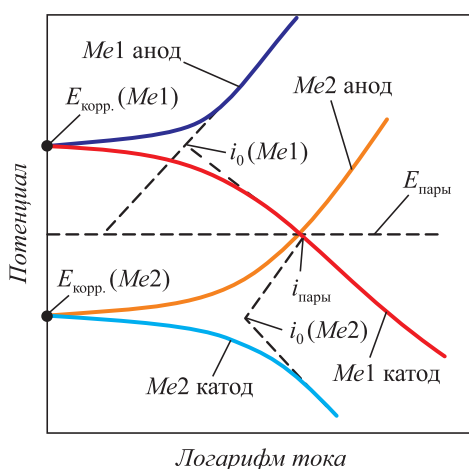


Рис. 2. Применение поляризационных кривых для оценки скорости контактной коррозии

Fig. 2. Application of polarization curves for evaluation of contact corrosion rate

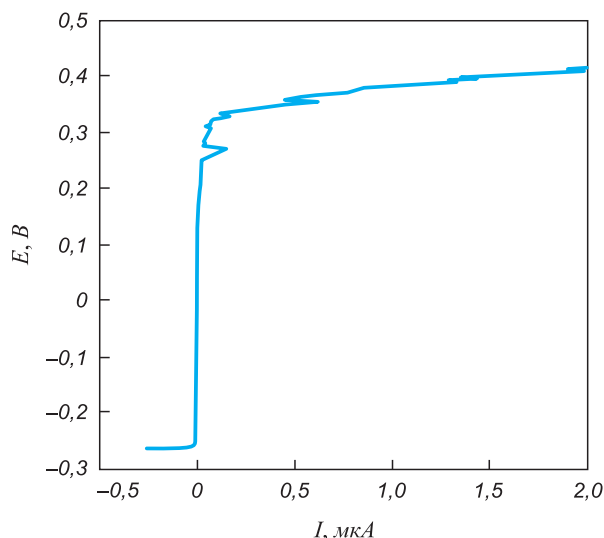


Рис. 3. Определение потенциала питтингообразования нержавеющей стали 316L при построении поляризационной кривой

Fig. 3. Determination of pitting potential of stainless steel 316L in polarization curve construction

значения для заданных условий. На практике в большинстве случаев скорость коррозии снижается со временем, так как на поверхности образуется слой продуктов коррозии, который в какой-то степени защищает металл от воздействия коррозионной среды. Для более точной оценки скорости коррозии проводят лабораторные испытания образцов продолжительностью 720 – 1000 ч. Подготовка образцов, проведение испытаний на общую коррозию в морской воде и обработка результатов осуществляются в полном соответствии с ГОСТ 9.905 и ГОСТ 9.908 [48, 49].

Известно [34 – 51], что скорость коррозии в движущейся морской воде в разы выше, чем в спокойной среде. Данный факт объясняется повышением подачи кислорода к поверхности не пассивирующегося металла, вследствие чего протекание катодной реакции облегчается, и она перестает быть лимитирующей. Кроме того, в потоке морской воды происходит механическое удаление разного рода защитных пленок, образующихся на поверхности металла из продуктов коррозии, также металл может подвергаться кавитационно-эрозионному разрушению [34, 52].

Существуют специальные установки, на которых проводятся исследования в потоке морской воды, отличающиеся способом крепления образцов [53]. Установка для коррозионных испытаний с круговым пробегом образцов размером 50×30×(3 – 5) мм представляет собой ванну, которая заполняется 3,5 %-ным раствором хлористого натрия, а также диска, по окружности которого закрепляются образцы, и осевого вала, соединенного с электродвигателем. Максимальная скорость вращения образцов зависит от диаметра диска и числа оборотов вращения вала и может меняться от 10 до 14 м/с. Продолжительность испытаний 1000 ч. На та-

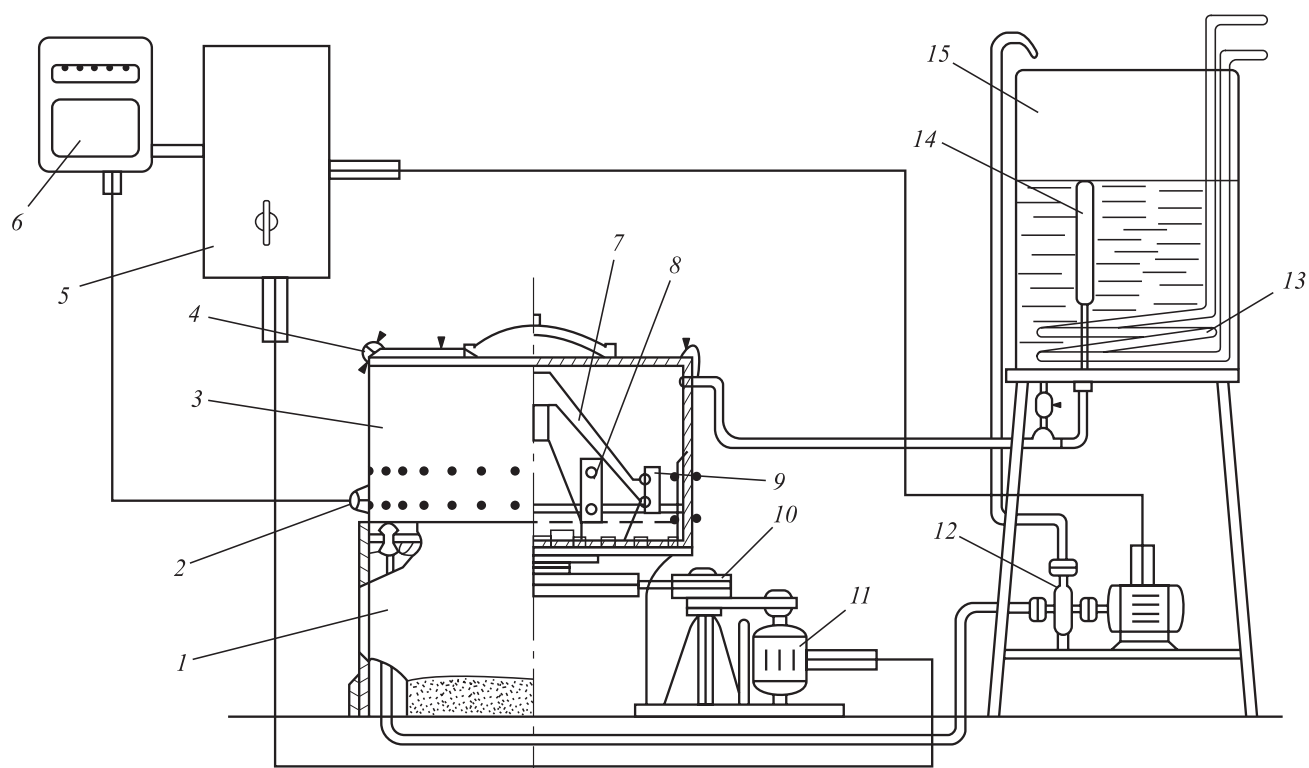


Рис. 4. Принципиальная схема установки для коррозионных испытаний образцов в быстродвижущейся среде:

1 – основание установки; 2 – термометр сопротивления; 3 – ванна; 4 – накидной болт; 5 – щит управления; 6 – самопишущий и регулирующий прибор; 7 – крылатка; 8 – испытуемый образец; 9 – морская вода; 10 – привод; 11 – электродвигатель; 12 – насос; 13 – змеевик; 14 – приспособление для установки уровня воды; 15 – бак для коррозионного раствора

Fig. 4. Scheme of the installation for corrosion tests of the samples in a fast-moving environment:

1 – base; 2 – resistant temperature detector; 3 – bath; 4 – swivel bolt; 5 – control panel; 6 – self-recording and regulating device; 7 – impeller; 8 – test sample; 9 – seawater; 10 – drive; 11 – electric motor; 12 – pump; 13 – coil; 14 – device for water level setting; 15 – tank for corrosion solution

кой установке испытывают образцы сталей и сплавов, предназначенных для изготовления конструкций, которые при эксплуатации имеют вращательное движение (гребные винты, валы).

Если стали и сплавы в реальных условиях подвергаются поступательным движениям (обшивка корпуса судна), то испытания образцов проводят на специальном стенде (рис. 4) [54].

Стенд состоит из ванны диаметром 1100 мм, на внутреннюю стенку которой устанавливаются образцы. Движение среды осуществляется с помощью трехлопастной крылатки, установленной по центру ванны, вращение которой производится электродвигателем. Подбором диаметра шкивов можно менять скорость движения среды вдоль поверхности образца от 5 до 20 м/с. Для ускорения коррозионных процессов испытания проводят при температуре 30 – 35 °С. На стенде испытывают монолитные или сварные образцы размером 200×80×(3 – 15) мм.

Выводы

Таким образом, лабораторные испытания, входящие в состав программы сдаточных испытаний новых материалов, внедряемых в судостроение, состоят из электрохимических исследований и коррозионных испытаний.

По потенциалу коррозии и скорости коррозии, рассчитанной по поляризационным кривым, получают представление о возможности использования выбранного материала в морской воде, в том числе в контакте с другим материалом, и о необходимости проведения дальнейших длительных испытаний.

Скорость коррозии, полученная гравиметрическим методом (по потере массы), дает конкретное представление о коррозионной стойкости материала в морской воде и позволяет принимать решение, например, о выборе толщины обшивки корпуса судна с учетом запаса на коррозионные потери и о применении средств защиты от коррозии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Материалы для судостроения и морской техники. Справочник в 2-х томах / Под редакцией И.В. Горынина. Санкт-Петербург: НПО «Профессионал», 2009. Т. 1. 776 с.

1. *Materials for Shipbuilding and Marine Engineering. Handbook in 2 vols.* Gorynin I.V. ed. Vol. 1. St. Petersburg: Professional, 2009, 776 p. (In Russ.).

2. Farrell R., Barras C., Goodwin R.A. Modern chemical tankers // SNAME Transactions. 1994. Vol. 102. P. 325–365.
3. Davis J.R. Corrosion of Weldments. ASM International, 2006. 230 p.
4. Шумахер М.М. Морская коррозия. М.: Металлургия, 1983. 512 с.
5. Альхименко А.А., Колышев И.Е., Харьков А.А., Шапошников Н.О., Цветков А.С. Коррозионная стойкость стальных свайных опор в морской воде // Коррозия: материалы, защита. 2020. № 2. С. 16–20.
6. Ковалев М., Альхименко А., Шапошников Н., Алексеева Е. Переход от натурных коррозионных испытаний цинковых покрытий к ускоренным через расчет коэффициента ускорения // Современные материалы и передовые производственные технологии (СМПТТ-2019). 2019. С. 108–109.
7. Маркович Р.А., Кан М.К., Михайлов С.В. Коррозия и методы защиты зоны переменного смачивания металлоконструкций гидротехнических сооружений эстакадного типа // Гидротехника. 2014. № 4. С. 73–80.
8. Corrosion: Understanding the Basics / Ed. J.R. Davis. ASM International, 2000. 563 p.
9. Marcus P. Corrosion Mechanisms in Theory and Practice. CRC Press, 2011. 941 p.
10. Oldfield J.W., Todd B. Room temperature stress corrosion cracking of stainless steels in indoor swimming pool atmospheres // British Corrosion Journal. 1991. Vol. 26. No. 3. P. 173–182. <https://doi.org/10.1179/000705991798269233>
11. Sjong A., Eiselstein L. Marine atmospheric SCC of unsensitized stainless steel rock climbing protection // Journal of Failure Analysis and Prevention. 2008. Vol. 8. P. 410–418. <https://doi.org/10.1007/s11668-008-9158-1>
12. Wallen B. Corrosion of duplex stainless steels in seawater // ACOM. Avesta Sheffield AB. 1998. No. 1. P. 1–11.
13. Compere C., Le Bozec N. Behaviour of stainless steel in natural seawater // The First Stainless Steel Congress in Thailand, Bangkok. December 1997.
14. Карпов В.А., Ковальчук Ю.Л., Полтаруха О.П., Ильин И.Н. Комплексный подход к защите от морского обрастания и коррозии. Москва: Товарищество научных изданий КМК, 2007. 156 с.
15. Зевина Г.Б. Биология морского обрастания. Москва: Издательство МГУ, 1994. 135 с.
16. Харченко У.В. Физико-химические аспекты микробиологического воздействия морской воды на коррозионную устойчивость некоторых сплавов: Дис. ... канд. хим. наук. Владивосток. Институт химии ДВО РАН. 2006. 130 с.
17. Corrosion. ASM Handbook. Vol. 13. ASM International, 1992. 3455 p.
18. Uhlig H.H., Revie R.W. Corrosion and Corrosion Control. 3rd Edition. Wiley, 1985, 441p.
19. Riley J.P., Skirrow G. Chemical Oceanography. Vol. 2. 2nd Edition. Academic Press. 1975.
20. Kaesche H. Corrosion of Metals. Physicochemical Principles and Current Problems. Springer, 2003. 604 p.
21. Refait P., Grolleau A.-M., Jeannin M., Rémaizeilles C., Sabot R. Corrosion of carbon steel in marine environments: Role of the corrosion product Layer // Corrosion and Materials Degradation. 2020. Vol. 1. No. 1. P. 198–218. <https://doi.org/10.3390/cmd1010010>
22. Малышевский В.А., Семичева Т.Г., Владимиров Н.Ф., Хлусова Е.И. Хладостойкие стали для судостроения и морской техники // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. 2004. № 27. С. 134–149.
23. Горынин И.В., Малышевский В.А., Рыбин В.В., Хлусова Е.И. Создание и внедрение новых конкурентоспособных хладостойких сталей для морских арктических конструкций и судов ледового плавания // Морские интеллектуальные технологии. 2009. № 1. С. 23–27.
2. Farrell R., Barras C., Goodwin R.A. Modern chemical tankers. SNAME Transactions. 1994, vol. 102, pp. 325–365.
3. Davis J.R. Corrosion of Weldments. ASM International, 2006, 230 p.
4. Shumakher M.M. Marine Corrosion. Moscow: Metallurgiya, 1983, 512 p. (In Russ.).
5. Al'khimenko A.A., Kolyushev I.E., Khar'kov A.A., Shaposhnikov N.O., Tsvetkov A.S. Corrosion resistance of steel pile supports in seawater. Korroziya: materialy, zashchita. 2020, no. 2, pp. 16–20. (In Russ.).
6. Kovalev M., Al'khimenko A., Shaposhnikov N., Alekseeva E. Transition from natural corrosion testing of zinc coatings to accelerated ones through calculation of acceleration factor. In: Modern Materials and Advanced Manufacturing Technology (MMAMT-2019). 2019, pp. 108–109. (In Russ.).
7. Markovich R.A., Kan M.K., Mikhailov S.V. Corrosion and methods of protection of wetting area of steel metal structures of hydraulic rack buildings. Gidrotekhnika. 2014, no. 4, pp. 73–80. (In Russ.).
8. Corrosion: Understanding the Basics. Davis J.R. ed. ASM International, 2000, 563 p.
9. Marcus P. Corrosion Mechanisms in Theory and Practice. CRC Press, 2011, 941 p.
10. Oldfield J.W., Todd B. Room temperature stress corrosion cracking of stainless steels in indoor swimming pool atmospheres. British Corrosion Journal. 1991, vol. 26, no. 3, pp. 173–182. <https://doi.org/10.1179/000705991798269233>
11. Sjong A., Eiselstein L. Marine atmospheric SCC of unsensitized stainless steel rock climbing protection. Journal of Failure Analysis and Prevention. 2008, vol. 8, pp. 410–418. <https://doi.org/10.1007/s11668-008-9158-1>
12. Wallen B. Corrosion of duplex stainless steels in seawater. ACOM. Avesta Sheffield AB. 1998, no. 1, pp. 1–11.
13. Compere C., Le Bozec N. Behaviour of stainless steel in natural seawater. In: The First Stainless Steel Congress in Thailand, Bangkok. December 1997.
14. Karpov V.A., Koval'chuk Yu.L., Poltarukha O.P., Il'in I.N. Comprehensive Approach to Protection against Marine Fouling and Corrosion. Moscow: KMK Publ., 2007, 156 p. (In Russ.).
15. Zevina G.B. Marine Fouling Biology. Moscow: Izd-vo MSU, 1994, 135 p. (In Russ.).
16. Kharchenko U.V. Physicochemical aspects of the microbiological effect of sea water on corrosion resistance of some alloys: Cand. Chem. Sci. Diss. Vladivostok: Institute of Chemistry, Far Eastern Branch, RAS, 2006, 130 p. (In Russ.).
17. Corrosion. ASM Handbook. Vol. 13. ASM International, 1992, 3455 p.
18. Uhlig H.H., Revie R.W. Corrosion and Corrosion Control. 3rd Ed. Wiley, 1985, 441 p.
19. Riley J.P., Skirrow G. Chemical Oceanography. Vol. 2. 2nd Ed. Academic Press, 1975.
20. Kaesche H. Corrosion of Metals. Physicochemical Principles and Current Problems. Springer, 2003, 604 p.
21. Refait P., Grolleau A.-M., Jeannin M., Rémaizeilles C., Sabot R. Corrosion of carbon steel in marine environments: Role of the corrosion product layer. Corrosion and Materials Degradation. 2020, vol. 1, no. 1, pp. 198–218. <https://doi.org/10.3390/cmd1010010>
22. Malyshevskii V.A., Semicheva T.G., Vladimirov N.F., Khlusova E.I. Cold-resistant steels for shipbuilding and marine equipment. Nauchno-tehnicheskii sbornik Rossiiskogo morskogo registra sudokhodstva. 2004, no. 27, pp. 134–149. (In Russ.).
23. Gorynin I.V., Malyshevskii V.A., Rybin V.V., Khlusova E.I. Creation and implementation of new competitive cold-resistant steels for marine Arctic structures and ice navigation vessels. Morskie intellektual'nye tekhnologii. 2009, no. 1, pp. 23–27. (In Russ.).

24. Горынин И.В., Ушков С.С., Хатунцев А.Н., Лошакова Н.Н. Титановые сплавы для морской техники. Санкт-Петербург: Издательство Политехнического университета, 2007. 387 с.
25. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение): Справочник. Киев: Коминтех, 2005. 365 с.
26. Вайнерман А.Е. Сплавы на медной основе для судового машиностроения и их сварка // Материалы для судостроения и морской техники: Справочник / Под редакцией И.В. Горынина. Санкт-Петербург: НПО «Профессионал», 2009. С. 224–295.
27. Steinsmo U., Rogne T., Drugli J.M. Aspects of testing and selecting stainless steels for seawater applications // *Corrosion*. 1997. Vol. 53. No. 12. P. 955–964. <https://doi.org/10.5006/1.3290280>
28. Lu Y.C., Clayton C.R., Brooks A.R. A bipolar model of the passivity of stainless steels – II. The influence of aqueous molybdate // *Corrosion Science*. 1989. Vol. 29. No. 7. P. 863–880. [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(89\)90058-9](https://doi.org/10.1016/0010-938X(89)90058-9)
29. Mudali U.K., Shankar P., Ningshen S., Dayal R.K., Khatak H.S., Raj B. On the pitting corrosion resistance of nitrogen alloyed cold worked austenitic stainless steels // *Corrosion Science*. 2002. Vol. 44. No. 10. P. 2183–2198. [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00035-5](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00035-5)
30. Цупак Т.Е. Лабораторный практикум по коррозии и защите металлов. 2-е издание. Москва: ИЦ РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2003. 172 с.
31. ASTM G5-2013 Standard Reference Test Method for Marking Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2021, 9 p.
32. Corrosion Test and Standards: Application and Interpretation / Baboian R. ed. USA: ASTM-1995, 730 p.
33. Томашов Н.Д. Теория коррозии и защиты металлов. Москва: Издательство АН СССР, 1959. 527 с.
34. Богорад И.Я., Искра Е.В., Климова В.А., Кузьмин Ю.Л. Коррозия и защита морских судов. Ленинград: Судостроение, 1973. 392 с.
35. Розенфельд И.Л. Коррозия и защита металлов. Москва: Металлургия, 1969. 448 с.
36. Stern M., Geary A.L. Electrochemical polarization: I. A theoretical analysis of the shape of polarization curves // *Journal of The Electrochemical Society*. 1957. Vol. 104. No. 1. P. 56–63. <https://doi.org/10.1149/1.2428496>
37. Stern M. A method for determining corrosion rate from linear polarization dates // *Corrosion*. 1958. Vol. 14. No. 9. P. 440–444. <https://doi.org/10.5006/0010-9312-14.9.60>
38. ASTM G59-2020 Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2020, 4 p.
39. Скорчеллетти В.В. Теоретическая электрохимия. Ленинград: Госхимиздат, 1963. 609 с.
40. Кузьмин Ю.Л., Орыщенко А.С. Коррозия и электрохимическая защита морских судов. Санкт-Петербург: АНО ЛА «Профессионал», 2017. 288 с.
41. Szklarska-Smialowska Z. Pitting corrosion of aluminum // *Corrosion Science*. 1999. Vol. 41. No. 9. P. 1743–1767. [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(99\)00012-8](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(99)00012-8)
42. Soltis J. Passivity breakdown, pit initiation and propagation of pits in metallic materials // *Corrosion Science*. 2015. Vol. 9. P. 5–22. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.10.006>
43. Hamada E., Yamada K., Nagoshi M., Makiishi N., Sato K., Ishii T., Fukuda K., Ishikawa S., Ujiro T. Direct imaging of native passive film on stainless steel by aberration corrected STEM // *Corrosion Science*. 2010. Vol. 52. No. 12. P. 3851–3854. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.08.025>
44. Massoud T., Maurice V., Klein L.H., Marcus P. Nanoscale morphology and atomic structure of passive films on stainless steel // *Journal of The Electrochemical Society*. 2013. Vol. 160. No. 6. P. 232–238. <https://doi.org/10.1149/2.067306jes>
45. Malik A.U., Andijani I., Mobin M., Al-Fozan S., Al-Muaili F., Al-Hajiri M. An overview of the localized corrosion problems in sea-
24. Gorynin I.V., Ushkov S.S., Khatuntsev A.N., Loshakova N.N. *Titanium Alloys for Marine Machinery*. St. Petersburg: Izd. Politekh-nicheskogo universiteta, 2007, 387 p. (In Russ.)
25. Beletskii V.M., Krivov G.A. *Aluminium Alloys (Composition, Properties, Technology, Application): Reference book*. Kiev: Komin-tekh, 2005, 365 p. (In Russ.)
26. Vainerman A.E. *Copper-Based Alloys for Ship Machinery and Their Welding. Materials for Shipbuilding and Marine Engineering. Handbook*. Gorynin I.V. ed. St. Petersburg: Professional, 2009, pp. 224–295. (In Russ.)
27. Steinsmo U., Rogne T., Drugli J.M. Aspects of testing and selecting stainless steels for seawater applications. *Corrosion*. 1997, vol. 53, no. 12, pp. 955–964. <https://doi.org/10.5006/1.3290280>
28. Lu Y.C., Clayton C.R., Brooks A.R. A bipolar model of the passivity of stainless steels – II. The influence of aqueous molybdate. *Corrosion Science*. 1989, vol. 29, no. 7, pp. 863–880. [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(89\)90058-9](https://doi.org/10.1016/0010-938X(89)90058-9)
29. Mudali U.K., Shankar P., Ningshen S., Dayal R.K., Khatak H.S., Raj B. On the pitting corrosion resistance of nitrogen alloyed cold worked austenitic stainless steels. *Corrosion Science*. 2002, vol. 44, no. 10, pp. 2183–2198. [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00035-5](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00035-5)
30. Tsupak T.E. *Laboratory Manual on Corrosion and Metal Protection*. 2nd Edition. Moscow: D. Mendeleev University, 2003, 172 p. (In Russ.)
31. *ASTM G5-2021 Standard Reference Test Method for Marking Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2021, 9 p.
32. *Corrosion Test and Standards: Application and Interpretation*. Baboian R. ed. USA: ASTM, 1995, 730 p.
33. Tomashov N.D. *Theory of Corrosion and Protection of Metals*. Izd. AN SSSR, 1959, 527 p. (In Russ.)
34. Bogorad I.Ya., Iskra E.V., Klimova V.A., Kuz'min Yu.L. *Corrosion and Protection of Marine Vessels*. Leningrad: Sudostroenie, 1973, 392 p. (In Russ.)
35. Rozenfel'd I.L. *Corrosion and Protection of Metals*. Moscow: Metallurgiya, 1969, 448 p. (In Russ.)
36. Stern M., Geary A.L. Electrochemical polarization: I. A theoretical analysis of the shape of polarization curves. *Journal of The Electrochemical Society*. 1957, vol. 104, no. 1, pp. 56–63. <https://doi.org/10.1149/1.2428496>
37. Stern M. A method for determining corrosion rate from linear polarization dates. *Corrosion*. 1958, vol. 14, no. 9, pp. 440–444. <https://doi.org/10.5006/0010-9312-14.9.60>
38. *ASTM G59-2014 Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2020, 4 p.
39. Skorchelletti V.V. *Theoretical Electrochemistry*. Leningrad: Goskhimzdat, 1963, 609 p. (In Russ.)
40. Kuz'min Yu.L., Oryshchenko A.S. *Corrosion and Electrochemical Protection of Marine Vessels*. SPb.: LA Professional, 2017, 288 p. (In Russ.)
41. Szklarska-Smialowska Z. Pitting corrosion of aluminum. *Corrosion Science*. 1999, vol. 41, no. 9, pp. 1743–1767. [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(99\)00012-8](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(99)00012-8)
42. Soltis J. Passivity breakdown, pit initiation and propagation of pits in metallic materials. *Corrosion Science*. 2015, vol. 9, pp. 5–22. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.10.006>
43. Hamada E., Yamada K., Nagoshi M., Makiishi N., Sato K., Ishii T., Fukuda K., Ishikawa S., Ujiro T. Direct imaging of native passive film on stainless steel by aberration corrected STEM. *Corrosion Science*. 2010, vol. 52, no. 12, pp. 3851–3854. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.08.025>
44. Massoud T., Maurice V., Klein L.H., Marcus P. Nanoscale morphology and atomic structure of passive films on stainless steel. *Journal of The Electrochemical Society*. 2013, vol. 160, no. 6, pp. 232–238. <https://doi.org/10.1149/2.067306jes>
45. Malik A.U., Andijani I., Mobin M., Al-Fozan S., Al-Muaili F., Al-Hajiri M. An overview of the localized corrosion problems in sea-

- water desalination plants – Some recent case studies // *Desalination and Water Treatment*. 2010. Vol. 20. No. 1–3. P. 22–34.
<https://doi.org/10.5004/dwt.2010.1479>
46. Томашов Н.Д., Чернова Г.П. Теория коррозии и коррозионно-стойкие конструкционные сплавы. Москва: Metallurgiya, 1986. 359 с.
 47. ГОСТ 9.912 – 89. Единая система защиты от коррозии и старения. Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии. Москва: Издательство стандартов, 1990. 19 с.
 48. ГОСТ Р 9.905 – 2007. Единая система защиты от коррозии и старения. Методы коррозионных испытаний. Общие требования. Москва: Стандартинформ, 2007. 20 с.
 49. ГОСТ 9.908 – 85. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. Москва: Издательство стандартов, 1985. 17 с.
 50. Коррозия и защита судов: Справочник / Под редакцией Е.Я. Люблинского, В.Д. Пирогова. Ленинград: Судостроение, 1987.
 51. Melchers R.F., Jeffrey R. Influence of water velocity on marine immersion corrosion of mild steel // *Corrosion*. 2004. Vol. 60. No. 1. P. 84–94. <https://doi.org/10.5006/1.3299235>
 52. Коррозия. Справочное издание / Под ред. Л.Л. Шрайера / Пер. с англ. Москва: Metallurgiya, 1981. 632 с.
 53. Маркович Р.А., Супрун Л.А. О коррозионной стойкости и кинетике разрушения углеродистой стали в движущейся морской воде // *Защита металлов*. 1970. Т. VI. № 5. С. 19–25.
 54. Климова В.А. Методика лабораторных коррозионных испытаний сварных соединений // *Технология судостроения*. 1959. № 6. С. 71–78.
 - water desalination plants – Some recent case studies. *Desalination and Water Treatment*. 2010, vol. 20, no. 1–3, pp. 22–34.
<https://doi.org/10.5004/dwt.2010.1479>
 46. Tomashov N.D., Chernova G.P. *Corrosion Theory and Corrosion-Resistant Structural Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 359 p. (In Russ.).
 47. GOST 9.912 – 89. *Uniform system of protection from corrosion and aging. Corrosion-resistant steels and alloys. Methods of accelerated tests for resistance to pitting corrosion*. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 1990, 19 p. (In Russ.).
 48. GOST R 9.905 – 2007. *Uniform system of protection from corrosion and aging. Corrosion test methods. General requirements*. Moscow: Standartinform, 2007, 20 p. (In Russ.).
 49. GOST 9.908 – 85. *Uniform system of protection from corrosion and aging. Metals and alloys. Methods for determination of corrosion performance and corrosion resistance*. Moscow: Izdatel'stvo standartov, 1985, 17 p. (In Russ.).
 50. *Corrosion and Protection of Ships: Handbook*. Lyublinskii E.Ya., Pirogov V.D. eds. Leningrad: Sudostroenie, 1987. (In Russ.).
 51. Melchers R.F., Jeffrey R. Influence of water velocity on marine immersion corrosion of mild steel. *Corrosion*. 2004, vol. 60, no. 1, pp. 84–94. <https://doi.org/10.5006/1.3299235>
 52. *Corrosion*. Shraier L.L. ed. Butterworths and Co Publishers Ltd., Canada, 1976.
 53. Markovich R.A., Suprun L.A. On corrosion resistance and destruction kinetics of carbon steel in moving seawater. *Zashchita metallov*. 1970, vol. VI, no. 5, pp. 19–25. (In Russ.).
 54. Klimova V.A. Procedure for laboratory corrosion tests of welded joints. *Tekhnologiya sudostroeniya*. 1959, no. 6, pp. 71–78. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Алексей Александрович Альхименко, директор Научно-технологического комплекса «Новые технологии и материалы», Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0001-6701-1765
E-mail: a.alkhimenko@spbstu.ru

Арте́м Дми́триевич Давы́дов, инженер-исследователь Научно-технологического комплекса «Новые технологии и материалы», Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
ORCID: 0000-0001-6288-5703
E-mail: davydov_ad@spbstu.ru

Александр Аркадьевич Харьков, к.т.н., заместитель директора Научно-исследовательского и образовательного центра «Везерфорд-Политехник», Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
E-mail: a.a.harkov@mail.ru

Светлана Юрьевна Мушников, к.т.н., начальник сектора, ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»
E-mail: nnpk3@crism.ru

Олег Александрович Харьков, к.т.н., старший научный сотрудник, ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»
E-mail: npk3@crism.ru

Ольга Николаевна Парменова, к.т.н., старший научный сотрудник, ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»
E-mail: npk3@crism.ru

Алексей Андреевич Яковецкий, инженер 1 категории, ЦНИИ КМ «Прометей» имени академика И.В. Горынина НИЦ «Курчатовский институт»
E-mail: npk3@crism.ru

Aleksei A. Al'khimenko, Director of the Scientific and Technological Complex “New Technologies and Materials”, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0001-6701-1765
E-mail: a.alkhimenko@spbstu.ru

Artem D. Davydov, Research Engineer of the Scientific and Technological Complex “New Technologies and Materials”, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
ORCID: 0000-0001-6288-5703
E-mail: davydov_ad@spbstu.ru

Aleksandr A. Khar'kov, Cand. Sci. (Eng.), Deputy Director of the Research and Educational Center “Weatherford-Polytechnic”, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
E-mail: a.a.harkov@mail.ru

Svetlana Yu. Mushnikova, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Sector, Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”
E-mail: nnpk3@crism.ru

Oleg A. Khar'kov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”
E-mail: npk3@crism.ru

Ol'ga N. Parmenova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”
E-mail: npk3@crism.ru

Aleksei A. Yakovitskii, Engineer of the 1st Category, Academician I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” National Research Center “Kurchatov Institute”
E-mail: npk3@crism.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

А. А. Альхименко – идея работы, формирование основной концепции обзора.

А. Д. Давыдов – написание текста рукописи, подбор иллюстраций, доработка текста, редактирование финальной версии обзора.

А. А. Харьков – научное руководство, написание текста рукописи, подбор информации, поиск и анализ опубликованных источников.

С. Ю. Мушникова – написание текста рукописи, анализ данных.

О. А. Харьков – написание текста рукописи, анализ данных.

О. Н. Парменова – подготовка текста, обзор публикаций по теме статьи, доработка текста.

А. А. Яковицкий – поиск данных для анализа.

A. A. Al'khimenko – formation of the review main concept.

A. D. Davydov – writing and revising the text, selection of illustrations, editing the review final version.

A. A. Khar'kov – scientific leadership, writing, selection of information, search and analysis of published sources.

S. Yu. Mushnikova – writing, data analysis.

O. A. Khar'kov – writing, data analysis.

O. N. Parmenova – preparation of the text, publications review, revising the text.

A. A. Yakovitskii – search of the data for analysis.

Поступила в редакцию 09.06.2021

После доработки 27.09.2021

Принята к публикации 25.11.2021

Received 09.06.2021

Revised 27.09.2021

Accepted 25.11.2021



Оригинальная статья

УДК 536.2.023:519:669:699.86

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-57-65



МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРОПРОВОДНОСТИ И КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПО ТЕМПЕРАТУРАМ ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИНЫ КАК ПОЛУОГРАНИЧЕННОГО ТЕЛА

А. К. Соколов

Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина (Россия, 153003, Иваново, ул. Рабфаковская, 34)

Аннотация. Проведено исследование численно-аналитической модели полуограниченного тела, которая использовалась для одновременного определения теплофизических характеристик (ТФХ): температуропроводности a_t и коэффициента теплопроводности λ_t материала, по которым легко определить объемную теплоемкость c_t . Распределение температур по сечению пластины в конце расчетного интервала времени τ описано степенной функцией, показатель которой n зависел от числа Фурье Fo . Величины ТФХ рассчитывались по динамике изменения температур поверхностей пластины $T(x_n = R_n, \tau)$ и $T(x_n = 0, \tau)$ толщиной R_n , нагреваемой при граничных условиях второго рода $q = \text{const}$. По температуре $T(x_n = 0, \tau)$ определялся момент времени τ_k , в который температурное возмущение достигало адиабатной поверхности $x_n = 0$ ($T(R_n, \tau_k) - T_n(0, \tau = 0) = 0,1$ К). Вычисления ТФХ (a_t и λ_t) выполнялись по формулам, параметры которых находились решением нелинейной системы из трех алгебраических уравнений путем подбора числа Фурье, соответствующего τ_k . Исследование трудоемкости и точности расчета ТФХ выполнено по тестовым (исходным) температурным полям пластины из огнеупорного материала, рассчитанным методом конечных разностей. Зависимости ТФХ от температуры $a_n(T)$, $\lambda_n(T)$ и $c_n(T)$ задавались полиномами. Температуры пластины толщиной $R_n = 0,04$ м с начальными условиями $T_n = T(x_n, \tau = 0) = 300, 900, 1200, 1800$ К ($0 \leq x_n \leq R_n$) были рассчитаны при удельном потоке теплоты $q = 5000$ Вт/м². Время нагрева до τ_k составляло 105 – 150 с. Среднемассовая температура пластины $T_{cr, pl}$ за время τ_k увеличивалась на 5 – 11 К. Значения ТФХ восстанавливались решением обратной задачи теплопроводности для десяти моментов времени $\tau_{i+1} = \tau_i + \Delta\tau$. Среднеарифметические отклонения ТФХ ($T_{cr, pl}$) от исходных значений для расчетов при $T_n = 300, 900, 1200, 1800$ К составили менее 2,5 %. Установлено, что значения a_t и λ_t , полученные для моментов времени τ_i , практически постоянны, следовательно возможен упрощенный расчет $a_{t,0}$ и $\lambda_{t,0}$ только по значениям температур $T(R_n, \tau_k)$ и $T(0, \tau_k)$ в конце нагрева. Значения $a_{t,0}$ и $\lambda_{t,0}$, которые были рассчитаны сразу для всего времени нагрева, отличались от исходных значений принятых условий теплообмена примерно на 2 %. Параметры простых алгебраических формул для расчета $a_{t,0}$ и $\lambda_{t,0}$ находились решением системы из трех нелинейных уравнений $n = n(Fo)$, $a_{t,0} = a(T_n, T(R_n, \tau_k), R_n, n, \tau_k)$, $Fo = Fo(a_{t,0}, R_n, \tau_k)$ и выражения для $\lambda_{t,0} = \lambda(R_n, q, n, T_n, T(R_n, \tau_k))$. Предложенный метод значительно упрощает решение обратной задачи теплопроводности.

Ключевые слова: полуограниченное тело, огнеупор, обратная задача температуропроводности, постоянный поток теплоты, адиабата, температуропроводность, коэффициент теплопроводности, численный эксперимент

Для цитирования: Соколов А.К. Метод определения температуропроводности и коэффициента теплопроводности по температурам поверхности пластины как полуограниченного тела // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 57–65.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-57-65>

Original article

METHOD FOR DETERMINING THE THERMAL DIFFUSIVITY AND THERMAL CONDUCTIVITY COEFFICIENT BY TEMPERATURES OF PLATE SURFACE AS A SEMI-BOUNDED BODY

A. K. Sokolov

Ivanovo State Power University named after V.I. Lenin (34 Rabfakovskaya Str., Ivanovo 153003, Russian Federation)

Abstract. The studied numerical and analytical model of a semi-bounded body is used to simultaneously determine the thermophysical characteristics (TFC): thermal diffusivity a_t and thermal conductivity coefficient λ_t of the material which make it easy to determine the volumetric heat capacity c_t . Temperature distribution over the plate cross-section at the end of the calculated time interval τ is described by a power function, its

exponent n depends on the Fourier number Fo . The values of TFC were calculated from the dynamics of changes in surface temperatures $T(x_p = R_p, \tau)$ and $T(x_p = 0, \tau)$ of the plate with a thickness R_p heated under boundary conditions of the second kind $q = \text{const}$. The temperature $T(x_p = 0, \tau)$ was used to determine the time moment τ_e , at which the temperature perturbation reached the adiabatic surface $x_p = 0$ ($T(R_p, \tau_e) - T_b(0, \tau_e = 0) = 0.1 \text{ K}$). Calculations of TFC (a_i and λ_i) were performed using formulas whose parameters were found by solving a nonlinear system of three algebraic equations by selecting the Fourier number corresponding to τ_e . The author studied the complexity and accuracy of TFC calculation using the test (initial) temperature fields of a plate made of refractory material by the finite difference method. Dependences of TFC on the temperature $a_i(T)$, $\lambda_i(T)$ and $c_i(T)$ were set by polynomials. Temperatures of the plate with a thickness of $R_p = 0.04 \text{ m}$ with initial conditions $T_b = T(x_p, \tau = 0) = 300, 900, 1200, 1800 \text{ K}$ ($0 \leq x_p \leq R_p$) were calculated for a specific heat flow $q = 5000 \text{ W/m}^2$. The heating time to τ_e was 105 – 150 s. The average mass temperature $T_{m,pl}$ of the plate during the τ_e increased by 5 – 11 K. The TFC values were restored by solving the inverse thermal diffusivity problem for 10 time points $\tau_{i+1} = \tau_i + \Delta\tau$. The arithmetic mean deviations of TFC ($T_{m,pl}$) from the initial values for calculations at $T_b = 300, 900, 1200, 1800 \text{ K}$ were less than 2.5 %. It was established that the values of a_i and λ_i obtained for the time moments t_i are practically constant, therefore, a simplified calculation of $a_{i,o}$ and $\lambda_{i,o}$ is possible only from the values of temperatures $T(R_p, \tau_e)$ and $T(0, \tau_e)$ at the end of heating. The values of $a_{i,o}$ and $\lambda_{i,o}$, which were calculated immediately for the entire heating time, differed from the initial values of the accepted heat exchange conditions by about 2 %. The parameters of simple algebraic formulas for calculating $a_{i,o}$ and $\lambda_{i,o}$ were found by solving a system of three nonlinear equations $n = n(Fo)$, $a_{i,o} = a(T_b, T(R_p, \tau_e), R_p, n, \tau_e)$, $Fo = Fo(a_{i,o}, R_p, \tau_e)$ and expressions for $\lambda_{i,o} = \lambda(R_p, q, n, T_b, T(R_p, \tau_e))$. The proposed method significantly simplifies the solution of the inverse problem of thermal conductivity.

Keywords: semi-bounded body, refractory, inverse problem of thermal diffusivity, constant heat flow, adiabatic, thermal conductivity, coefficient of thermal conductivity, numerical experiment

For citation: Sokolov A.K. Method for determining the thermal diffusivity and thermal conductivity coefficient by temperatures of plate surface as a semi-bounded body. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 57–65. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-57-65>

Теплофизические характеристики (ТФХ) (температуропроводность, коэффициент теплопроводности и теплоемкость) огнеупорных и теплоизоляционных материалов используются при моделировании температурных полей в элементах оборудования, ограждениях печей и других теплотехнологических и теплоэнергетических установок. Они в значительной степени определяют точность расчета температурных полей для оценки безопасности оборудования и технико-экономических показателей установок.

Процедура определения ТФХ материалов, как правило, включает проведение теплофизического эксперимента и определение зависимости их от температуры решением обратных задач теплопроводности.

Совершенствованием методов определения ТФХ занимаются многие коллективы отечественных и зарубежных ученых.

Обзор и анализ методов определения температуропроводности по нестационарным температурным полям дан в монографиях [1–4]. Цитирование многих работ с решениями обратных задач теплопроводности представлены в [4, 5].

В работах [1, 5–7] описаны методики определения теплофизических свойств материалов, применяемых в металлургии и строительстве.

Значительная часть известных методов [1–5] требует уникальных технических устройств, довольно строгого соблюдения граничных условий теплообмена и использования сложного математического аппарата (специальных функций, конечных элементов, процедур оптимизации и приближения, решения систем дифференциальных и алгебраических уравнений и др.). Для применения сложных методов расчета необходима специальная физико-математическая подготовка, которую обычно не получают выпускники технических специальностей университетов.

Основными критериями оптимальности методов определения ТФХ можно считать следующие:

- малая трудоемкость теплофизического эксперимента (простота установки и управления режимом нагрева, минимум точек измерения, исключение точек измерения внутри тела);
- простота метода решения обратной задачи теплопроводности, доступная инженеру теплотехнику;
- возможность комплексного определения нескольких ТФХ по результатам обработки одного температурного поля.

Раздельное определение одной из ТФХ, например, коэффициента теплопроводности λ [8–11], позволяет упростить проведение эксперимента и решение обратной задачи теплопроводности. Одновременное (комплексное) определение нескольких ТФХ, например, коэффициента теплопроводности λ и теплоемкости или λ и температуропроводности [12–25] требует большего количества измеряемых параметров в эксперименте при незначительном усложнении вычислительного процесса.

Указанные критерии оптимальности обуславливают развитие методов определения ТФХ через процесс решения обратных задач теплопроводности. Например, одношаговый GPS и неитеративная оценка теплопроводности без внутренних измерений [10, 11], использование постоянной мощности при тепловом воздействии [12] или аппроксимирующей функции, описывающей распределение температуры в материале [15], применение бессеточных методов [17]. В большей части упомянутых работ [8–25] для оценки точности определения ТФХ используются численные, а не физические эксперименты.

В статье [26] предложен и исследован метод, который в значительной степени удовлетворяет названным критериям оптимальности. Решение обратной задачи теплопроводности основано на численно-аналитическом

кой модели полуограниченного тела, разработанной в [26 – 29].

Простоту процедур определения ТФХ в работе [25] характеризуют следующие показатели. При проведении теплофизического эксперимента измерения температур достаточно проводить только на поверхностях пластины, а расчет ТФХ выполнять по простым алгебраическим формулам. В случае нагрева исследуемого материала пластины постоянным потоком теплоты q , Вт/м² можно по одному температурному полю пластины, как полуограниченного тела, определять комплекс ТФХ: температуропроводность a_T , м²/с, коэффициент теплопроводности λ_T , Вт/(м·К), а по ним – теплоемкость $c_T = \frac{\lambda_T}{a_T}$, Дж/(м³·К).

Тестирование метода выполнено в [26] по температурному полю пластины, нагреваемой при граничных условиях третьего рода, при которых поток теплоты изменялся. Поэтому по динамике температур на поверхностях пластины $T(x = R_n, \tau)$ и $T(x = 0, \tau)$, где R_n – толщина пластины, м; τ – время, с, рассчитывалась только температуропроводность a_T .

В предлагаемой статье дано описание схемы нагрева пластины потоком теплоты заданной величины и примеры расчета температуропроводности a_T и коэффициента теплопроводности λ_T по динамике температур на поверхностях пластины $T(x = R_n, \tau)$ и $T(x = 0, \tau)$ и потоку теплоты q . Формулы, по которым выполнены тестовые расчеты, выведены и приведены в [26].

Схема организации теплообмена в пластине, для материала которой следует определить ТФХ, показана на рис. 1. В пластине с исследуемым материалом показаны два расчетных слоя: 1 – прогретый и 2 – не прогретый.

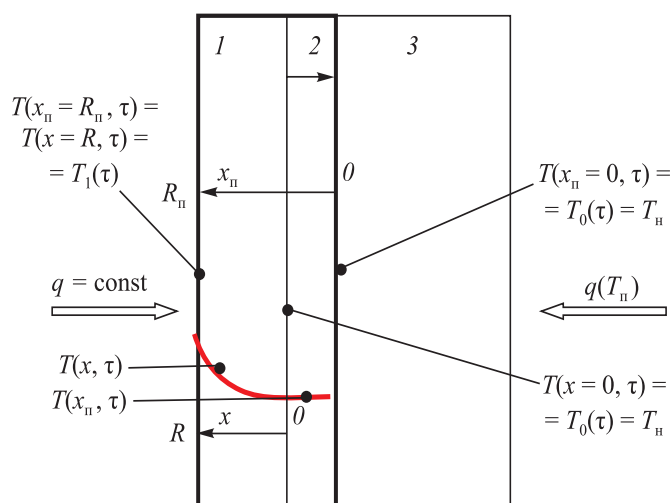


Рис. 1. Схема теплообмена в пластине толщиной R_n , нагреваемой потоком теплоты $q = \text{const}$, у которой измеряются температуры поверхностей $T(x_n = R_n, \tau)$ и $T(x_n = 0, \tau)$

Fig. 1. Scheme of heat exchange in a plate with thickness R_p heated by heat flow $q = \text{const}$ at which the surface temperatures $T(x_p = R_p, \tau)$ and $T(x_p = 0, \tau)$ are measured

тый. В конце эксперимента толщина не прогретого слоя будет равна нулю. Пластина 3 с большей термической массивностью используется для создания адиабатных условий на поверхности $x_n = 0$ [26].

Датчики температуры, например, термопары, установлены на поверхностях пластины $x_n = R_n$ и $x_n = 0$. Перед началом эксперимента в обеих пластинах необходимо задать начальную температуру $T_n = T(x_n, \tau = 0)$ ($0 \leq x_n \leq R_n$), для которой будут рассчитываться ТФХ.

Нагрев пластины должен осуществляться постоянным потоком теплоты $q = \text{const}$ заданной мощности. Такой поток можно создать электронагревателем с регулируемой мощностью. Для исключения потерь теплоты в окружающую среду целесообразно использовать охранные нагреватели [30]. В процессе нагрева толщина прогреваемого слоя 1 будет увеличиваться. Как только температура на границе между пластинами 1 + 2 и 3 $T(x_n = 0, \tau) = T_0(\tau)$ превысит начальную T_n , например на $\Delta T = 0,1$ К, температурное возмущение в рабочей пластине достигнет плоскости сопряжения $x_n = 0$, эксперимент закончится $\tau = \tau_k$.

По одному экспериментальному нагреву при начальном условии $T(x_n, \tau = 0) = T_n$ ($0 \leq x_n \leq R_n$) можно рассчитать среднеинтегральные значения a_T и λ_T только при одной температуре $T \approx T_n$. Для получения табличных зависимостей $a_T(T)$ и $\lambda_T(T)$ потребуется несколько опытов с другими начальными условиями, поэтому перед каждым следующим экспериментом в обеих пластинах необходимо установить (термостатированием) другое значение температуры T_n .

Процедуру определения температуропроводности a_T коэффициента теплопроводности λ_T рассмотрим на примере их расчета по температурам поверхности пластины $R_n = 0,04$ м, которая была прогрета удельным потоком теплоты $q = 5000$ Вт/м² от $T_n = T(x, \tau = 0) = 1800$ К. Измерения выполнялись для моментов времени $\tau_i = 0, 11, 22, 33, \dots$ с. Значения температуры обогреваемой поверхности составили $T_1(\tau_i) = T(x = 1, \tau_i) = 1800,0; 1808,4; 1811,8; 1814,4; \dots$ К. Конечное время эксперимента τ_k определено по достижению $T(0, \tau_k) = 1800,1$ К равным $\tau_k = 105$ с.

Выполним расчет для первых интервалов времени.

1. Вычислим толщину прогретого слоя R_1 для $\tau_1 = 11$ с:

$$R_1 = R_n \left(\frac{\tau_1}{\tau_k} \right)^{-2} = 0,04 \cdot \left(\frac{11}{105} \right)^{-2} = 0,01295 \text{ м.}$$

2. Определим коэффициенты аппроксимации функции распределения температуры $T(X)$ по сечению прогретого слоя R_1 :

$$T(X) = a_0 + a_1 X^n, \quad X = \frac{x}{R}, \quad (1)$$

$$a_0 = T_n = 1800, \quad a_1 = T_1(\tau_{i+1}) - T_n = 1808,4 - 1800,0 = 8,4 \text{ К.}$$

3. Решим нелинейную систему из трех уравнений, которые описывают взаимосвязи параметров n , R и Fo с известной из эксперимента функцией $T_1(\tau)$:

$$n(Fo) = 8,2052 - 82,74Fo, \quad (2)$$

$$a_\tau = \frac{a_0 + \frac{a_1}{n+1} - T_{\text{ср, нн}}}{na_1 \frac{\Delta\tau}{R^2}} = \frac{1800 + \frac{8,4}{n+1} - 1800}{n \cdot 8,4 \cdot \frac{11-0}{0,01295^2}}; \quad (3)$$

$$Fo = a_\tau \frac{\tau_1}{R^2} = a_\tau \cdot \frac{11}{0,01295^2}, \quad (4)$$

где a_τ – температуропроводность, $\text{м}^2/\text{с}$; n – показатель степени в уравнении (1); $T_{\text{ср, нн}}$ – средняя температура слоя R в начале интервала $\Delta\tau_1$ (в данном случае $T_{\text{ср, нн}} = T_{\text{ср}}(\tau_{i=0} = 0) = T_{\text{н}} = 1800 \text{ К}$); R – текущая толщина прогретого слоя, м ; Fo – число Фурье.

Установлено, что нелинейную систему целесообразно решать путем итерационного подбора числа Fo для расчетного интервала времени. Для нахождения Fo с точностью 0,0001 использовалась функция «Сервис»/«Подбор параметра» Microsoft Excel. Решением системы уравнений при задании первого приближения было получено число $Fo = 0,0516$, по которому определены:

$$n = n(Fo) = 8,2052 - 82,74 \cdot 0,0516 = 3,9338 \text{ и}$$

$$a_\tau = \frac{1800 + \frac{8,4}{3,9338+1} - 1800}{3,9338 \cdot 8,4 \cdot \frac{11-0}{0,01295^2}} = 7,851 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$$

$$\left(\text{проверка } Fo = 7,851 \cdot 10^{-7} \cdot \frac{11}{0,01295^2} = 0,0516 \right).$$

4. Коэффициент теплопроводности λ_τ можно рассчитать по формуле

$$\lambda_\tau = q \frac{R_1}{na_1} = 5000 \cdot \frac{0,01295}{3,9338 \cdot 8,4} = 1,960 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К}). \quad (5)$$

5. Рассчитаем для $\tau_1 = 11$ среднемассовую температуру слоя $R_1 = 0,01295$:

$$T_{\text{ср, 1}} = a_0 + \frac{a_1}{n+1} = 1800 + \frac{8,4}{3,9338+1} = 1801,7 \text{ К} \quad (6)$$

и среднемассовую температуру всей пластины, включая прогретый R_1 и непрогретый $R_{\text{нн}} = (R_{\text{н}} - R_1)$ слой:

$$\begin{aligned} T_{\text{ср, пл}} &= \frac{T_{\text{ср, 1}} R_1 + T_{\text{н}} (R_{\text{н}} - R_1)}{R_{\text{н}}} = \\ &= \frac{1801,7 \cdot 0,01295 + 1800(0,04 - 0,01295)}{0,04} = \\ &= 1800,55 \text{ К} \end{aligned} \quad (7)$$

($T_{\text{ср, пл}}$ – необязательный параметр, значение $T_{\text{ср, пл}}(\tau = \tau_{\text{к}})$ можно использовать для контроля правильности расчета по балансу теплоты, так как при $\tau = \tau_{\text{к}}$ должно выполняться равенство $T_{\text{ср, пл}} = T_{\text{ср, к}}$).

6. Все параметры для первого расчетного интервала времени вычислены. Подготовим исходные данные для расчета второго интервала нагрева. Определим толщину прогретого слоя в конце второго интервала времени $\tau_2 = 22 \text{ с}$ $R_2 = 0,04 \cdot \left(\frac{22}{105} \right)^{-2} = 0,01831 \text{ м}$ и среднемассовую температуру слоя R_2 в начале второго интервала времени:

$$\begin{aligned} T_{\text{ср, нн, 2}} &= \frac{T_{\text{ср, 1}} R_1 + T_{\text{н}} (R_2 - R_1)}{R_2} = \\ &= \frac{1801,7 \cdot 0,01295 + 1800(0,01831 - 0,01295)}{0,01831} = 1801,2 \text{ К}. \end{aligned}$$

Заметим, что расчетные среднемассовые температуры в конце первого интервала и начале второго интервала не равны, так как они относятся к разным толщинам прогретых слоев.

Расчеты второго и последующих интервалов нагрева выполняются аналогично, начиная с п. 2.

7. Рассчитаем коэффициенты a_0 и a_1 для конца второго интервала $\tau_2 = 22 \text{ с}$, $\Delta\tau_2 = 22 - 11 = 11 \text{ с}$:

$$\begin{aligned} a_0 &= T_{\text{н}} = 1800, a_1 = T_1(\tau_2) - T_{\text{н}} = \\ &= 1811,8 - 1800,0 = 11,8 \text{ К}. \end{aligned}$$

8. Нелинейная система из трех уравнений

$$\begin{aligned} n(Fo) &= 8,2052 - 82,74Fo; \\ a_\tau &= \frac{a_0 + \frac{a_1}{n+1} - T_{\text{ср, нн}}}{na_1 \frac{\Delta\tau}{R^2}} = \frac{1800 + \frac{11,8}{3,9180+1} - 1801,2}{3,9180 \cdot 11,8 \cdot \frac{22-11}{0,01831^2}}; \\ Fo &= a_\tau \cdot \frac{11}{0,01831^2} \end{aligned}$$

имеет решение при $Fo = 0,0518$.

Определим $n(Fo)$ и температуропроводность a_τ в конце второго интервала, зная $Fo = 0,0518$:

$$n(Fo) = 8,2052 - 82,74 \cdot 0,0518 = 3,9180,$$

$$\begin{aligned} a_\tau &= \frac{a_0 + \frac{a_1}{n+1} - T_{\text{ср, нн}}}{na_1 \frac{\Delta\tau}{R^2}} = \\ &= \frac{1800 + \frac{11,8}{n+1} - 1801,2}{n \cdot 11,8 \cdot \frac{22-11}{0,01831^2}} = 7,88 \cdot 10^{-7}. \end{aligned}$$

9. Коэффициент теплопроводности λ_t по формуле (5)

$$\lambda_t = q \frac{R_2}{na_1} = 5000 \cdot \frac{0,01831}{3,9180 \cdot 11,8} = 1,98 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}. \quad (8)$$

10. Рассчитаем для $\tau_2 = 22$ с среднемассовую температуру слоя $R_2 = 0,01831$ с по уравнению (6)

$$T_{\text{ср}, 2} = a_0 + \frac{a_1}{n+1} = 1800 + \frac{11,8}{3,9180 + 1} = 1802,4 \text{ К}$$

и среднемассовую температуру всей пластины

$$T_{\text{ср}, \text{пл}} = \frac{T_{\text{ср}, 2} R_2 + T_n (R_n - R_2)}{R_n} = \frac{1802,4 \cdot 0,01831 + 1800(0,04 - 0,01831)}{0,04} = 1801,1 \text{ К}. \quad (9)$$

Определим исходные данные для расчета третьего интервала нагрева $\tau_2 = 33$ с.

Рассчитаем толщину прогретого слоя в конце третьего интервала $R_3 = 0,04 \cdot \left(\frac{33}{105}\right)^{-2} = 0,02242$ и среднемассовую температуру слоя R_3 в начале третьего интервала времени

$$T_{\text{ср}, \text{ни}, 3} = \frac{T_{\text{ср}, 2} R_2 + T_n (R_3 - R_2)}{R_3}$$

$$= \frac{1802,4 \cdot 0,01831 + 1800(0,02242 - 0,01831)}{0,02242} = 1802,0 \text{ К}.$$

Расчеты третьего и последующих интервалов нагрева выполняются аналогично.

Для оценки точности метода расчета a_t и λ_t решением обратной задачи теплопроводности проведено его тестирование. Для тестирования использовались заранее рассчитанные температурные поля при потоке теплоты $q = \text{const}$ огнеупорного материала с заданными теплофизическими свойствами a_n, c_n, λ_n :

$$\lambda_n(T) = 0,7416 + 0,00069T, \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)};$$

$$c_n(T) = 2100 \cdot (7,688 + 0,00025T), \text{ Дж/(м}^3 \cdot \text{К)};$$

$$a_n(T) = 4,701 \cdot 10^{-7} + 2,347 \cdot 10^{-10}T - 3,624 \cdot 10^{-14}T^2 \text{ м}^2/\text{с}.$$

Расчет температурного поля неограниченной пластины $R_n = 0,04$ м с теплофизическими свойствами a_n, c_n и λ_n , нагреваемой постоянным потоком теплоты $q = 5000 \text{ Вт/м}^2$, выполнен методом конечных разностей по программе TRT [29].

Решением обратной задачи теплопроводности следовало определить a_t и λ_t , а затем сравнить их с исходными значениями a_n и λ_n , при которых рассчитано исходное (тестовое) температурное поле.

Результаты расчета $T(X=1) = T_1(\tau_i)$, $T(X=0) = T_0(\tau_i)$, $T_{\text{ср}, \text{пл}, i}(\tau_i)$ при $T_n = 1800 \text{ К}$ и $q = 5000 \text{ Вт/м}^2$ приведены в табл. 1. В следующих строках табл. 1 приведены ре-

Таблица 1

Температуры неограниченной пластины и результаты расчета температуропроводности a_t и коэффициента теплопроводности λ_t материала

Table 1. Temperatures of an unlimited plate and the results of calculating the thermal diffusivity a_t and thermal conductivity coefficient λ_t of the material

i	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Время, с	0	11	22	33	44	55	66	77	88	99	105
$T(X=1)$	1800,0	1808,4	1811,8	1814,4	1816,6	1818,6	1820,3	1821,9	1823,4	1824,8	1825,6
$T(X=0)$	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,1
$T_{\text{ср}, \text{пл}, i}$	1800,0	1800,6	1801,1	1801,6	1802,2	1802,7	1803,2	1803,8	1804,3	1804,9	1805,1
a_0		1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,0	1800,1
a_1	0	8,4	11,8	14,4	16,6	18,6	20,3	21,9	23,4	24,8	25,5
Fo_i		0,0516	0,0518	0,0519	0,0519	0,0517	0,0519	0,0519	0,0519	0,0519	0,0509
R_i		0,0129	0,0183	0,0224	0,0259	0,0289	0,0317	0,0343	0,0366	0,0388	0,0400
n		3,9338	3,9180	3,9122	3,9119	3,9251	3,9117	3,9101	3,9111	3,9104	3,9975
$T_{\text{ср}, \text{ни}, i}$		1800,0	1801,2	1802,0	1802,5	1803,0	1803,4	1803,8	1804,2	1804,5	1804,9
$T_{\text{ср}}(\tau_i)$	1800,0	1801,7	1802,4	1802,9	1803,4	1803,8	1804,1	1804,5	1804,8	1805,1	1805,2
$T_{\text{ср}, \text{пл}}$	1800,0	1800,6	1801,1	1801,6	1802,2	1802,7	1803,3	1803,8	1804,4	1804,9	1805,2
$a_{t, i} \cdot 10^7$		7,850	7,880	7,891	7,890	7,870	7,892	7,895	7,890	7,890	7,730
λ_t		1,96	1,98	1,99	1,99	1,98	2,00	2,00	2,00	2,00	1,96

зультаты определения a_T и λ_T предложенным методом. Более подробный расчет для первых интервалов времени приведен выше.

Температура $T_0(\tau)$ изменилась на 0,1 К в момент времени $\tau_k = 105$ с (см. табл. 1). Исходные $T_{cr, пл, и}$ и рассчитанные значения $T_{cr, пл}$ практически совпали. Значения $T_{cr, пл, и}$ можно определить только для численного эксперимента.

Проверим невязку баланса теплоты Δ по «физическому эксперименту» $Q_\phi = q\tau_k$ и модели $Q_m = c_T R \times (T_{cr, пл}(\tau_k) - T_H)$:

$$\Delta = 100 \left(1 - q \frac{\tau_k}{c_T R (T_{cr, пл}(\tau_k) - T_H)} \right) =$$

$$= 100 \cdot \left(1 - 5000 \cdot \frac{105}{\frac{1,99}{7,869 \cdot 10^{-7}} \cdot 0,04 \cdot (1805,1 - 1800)} \right) =$$

$$= 1,7 \, \%.$$

Следовательно, функция (1) довольно точно описывает распределение температур по сечению пластины в прогретом слое.

Среднеарифметические величины десяти значений a_T и λ_T были отнесены к среднemasсовой температуре прогретого слоя $T_a = \frac{1800 + 1805,1}{2} = 1802,55$ за время 105 с и получились равными $a_T(T = 1802,55) = 7,869 \cdot 10^{-7}$ и $\lambda = \lambda_T(T = 1802,55) = 1,99$. Отклонение δ от исходных значений $a_H(T = 1802,7) = 7,754 \cdot 10^{-7}$ и $\lambda_H(T = 1802,7) = 1,985$ составило $\delta_{a, cr} = 1,48 \, \%$ и $\delta_{\lambda, cr} = 0,1 \, \%$.

Анализ изменения $a_{T, i}$ и $\lambda_{T, i}$ в табл. 1 и результатов расчетов при других T_H показал, значения a_T и λ_T на интервалах расчета изменяются незначительно (на 1–3 %). Проверим, можно ли рассчитать значения $a_{T, o}$ и $\lambda_{T, o}$ сразу для всего времени нагрева $0 \leq \tau \leq \tau_k$, не выполняя промежуточные расчеты по интервалам времени.

Величина $a_{T, o}$ определится решением системы из трех уравнений (2), (3), (4). Уравнения (2)–(4), преобразованные с учетом (1), для данных из табл. 1 ($R_H = 0,04$ м, $q = 5000$ Вт/м², $T_H = 1800$ К, $\tau_k = 105$ с, $T_0(\tau_k) = 1801,1$, $T_1(\tau_k) = 1825,6,1$) запишутся в виде:

$$n(Fo) = 8,2052 - 82,74Fo;$$

$$a_{T, o} = \frac{T_0(\tau_k) + \frac{T_1(\tau_k) - T_0(\tau_k)}{n+1} - T_H}{n(T_1(\tau_k) - T_0(\tau_k)) \frac{\tau_k}{R^2}} =$$

$$= \frac{1800,1 + \frac{25,5}{n+1} - 1800}{n \cdot 25,5 \cdot \frac{105}{0,04^2}};$$

$$Fo = a_{T, o} \frac{105}{0,04^2}.$$

Подобрав значение числа Fo равным 0,0504, получим $n(Fo) = 4,0245$ и $a_{T, o} = 7,68 \cdot 10^{-7}$. Значение $a_{T, o}$ отличается от исходного $a_H(T = 1802,7) = 7,754 \cdot 10^{-7}$ всего на 0,9 %.

Коэффициент теплопроводности $\lambda_{T, o}$ определится по формуле (7), которая для $\tau_k = 105$ с запишется в виде

$$\lambda_{T, o} = q \frac{R}{n(T_1(\tau_k) - T_0(\tau_k))} =$$

$$= 5000 \cdot \frac{0,04}{4,0245 \cdot 25,5} = 1,945 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}.$$

Значение $\lambda_{T, o}$ отличается от исходного на –1,8 %.

Аналогичные расчеты по определению a_T выполнены по τ_k и таких же условий теплообмена, но с другими начальными условиями, $T_H = 300, 900, 1200$ К.

В табл. 2. приведены результаты расчета a_T , $a_{T, o}$, λ_T , $\lambda_{T, o}$ и их отклонение от истинных значений: $\delta_{a, cr}$ и $\delta_{\lambda, cr}$ (расчет десяти интервалов) и $\delta_{a, o}$ и $\delta_{\lambda, o}$ (расчет только по начальным и конечным параметрам поля).

Среднеарифметические абсолютные отклонения для четырех T_a (см. табл. 2) для a_T составили $\delta_{a, cr} = 2,2$ и $\delta_{a, o} = 1,7 \, \%$, а для $\lambda_T - \delta_{\lambda, cr} = 0,83$ и $\delta_{\lambda, o} = 1,25 \, \%$. Таким образом, расчет $a_{T, o}$ и $\lambda_{T, o}$ с погрешностью около 2 % для принятых условий можно было выполнить реше-

Таблица 2

Результаты расчета температуропроводности материала a_T и коэффициента теплопроводности λ_T по температурным полям, полученным при $q = 5000$ Вт/м² и начальных условиях $T_H = 300, 900, 1200, 1800$ К

Table 2. Results of calculating the thermal conductivity a_T and thermal conductivity coefficient λ_T from the temperature fields obtained at $q = 5000$ W/m² and the initial conditions $T_b = 300, 900, 1200, 1800$ K

$T_H(x)$, К ($0 \leq x \leq 0,04$ м)	300	900	1200	1800
Время, τ_k , с	150	123	120	105
$T_1(\tau_k)$	352,7	936,9	1232,7	1825,6
$T_0(\tau_k)$	300,1	900,1	1200,1	1800,1
$T_{cr, пл}(\tau_k)$	310,8	907,5	1206,7	1805,1
$T_a = \frac{T_H + T_{cr, пл}(\tau_k)}{2}$	305,40	903,80	1203,35	1802,55
$a_H(T_a) \cdot 10^7$	5,384	6,526	7,000	7,754
$a_T(T_a) \cdot 10^7$	5,527	6,724	6,889	7,869
$\delta_{a, cr}$, %	2,60	3,00	–1,60	1,48
$\delta_{a, o}$, % для $a_{T, o}$	1,0	1,3	–3,6	–0,9
$\lambda_H(T_a)$	0,952	1,365	1,570	1,985
$\lambda_T(T_a)$	0,963	1,380	1,550	1,990
$\delta_{\lambda, cr}$, %	1,1	0,9	–1,2	0,1
$\delta_{\lambda, o}$, % для $\lambda_{T, o}$	0,4	–0,3	–2,5	–1,8

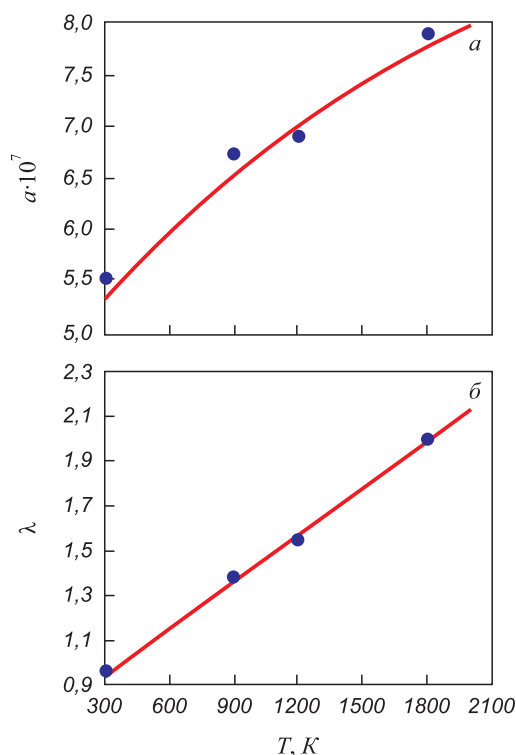


Рис. 2. Величины температуропроводности a_t и коэффициента теплопроводности λ_t :

— истинные; ● — расчетные (восстановленные)

Fig. 2. Values of thermal diffusivity a_t and thermal conductivity coefficient λ_t :

— true; ● — calculated (restored)

нием системы лишь трех алгебраических уравнений, записанных только для момента времени $\tau = \tau_k$. Обратите внимание, что время «экспериментального нагрева» t_k составляло 105 – 150 с.

На рис. 2 приведены исходные (истинные) и расчетные значения температуропроводности и коэффициента теплопроводности.

Поскольку представленный метод является приближенным, при его практическом использовании рекомендуется отработать технику эксперимента (граничные условия) на материалах с известными ТФХ. Перепад температур $\Delta T = T(R_n, \tau_k) - T_n$, по оценке автора, должен находиться в пределе 20 – 60 К. Величину потока теплоты для эксперимента можно принять по формуле $q \approx 4\Delta T \frac{\lambda}{R_n}$, где λ – ожидаемое значение коэффициента теплопроводности.

Выводы

Предложен простой алгоритм расчета температуропроводности a_t и коэффициента теплопроводности λ_t по известному температурному полю полуограниченного тела. Для оценки точности метода выполнены расчеты a_t и λ_t огнеупорного материала по предварительно рассчитанным (тестовым) температурным полям неограниченной пластины, полученным при граничных условиях второго рода $q = \text{const}$ и $T(x = 0, \tau) = T_n = \text{const}$. Показано, что для принятых условий теплообмена значения a_t и λ_t могут быть определены с погрешностью около 2 % только лишь по толщине пластины R_n , q , T_n и температуре поверхности $T(R_n, \tau_k)$ в момент достижения температурного возмущения адиабатной поверхности τ_k .

Применение метода позволит значительно упростить проведение и обработку экспериментов для комплексного определения теплофизических характеристик материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Определение теплофизических свойств материалов металлургического производства / Б.П. Юрьев, В.А. Гольцев, В.И. Матюхин, О.Ю. Шешуков. Екатеринбург: ООО «УИПЦ», 2014. 180 с.
2. Фокин В.М., Чернышев В.Н. Неразрушающий контроль теплофизических характеристик строительных материалов. М.: Издательство Машиностроение-1, 2004. 212 с.
3. Жуков Н.П., Майникова Н.Ф. Многомодельные методы и средства неразрушающего контроля теплофизических свойств материалов и изделий. М.: Издательство Машиностроение-1, 2004. 288 с.
4. Grysa Kr. Inverse heat conduction problems // Heat Conduction – Basic Research. Intech Open. URL: <https://www.intechopen.com/chapters/24518>
5. Savija I., Culham J.R., Yovanovich M.M., Marotta E.E. Review of thermal conductance models for joints incorporating enhancement materials // Journal of Thermophysics and Heat Transfer. 2003. Vol. 17. No. 1. P. 43–52. <https://doi.org/10.2514/2.6732>
6. Bouguerra A., Ait-Mokhtar A., Amiri O., Diop M.B. Measurement of thermal conductivity, thermal diffusivity and heat capacity of highly porous building materials using transient plane source technique // International Communications in Heat and Mass Transfer. 2001. Vol. 28. No. 8. P. 1065–1078. [https://doi.org/10.1016/S0735-1933\(01\)00310-4](https://doi.org/10.1016/S0735-1933(01)00310-4)
1. Yur'ev B.R., Gol'tsev V.A., Matyukhin V.I., Sheshukov O.Yu. *Determination of Thermophysical Properties of Metallurgical Production Materials: Sci. Monograph*. Yekaterinburg: UIPTs, 2014, 180 p. (In Russ.)
2. Fokin V.M., Chernyshov V.N. *Nondestructive Control of Thermophysical Characteristics of Building Materials*. Moscow: Mashinostroenie -1, 2004, 212 p. (In Russ.)
3. Zhukov N.P., Mainikova N.F. *Multi-Model Methods and Means of Nondestructive Control of Materials and Products Thermophysical Properties*. Moscow: Mashinostroenie -1, 2004, 288 p. (In Russ.)
4. Grysa Kr. Inverse heat conduction problems. In: *Heat Conduction – Basic Research*. Intech Open. Available at URL: <https://www.intechopen.com/chapters/24518>
5. Savija I., Culham J.R., Yovanovich M.M., Marotta E.E. Review of thermal conductance models for joints incorporating enhancement materials. *Journal of Thermophysics and Heat Transfer*. 2003, vol. 17, no. 1, pp. 43–52. <https://doi.org/10.2514/2.6732>
6. Bouguerra A., Ait-Mokhtar A., Amiri O., Diop M.B. Measurement of thermal conductivity, thermal diffusivity and heat capacity of highly porous building materials using transient plane source technique. *International Communications in Heat and Mass Transfer*. 2001, vol. 28, no. 8, pp. 1065–1078. [https://doi.org/10.1016/S0735-1933\(01\)00310-4](https://doi.org/10.1016/S0735-1933(01)00310-4)

7. Lin J.H., Chen C.K., Yang Y.T. Inverse method for estimating thermal conductivity in one-dimensional heat conduction problems // *Journal of Thermophysics and Heat Transfer*. 2001. Vol. 15. No. 1. P. 34–41. <https://doi.org/10.2514/2.6593>
8. Tervola P. A method to determine the thermal conductivity from measured temperature profiles // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1989. Vol. 32. No. 8. P. 1425–1430. [https://doi.org/10.1016/0017-9310\(89\)90066-5](https://doi.org/10.1016/0017-9310(89)90066-5)
9. Yang C.-Y. Estimation of the temperature-dependent thermal conductivity in inverse heat conduction problems // *Applied Mathematical Modelling*. 1999. Vol. 23. No. 6. P. 469–478. [https://doi.org/10.1016/S0307-904X\(98\)10093-8](https://doi.org/10.1016/S0307-904X(98)10093-8)
10. Liu C.S. One-step GPS for the estimation of temperature-dependent thermal conductivity // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2006. Vol. 49. No. 17–18. P. 3084–3093. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.11.036>
11. Kim S., Kim M.C., Kim K.Y. Non-iterative estimation of temperature-dependent thermal conductivity without internal measurements // *International Journal Heat and Mass Transfer*. 2003. Vol. 46. No. 10. P. 1801–1810. [https://doi.org/10.1016/S0017-9310\(02\)00486-6](https://doi.org/10.1016/S0017-9310(02)00486-6)
12. Зверев В.Г., Назаренко В.А., Теплоухов А.В. Определение теплофизических характеристик материалов при тепловом воздействии постоянной мощности // *Теплофизика и аэромеханика*. 2011. Т. 18. № 3. С. 493–502.
13. Alhama E., Zueco J., González Fernández C.F. An efficient method for simultaneously determining thermal conductivity and specific heat solids in the form of an inverse problem // *International Communications in Heat and Mass Transfer*. 2004. Vol. 31. No. 7. P. 929–937. <https://doi.org/10.1016/j.icheatmasstransfer.2004.05.003>
14. Chen H.-T., Lin J.-Y. Simultaneous estimations of temperature-dependent thermal conductivity and heat capacity // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1998. Vol. 41. No. 14. P. 2237–2244. [https://doi.org/10.1016/S0017-9310\(97\)00260-3](https://doi.org/10.1016/S0017-9310(97)00260-3)
15. Chia-Lung C., Ming C. Inverse determination of thermal conductivity using semi-discretization method // *Applied Mathematical Modelling*. 2009. Vol. 33. No. 3. P. 1644–1655. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2008.03.001>
16. Weizhen Pan, Fajun Yi, Songhe Meng. Temperature-dependent thermal properties measurement by solving inverse heat transfer problems // *Measurement Science and Technology*. 2016. Vol. 27. No. 7. Article 075005.
17. Rostamian M., Shahrezaee A. Application of meshless methods for solving an inverse heat conduction problem // *European Journal of Pure and Applied Mathematics*. 2016. Vol. 9. No. 1. P. 64–83.
18. Monde M., Kosaka M., Mitsutake Y. Simple measurement of thermal diffusivity and thermal conductivity using inverse solution for one-dimensional heat conduction // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2010. Vol. 53. No. 23–24. P. 5343–5349. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.07.022>
19. Kosaka M., Monde M. Simultaneous measurement of thermal diffusivity and thermal conductivity by means of inverse solution for one-dimensional heat conduction (anisotropic thermal properties of CFRP for FCEV) // *International Journal of Thermophysics*. 2015. Vol. 36. No. 10–11. P. 2590–2598. <https://doi.org/10.1007/s10765-015-1973-5>
20. Huang C.H., Yan J.Y. An inverse problem in simultaneously measuring temperature-dependent thermal conductivity and heat capacity // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1995. Vol. 38. No. 18. P. 3433–3441. [https://doi.org/10.1016/0017-9310\(95\)00059-1](https://doi.org/10.1016/0017-9310(95)00059-1)
21. Bosnic J.A., Petrovic G., Malaric R. Estimation of the wall thermal properties through comparison of experimental and simulated heat flux // 21st IMEKO TC4 Int. Symp. and 19th Int. Workshop on ADC Modelling and Testing Understanding the World through Electrical and Electronic Measurement, Budapest, Hungary, September 7–9, 2016. P. 11–15.
22. Nedin R., Nesterov S., Vatulyan A. Identification of thermal conductivity coefficient and volumetric heat capacity of functionally graded
7. Lin J.H., Chen C.K., Yang Y.T. Inverse method for estimating thermal conductivity in one-dimensional heat conduction problems. *Journal of Thermophysics and Heat Transfer*. 2001, vol. 15, no. 1, pp. 34–41. <https://doi.org/10.2514/2.6593>
8. Tervola P. A method to determine the thermal conductivity from measured temperature profiles. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1989, vol. 32, no. 8, pp. 1425–1430. [https://doi.org/10.1016/0017-9310\(89\)90066-5](https://doi.org/10.1016/0017-9310(89)90066-5)
9. Yang C.-Y. Estimation of the temperature-dependent thermal conductivity in inverse heat conduction problems. *Applied Mathematical Modelling*. 1999, vol. 23, no. 6, pp. 469–178. [https://doi.org/10.1016/S0307-904X\(98\)10093-8](https://doi.org/10.1016/S0307-904X(98)10093-8)
10. Liu C.S. One-step GPS for the estimation of temperature-dependent thermal conductivity. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2006, vol. 49, no. 18, pp. 3084–3093. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.11.036>
11. Kim S., Kim M.C., Kim K.Y. Non-iterative estimation of temperature-dependent thermal conductivity without internal measurements. *International Journal Heat and Mass Transfer*. 2003, vol. 46, no. 10, pp. 1801–1810. [https://doi.org/10.1016/S0017-9310\(02\)00486-6](https://doi.org/10.1016/S0017-9310(02)00486-6)
12. Zverev V.G., Nazarenko V.A., Teploukhov A.V. Determination of thermophysical characteristics of materials at thermal effect of constant power. *Thermophysics and Aeromechanics*. 2011, vol. 18, no. 3, pp. 477–486. <https://doi.org/10.1134/S0869864311030127>
13. Alhama F., Zueco J., González Fernández C.F. An efficient method for simultaneously determining thermal conductivity and specific heat solids in the form of an inverse problem. *International Communications in Heat and Mass Transfer*. 2004, vol. 31, no. 7, pp. 929–937. <https://doi.org/10.1016/j.icheatmasstransfer.2004.05.003>
14. Chen H.-T., Lin J.-Y. Simultaneous estimations of temperature-dependent thermal conductivity and heat capacity. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1998, vol. 41, no. 14, pp. 2237–2244. [https://doi.org/10.1016/S0017-9310\(97\)00260-3](https://doi.org/10.1016/S0017-9310(97)00260-3)
15. Chia-Lung C., Ming C. Inverse determination of thermal conductivity using semi-discretization method. *Applied Mathematical Modelling*. 2009, vol. 33, no. 3, pp. 1644–1655. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2008.03.001>
16. Weizhen Pan, Fajun Yi, Songhe Meng. Temperature-dependent thermal properties measurement by solving inverse heat transfer problems. *Measurement Science and Technology*. 2016, vol. 27, no. 7, article 075005.
17. Rostamian M., Shahrezaee A. Application of meshless methods for solving an inverse heat conduction problem. *European Journal of Pure and Applied Mathematics*. 2016, vol. 9, no. 1, pp. 64–83.
18. Monde M., Kosaka M., Mitsutake Y. Simple measurement of thermal diffusivity and thermal conductivity using inverse solution for one-dimensional heat conduction. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2010, vol. 53, no. 23–24, pp. 5343–5349. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.07.022>
19. Kosaka M., Monde M. Simultaneous measurement of thermal diffusivity and thermal conductivity by means of inverse solution for one-dimensional heat conduction (anisotropic thermal properties of CFRP for FCEV). *International Journal of Thermophysics*. 2015, vol. 36, no. 10–11, pp. 2590–2598. <https://doi.org/10.1007/s10765-015-1973-5>
20. Huang C.H., Yan J.Y. An inverse problem in simultaneously measuring temperature-dependent thermal conductivity and heat capacity. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 1995, vol. 38, pp. 3433–3441. [https://doi.org/10.1016/0017-9310\(95\)00059-1](https://doi.org/10.1016/0017-9310(95)00059-1)
21. Bosnic J.A., Petrovic G., Malaric R. Estimation of the wall thermal properties through comparison of experimental and simulated heat flux. 21st IMEKO TC4 Int. Symp. and 19th Int. Workshop on ADC Modelling and Testing Understanding the World through Electrical and Electronic Measurement, Budapest, Hungary, September 7–9, 2016, pp. 11–15.
22. Nedin R., Nesterov S., Vatulyan A. Identification of thermal conductivity coefficient and volumetric heat capacity of functionally graded

- materials // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2016. Vol. 102. P. 213–218.
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.06.027>
23. Kolehmainen V., Kaipio J.P., Orlande H.R.B. Reconstruction of thermal conductivity and heat capacity using a tomographic approach // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2008. Vol. 51. No. 7–8. P. 1866–1876.
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2007.06.043>
 24. Alaili K., Ordonez-Miranda J., Ezzahri Y. Simultaneous determination of thermal diffusivity and thermal conductivity of a thin layer using double modulated thermal excitations // *Journal of Applied Physics*. 2019. Vol. 126. No. 14. Article 145103.
<https://doi.org/10.1063/1.5116526>
 25. Huang C.-H., Huang C.-Y. An inverse problem in estimating simultaneously the effective thermal conductivity and volumetric heat capacity of biological tissue // *Applied Mathematical Modelling*. 2007. Vol. 31. No. 9. P. 1785–1797.
<https://doi.org/10.1016/j.apm.2006.06.002>
 26. Соколов А.К. Определение температуропроводности материала по численно-аналитической модели полуграниченного тела // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 6. С. 474–480. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-6-474-480>
 27. Соколов А.К., Якубина О.А. Численно-аналитический метод расчета температурного поля полуграниченного тела с использованием показательных функций // *Вестник ИГЭУ*. 2016. Вып. 2. С. 44–50.
 28. Соколов А.К. О численно-аналитическом расчете температурного поля полуграниченного тела при линейном начальном распределении температур // *Известия РАН. Энергетика*. 2019. № 4. С. 1–13.
 29. Соколов А.К. Математическое моделирование нагрева металла в газовых печах. Иваново: Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина, 2011. 396 с.
 30. ГОСТ Р 57967-2017. Композиты. Определение теплопроводности твердых тел методом стационарного одномерного теплового потока с охраным нагревателем. URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200157746>
 23. Kolehmainen V., Kaipio J.P., Orlande H.R.B. Reconstruction of thermal conductivity and heat capacity using a tomographic approach. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2008, vol. 51, no. 7–8, pp. 1866–1876.
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2007.06.043>
 24. Alaili K., Ordonez-Miranda J., Ezzahri Y. Simultaneous determination of thermal diffusivity and thermal conductivity of a thin layer using double modulated thermal excitations. *Journal of Applied Physics*. 2019, vol. 126, no. 14, article 145103.
<https://doi.org/10.1063/1.5116526>
 25. Huang C.-H., Huang C.-Y. An inverse problem in estimating simultaneously the effective thermal conductivity and volumetric heat capacity of biological tissue. *Applied Mathematical Modelling*. 2007, vol. 31, no. 9, pp. 1785–1797.
<https://doi.org/10.1016/j.apm.2006.06.002>
 26. Sokolov A.K. Determination of thermal diffusivity of the material by numerical-analytical model of a semi-bounded body. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 6, pp. 474–480.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-6-474-480>
 27. Sokolov A.K., Yakubina O.A. Numerical-analytical method for calculating the temperature field of a semi-bounded body using exponential functions. *Vestnik IGEU*. 2016, no. 2, pp. 44–50. (In Russ.).
 28. Sokolov A.K. On numerical and analytical calculation of temperature field of a semi-bounded body with linear initial temperature distribution. *Izvestiya RAN. Energetika*. 2019, no. 4, pp. 1–13. (In Russ.).
 29. Sokolov A.K. *Mathematical Modeling of Metal Heating in Gas Furnaces*. Ivanovo: Ivanovo State Power University, 2011, 396 p. (In Russ.).
 30. GOST R 57967-2017. *Composites. Determination of the thermal conductivity of solids by the method of stationary one-dimensional heat flow with a security heater*. Available at URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200157746> (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

INFORMATION ABOUT THE AUTHOR

Анатолий Константинович Соколов, д.т.н., профессор кафедры безопасности жизнедеятельности, Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина
ORCID: 0000-0001-5956-567X
E-mail: sokolov@bjd.ispu.ru

Anatolii K. Sokolov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Life Safety, Ivanovo State Power University named after V.I. Lenin
ORCID: 0000-0001-5956-567X
E-mail: sokolov@bjd.ispu.ru

Поступила в редакцию 08.09.2021
 После доработки 08.10.2021
 Принята к публикации 29.10.2021

Received 08.09.2021
 Revised 08.10.2021
 Accepted 29.10.2021



Оригинальная статья

УДК 669.127.44:544.32

DOI 10.17073/0368-0797-2022-1-66-72



О ВОССТАНОВЛЕНИИ ЖЕЛЕЗА ИЗ МАГНЕТИТА ГАЗООБРАЗНЫМИ ВОССТАНОВИТЕЛЯМИ

В. И. Бердников¹, Ю. А. Гудим²

¹ ООО Промышленная компания «Технология металлов» (Россия, 454018, Челябинск, ул. Косарева, 63, офис 486)

² Южно-Уральский государственный университет (Россия, 454080, Челябинск, пр. Ленина, 76)

Аннотация. Химический процесс восстановления железа из магнетита посредством газообразных восстановителей является основой технологии Мидрекс, внедренной на Оскольском электрометаллургическом комбинате (ОЭМК). Данный процесс в представленной работе смоделирован с помощью программного комплекса Терра, разработанного в МГТУ им. Н.Э. Баумана. В ходе моделирования проведен анализ термодинамической системы Fe–C–O–H при постоянной температуре (900 °C) и давлении газа (0,2026 МПа). В качестве восстановителей принимались смеси монооксида углерода и водорода в разных соотношениях, а также отдельные компоненты природных углеводородных газов. Химические составы восстановителей оценивали брутто-формулой $C_pO_rH_q$, где p , r и q – стехиометрические коэффициенты. Результатами расчетов были расходы восстановительного газа m , необходимые для полного восстановления железа из магнетита, что соответствовало степени металлизации железа $\varphi = 1$. В дальнейшем величины m использовали для оценки восстановительных способностей различных газовых смесей, а величины φm – для определения потребных расходов этих смесей на восстановление железа. Последующий анализ показал, что машинный расчет величины m может быть с высокой точностью (до 0,001) аппроксимирован формулой $m = \frac{1}{\frac{p}{m_C} + \frac{r}{m_O} + \frac{q}{m_H}}$, где m_C и m_H – парциальные расходы углерода и водорода на восстановление железа соответственно,

а m_O – парциальный расход кислорода на окисление железа. Установлено также, что параметры m_C и m_H зависят от температуры процесса и являются взаимосвязанными в соответствии с уравнением $\frac{K}{2 + \frac{m_O}{m_C}} - \frac{1}{1 + \frac{2m_O}{m_H}} = K - 1$, где K – константа химического равновесия реакции

водяного газа $CO + H_2O = CO_2 + H_2$, одновременно протекающей в газовой фазе. Параметр m_O фактически является константой, не зависящей от температуры и численно равной значению $(-4/3)$ моля на 1 моль железа. Аргументами парциальных расходов могут быть также характерные молекулярные соединения, сопровождаемые соответствующими стехиометрическими коэффициентами. В практике ОЭМК принят учет расхода природного газа V , измеряемый в кубических метрах на 1 т губчатого железа. Прогноз этой величины можно выполнять по формуле $V = \frac{22\,400m}{55,9 + 231,5\left(\frac{1}{\varphi} - 1\right)}$. В целом предложенный расчетный алгоритм химического процесса может корректно

применяться в области температур 800 – 900 °C. Возможные вариации рабочего давления газа не потребуют существенных корректив в результатах расчетов.

Ключевые слова: восстановление железа, магнетитовая руда, губчатое железо, газообразный восстановитель, химические уравнения процесса, расход восстановительного газа

Для цитирования: Бердников В.И., Гудим Ю.А. О восстановлении железа из магнетита газообразными восстановителями // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 66–72. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-66-72>

Original article

ON IRON REDUCTION FROM MAGNETITE BY GASEOUS REDUCING AGENTS

V. I. Berdnikov¹, Yu. A. Gudim²

¹ LLC Industrial Company “Technology of Metals” (63 Kosareva Str., Chelyabinsk 454018, Russian Federation)

² South Ural State University (76 Lenina Ave., Chelyabinsk 454080, Russian Federation)

Abstract. The chemical process of iron reduction from magnetite by gaseous reducing agents is the basis of MIDREX technology implemented at the Oskol Electrometallurgical Plant (OEMK). In the paper, this process was modeled using the TERRA software package developed at the Bauman Moscow State Technical University. During the simulation, thermodynamic system Fe–C–O–H was analyzed at constant temperature (900 °C) and gas pressure (0.2026 MPa). Mixtures of carbon monoxide and hydrogen in different ratios, as well as individual components of natural hydrocarbon gases, were used as reducing agents. The chemical compositions of reducing agents were estimated by the gross formula $C_pO_rH_q$, where p , r and q

are stoichiometric coefficients. The results of the calculations were the expenses of the reducing gas m , necessary for the complete iron reduction from magnetite, which corresponded to the degree of iron metallization $\varphi = 1$. In the future, the values m were used to evaluate the reducing abilities of various gas mixtures, and the values of φm – to determine the required expenses of these mixtures for iron reduction. Subsequent analysis showed that the machine calculation of the value m can be approximated with a small error (up to 0.001) by the formula $m = \frac{1}{\frac{p}{m_C} + \frac{r}{m_O} + \frac{q}{m_H}}$, where m_C and m_H

are the partial costs of carbon and hydrogen for iron reduction, respectively, and m_O is the partial oxygen consumption for iron oxidation. It was also established that the parameters of m_C and m_H depend on the process temperature and are interrelated in accordance with the equation $\frac{K}{2 + \frac{m_O}{m_C}} - \frac{1}{1 + \frac{2m_O}{m_H}} = K - 1$, where K is the chemical equilibrium constant of the “water gas reaction” $\text{CO} + \text{H}_2\text{O} = \text{CO}_2 + \text{H}_2$, simultaneously occurring

in the gas phase. The m_O parameter is actually a constant independent of temperature and numerically equal to the value of $(-4/3)$ moles per 1 mole of iron. The arguments of partial costs can also be characteristic molecular compounds accompanied with appropriate stoichiometric coefficients. In the practice of OEMK, natural gas consumption V is taken into account, measured in cubic meters per ton of sponge iron. The forecast of this value can be performed using the formula: $V = \frac{22\,400m}{55,9 + 231,5\left(\frac{1}{\varphi} - 1\right)}$. In general, the proposed calculation algorithm of the chemical process can be

correctly applied in the temperature range of 800 – 900 °C. Possible variations in the gas working pressure will not require significant adjustments in the calculation results.

Keywords: iron reduction, magnetite ore, sponge iron, gaseous reducing agent, chemical equations, reduction gas consumption

For citation: Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. On iron reduction from magnetite by gaseous reducing agents. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 1, pp. 66–72. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-66-72>

ВВЕДЕНИЕ

Восстановление железа из рудного сырья с помощью газообразных восстановителей является одним из методов так называемой «бескоксовой» или «внедоменной» металлургии [1 – 6]. В России подобная технология, известная как «Мидрекс-процесс»^{1, 2} [7, 8], реализована поэтапно, начиная с 1983 г., на Оскольском электрометаллургическом комбинате (ОЭМК). В данной работе обсуждается расчетный метод, позволяющий прогнозировать результаты работы по этой технологии.

ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЕ ГАЗЫ

В качестве восстановительного газа в Мидрекс-процессе служит синтез-газ, полученный путем конверсии или частичного окисления природного газа. Основные компоненты такого газа – монооксид углерода CO и водород H₂. В строках 1 – 7 табл. 1 приведены возможные составы таких смесей с различными соотношениями указанных компонентов. В практике ОЭМК используются смеси с мольными соотношениями CO/H₂, близкими к 1/2 (строка 3, табл. 1). Обобщенная brutto-формула всех подобных составов газа – C_pO_rH_q, где p , r , q – стехиометрические коэффициенты.

Проведен анализ возможности замены искусственно созданных газовых смесей «сырыми» природными углеводородными газами типа C_pH_q [9]. В строках 8 – 15 табл. 1 указаны газы с параметрами $p = 1 \div 4$ и $q = 2p$ или $q = 2p + 2$. Другие такие газы с параметра-

Таблица 1

Расчет расхода восстановительных газов ($t = 900\text{ °C}$, $P = 0,2026\text{ МПа}$)

Table 1. Calculation of the reduction gases consumption
($t = 900\text{ °C}$, $P = 0.2026\text{ MPa}$)

Номер	Газ	Параметр			Расход газа m , моли	
		p	r	q	по [12]	по (3)
1	2	3	4	5	6	7
	Система I: $\frac{1}{3}\text{Fe}_3\text{O}_4 - p\text{C} - r\text{O} - q\text{H}$					
1	CO	1	1	0	3,408	3,408
2	CO(H ₂) ₃	1	1	6	0,766	0,766
3	CO(H ₂) ₂	1	1	4	1,033	1,032
4	COH ₂	1	1	2	1,586	1,585
5	(CO) ₂ H ₂	2	2	2	1,082	1,082
6	(CO) ₃ H ₂	3	3	2	0,820	0,821
7	H ₂	0	0	2	2,962	2,962
	Система II: $\frac{1}{3}\text{Fe}_3\text{O}_4 - p\text{C} - q\text{H}$					
8	Метилен CH ₂	1	0	2	0,724	0,724
9	Метан CH ₄	1	0	4	0,582	0,582
10	Этилен C ₂ H ₄	2	0	4	0,362	0,362
11	Этан C ₂ H ₆	2	0	6	0,322	0,323
12	Пропилен C ₃ H ₆	3	0	6	0,240	0,241
13	Пропан C ₃ H ₈	3	0	8	0,222	0,223
14	Бутадиен C ₄ H ₈	4	0	8	0,180	0,181
15	Бутан C ₄ H ₁₀	4	0	10	0,170	0,171

¹ DRI production. URL: <https://www.metallics.org/dri-production.html>

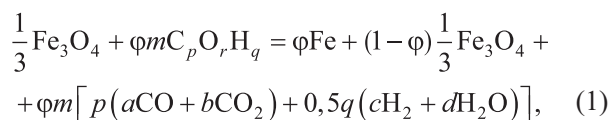
² Процесс Мидрекс: производство губчатого железа. URL: <https://uas.su/books/srmp/511/razdel511.php>

ми $p > 4$ или $q = 2p + 1$ здесь не рассматриваются, но на них также распространяются закономерности, установленные ниже.

ПРОЦЕСС ВОССТАНОВЛЕНИЯ

Восстановление железа в Мидрекс-процессе осуществляется подобно доменному процессу, т. е. в реакторе шахтного типа и режиме противотока восстановительного газа с нисходящей рудной шихтой (магнетитовые окатыши). Средняя температура шихты в реакционной зоне принимается в расчетах $t = 900$ °С, а давление газа в ней $P = 0,2026$ МПа (2 атм). Регламентируемая степень металлизации окатышей ϕ составляет 0,80 – 0,95 (в долях от единицы). В этом случае рабочий расход газа на восстановление окатышей составит величину ϕm , где m – расход газа, необходимый для полного восстановления железа из магнетита (при $\phi = 1$). Далее характеристику m будем также использовать для сравнения восстановительных способностей различных газовых смесей.

В целом химический процесс восстановления одного моля железа из магнетита по данной технологии можно описать балансовым уравнением



где a , b , c и d – стехиометрические коэффициенты. Физический смысл и количественная оценка их обсуждаются ниже.

Температурная область корректного применения уравнения (1) – 800 ÷ 900 °С. При $t < 800$ °С в газовой фазе дополнительно и в заметном количестве образуется метан CH_4 [10]. А при температуре $t = 910$ °С происходит твердофазная реакция невариантного типа $\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{O}_4 = 4\text{FeO}$, в результате которой часть ранее восстановленного железа вновь окисляется с образованием вюститита [11].

Химический процесс восстановления железа по уравнению (1) моделировался посредством программного комплекса Терра [12], база данных которого разрабатывалась и периодически обновлялась на основании данных работы [13]. В ходе моделирования при каждом заданном массовом составе магнетита и восстановителя, а также при заданной температуре и давлении газа определялись равновесные концентрации компонентов газовой и конденсированных фаз. Установленные таким образом потребные расходы восстановительного газа m приведены в колонке 6 табл. 1.

РАСХОД ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО ГАЗА

Предварительный анализ показал, что полный расход восстановительного газа m нельзя представить ад-

дитивной суммой парциальных (поэлементных) расходов газа m_C , m_O и m_H , т. е. в согласии с формулой $m = pm_C + rm_O + qm_H$. Однако это возможно при замене всех расходных характеристик процесса их обратными величинами, т. е. выполнение необходимых расчетов по формуле $\frac{1}{m} = \frac{p}{m_C} + \frac{r}{m_O} + \frac{q}{m_H}$. Отсюда следует:

$$m = \frac{1}{\frac{p}{m_C} + \frac{r}{m_O} + \frac{q}{m_H}}. \quad (2)$$

Аргументом парциальных расходов в уравнении (2) могут быть не только химические элементы, но и характерные молекулярные соединения газа. Например, в системе I табл. 1 те же значения m будут получены и при использовании парциальных расходов газа с аргументами CO и H_2 , а в системе II – с аргументами CH_2 и H_2 , характеризующими соответственно срединные и оконечные участки их молекулярных структур. Далее аргументы в молекулярной форме будем указывать в круглых скобках после символов расхода m , например, $m(\text{H}_2)$.

Такая методика расчета позволяет, прежде всего, получить недостающую информацию по парциальным характеристикам некоторых других химических компонентов газовых смесей (табл. 2). Компоненты с

Таблица 2

Расчет расхода некоторых компонентов газа
($t = 900$ °С, $P = 0,2026$ МПа)

Table 2. Calculation of some gas components consumption
($t = 900$ °С, $P = 0.2026$ MPa)

Номер	Компонент	Расчетная формула	Расход m , моли
1	C	$m_C = \frac{1}{\frac{1}{m(\text{CH}_4)} - \frac{2}{m(\text{H}_2)}}$	0,958
2	O	$m_O = \frac{1}{\frac{1}{m(\text{CO})} - \frac{1}{m_C}}$	–1,333
3	H	$m_H = \frac{1}{\frac{0,5}{m(\text{H}_2)}}$	5,924
4	CO ₂	$m(\text{CO}_2) = \frac{1}{\frac{1}{m(\text{CO})} + \frac{1}{m_O}}$	–2,190
5	O ₂	$m(\text{O}_2) = \frac{1}{\frac{2}{m_O}}$	–0,667
6	H ₂ O	$m(\text{H}_2\text{O}) = \frac{1}{\frac{1}{m(\text{H}_2)} + \frac{1}{m_O}}$	–2,425

отрицательной численной величиной параметров m_i являются окислителями в газовой смеси. Так, полученное значение величины $m_O = -1,333$ – это то количество молей кислорода, которое необходимо удалить из 1/3 моля магнетита, чтобы получить 1 моль железа.

Выражения элементарных парциальных расходов (строки 1 – 3 табл. 2) после подстановки их в формулу (2) позволяют получить простое аппроксимирующее определение полных расходов газовых смесей:

$$m = \frac{1}{\frac{p}{0,958} - \frac{r}{1,333} + \frac{q}{5,924}} = \frac{1}{1,044p - 0,750r + 0,1688q}. \quad (3)$$

Вычисленные по этой формуле значения расходов m мало отличаются от результатов точного машинного расчета их величины (колонки 7 и 6 табл. 1).

СОСТАВ ОТХОДЯЩЕГО ГАЗА

Частные случаи термодинамической системы Fe–O–C–H подробно анализировались как зарубежными авторами [14, 15], так и отечественными [16 – 18]. Однако полученной ими информации было недостаточно для прогнозирования свойств газовых смесей произвольного состава. Ниже рассматривается общий подход к решению данной проблемы.

Из балансов по содержаниям углерода и водорода согласно уравнению (1) следует: $a + b = 1$ и $c + d = 1$. При этом коэффициенты a и c численно определяют степень «недожога» монооксида углерода и водорода соответственно, а коэффициенты b и d – полноту сжигания этих компонентов до диоксида углерода и паров воды. Также очевидно, что состав отходящего газа отражает прохождение в нем реакции водяного газа $CO + H_2O = CO_2 + H_2$ [17]. Константа равновесия этой

реакции $K = \frac{ad}{bc} = \frac{a(1-c)}{(1-a)c}$. Поэтому взаимосвязь между углеродсодержащими и водородсодержащими компонентами газа будет выражаться уравнением

$$\frac{K}{a} - \frac{1}{c} = K - 1. \quad (4)$$

Численные значения параметров a , c и K при различных рабочих температурах процесса приведены в табл. 3.

Целесообразно также установить связь между основными характеристиками восстановительного и отходящего газа. Баланс по содержанию кислорода согласно уравнению (1) при $\varphi = 1$ определится выражением $\frac{4}{3} + mr = m[p(a + 2b) + 0,5qd]$. А после подстановок $\frac{4}{3} = -m_O$; $b = 1 - a$ и $d = 1 - c$, получим:

$$m = \frac{1}{\frac{p(2-a)}{-m_O} - \frac{r}{-m_O} + \frac{0,5q(1-c)}{-m_O}}. \quad \text{Сопоставляя это вы-}$$

ражение с уравнением (2) и приравнявая члены при коэффициентах p и q , получим новые определения коэффициентов a и c :

$$a = 2 + \frac{m_O}{m_C}; \quad c = 1 + \frac{2m_O}{m_H}. \quad (5)$$

Таким образом, итоговое балансовое уравнение химического процесса (1) при новых независимых переменных процесса m_C и m_H примет вид:

$$\begin{aligned} \frac{1}{3} Fe_3O_4 + \varphi m C_p O_r H_q = \varphi Fe + (1 - \varphi) \frac{1}{3} Fe_3O_4 + \\ + \varphi m \left[p \left(2 + \frac{m_O}{m_C} \right) CO - \left(1 + \frac{m_O}{m_C} \right) CO_2 + \right. \\ \left. + 0,5q \left(1 + \frac{2m_O}{m_H} \right) H_2 - \left(\frac{2m_O}{m_H} \right) H_2O \right], \quad (6) \end{aligned}$$

$$\text{где } m = \frac{1}{\frac{p}{m_C} + \frac{r}{m_O} + \frac{q}{m_H}}.$$

Новые переменные m_C и m_H также являются взаимосвязанными согласно уравнению

$$\frac{K}{2 + \frac{m_O}{m_C}} - \frac{1}{1 + \frac{2m_O}{m_H}} = K - 1. \quad (7)$$

Очевидно, что балансовое уравнение (1) может быть также записано в форме, содержащей лишь один из четырех ранее рассмотренных параметров процесса: a , c , m_C , m_H .

Таблица 3

Температурные и расходные характеристики отходящего газа

Table 3. Temperature and consumption characteristics of the waste gas

Температура t , °C	Параметры газовой фазы			Парциальные расходы газа, моли		
	a	c	K	m_C	m_O	m_H
800	0,586	0,605	0,924	0,945	–1,333	6,75
850	0,598	0,576	1,093	0,951		6,29
900	0,609	0,550	1,275	0,958		5,92
950	0,623	0,530	1,463	0,967		5,67
1000	0,636	0,513	1,660	0,977		5,47

СОСТАВ ПРОМЫШЛЕННОГО ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО

ГАЗА

Один из методов приготовления восстановительной газовой смеси именуется как «частичное окисление природного газа кислородом»³. Он основывается на реализации химической реакции $\text{CH}_4 + 0,5\text{O}_2 = \text{CO} + 2\text{H}_2$. Образующиеся продукты этой реакции представляют собой газовую смесь с брутто-формулой COH_4 . О калорийности такой смеси можно судить по факту, что один из ее изомеров CH_3OH известен как метиловый спирт. Расчетный расход такой смеси – $m = 1,033$ моля (строка 3 табл. 1). Однако промышленный природный газ содержит, кроме метана, также другие компоненты, что вызывает изменение расчетной величины расхода m .

В колонке 2 табл. 4 приводятся типичные содержания (в мольных долях) компонентов природного газа Оренбургского газоконденсатного месторождения⁴ и технологического кислорода в соотношении 1:0,5. Брутто-формула этой смеси $\text{C}_{1,101}\text{O}_{1,020}\text{H}_{4,093}\text{N}_{0,094}$, а расход ее согласно уравнению (3) составит

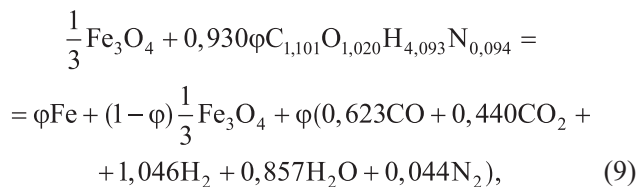
$$m = \frac{1}{1,044 \cdot 1,101 - 0,750 \cdot 1,020 + 0,1688 \cdot 4,093} = 0,930 \text{ моля.}$$

Другой способ определения расхода смеси осуществляется по формуле

$$m = \frac{1}{\frac{p_1}{m_1} + \frac{p_2}{m_2} + \frac{p_3}{m_3} + \dots}, \quad (8)$$

где m_i и p_i – парциальные расходы и мольные доли компонентов газа соответственно. Расчет по этому методу дал аналогичный результат (колонка 4 табл. 4).

Итоговое балансовое уравнение восстановления железа этой газовой смесью будет следующее:



где ϕ – заданная степень металлизации железорудных окатышей.

В производственной практике принято расходные характеристики газов выражать в объемных единицах

^{3, 5} Процесс Мидрекс: производство губчатого железа. URL: <https://uas.su/books/srmp/511/razdel511.php>

⁴ Состав и физико-химические свойства природных газов. Презентация. URL: <https://myslide.ru/presentation/skachat-sostav-i-fizikoximicheskie-svoystva-prirodnix-gazov>

Таблица 4

Пример расчета расхода газовой смеси

Table 4. Example of calculation of the gas mixture consumption

Компонент	Параметры газовой смеси		
	p_i	m_i , моли	p_i/m_i , моли
1	2	3	4
Природный газ			
CH_4	0,840	0,582	1,443
C_2H_6	0,050	0,322	0,155
C_3H_8	0,016	0,222	0,072
C_4H_{10}	0,027	0,171	0,158
CO_2	0,005	–2,190	–0,002
H_2O	0,015	–2,425	–0,006
N_2	0,047	–	–
Σ	1	–	1,820
Технический кислород			
O_2	0,4975	–0,667	–0,746
H_2	0,0025	2,962	0,001
Σ	0,5	–	–0,745
Всего газа			
Σ	1,5	–	1,075
$1/\Sigma$	–	–	0,930

измерения, а твердых материалов – в массовых. Поэтому удельный расход восстановительного газа V , измеряемый в кубических метрах на 1 т губчатого железа, определится формулой

$$V = \frac{1000 A \phi m}{\phi M_1 + (1-\phi) M_2} = \frac{22\,400 m}{55,9 + 231,5 \left(\frac{1}{\phi - 1} \right)}, \quad (10)$$

где A – молярный объем газа, л/моль; M_1 и M_2 – молярные массы железа и магнетита, г/моль, соответственно.

Согласно уравнению (10), при $m = 0,930$ и $\phi = 0,95$ потребуется $306 \text{ м}^3/\text{т}$ восстановительного газа. Эта расчетная величина согласуется с фактической величиной суммарного расхода природного газа и технологического кислорода на ОЭМК⁵.

Выводы

Предложена методика расчета количества восстановительного газа произвольного состава, необходимого для прямого восстановления железа из магнетита в промышленном агрегате.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Князев В.Ф., Гиммельфарб А.И., Неменов А.М. Бескоксовая металлургия железа. Москва: Metallurgizdat, 1972. 272 с.
2. Развитие бескоксовой металлургии / Н.А. Тулин, В.С. Кудрявцев, С.А. Пчелкин и др. М.: Металлургия, 1987. 328 с.
3. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. Металлургия железа. Москва: ИКЦ «Академкнига», 2007. 464 с.
4. Ünal H., Turgut E., Atapek S., Alkan A. Direct reduction of ferrous oxides to form an iron-rich alternative charge material // *High Temperature Materials and Processes*. 2015. Vol. 34. No. 8. P. 751–756. <https://doi.org/10.1515/htmp-2014-0125>
5. Tanaka H. Resources trend and use of directly reduced iron in steel-making process // *R and D: Research and Development Kobe Steel Engineering Reports*. 2014. Vol. 64. No. 1. P. 2–7.
6. Direct Reduction of Iron (DRI/HBI). 2nd Edition. Moscow: AO Informine, 2018.
7. Atsushi M., Uemora H., Sakagushi T. MIDREX processes // *R and D: Research and Development Kobe Steel Engineering Reports*. 2010. Vol. 60. No. 1. P. 5–11.
8. Mouer A. Direct from Midrex. 2nd Quarter. 2009. P. 3–9.
9. Справочник химика. Том 2. Ленинград: Химия, Ленинградское отделение, 1971. 1168 с.
10. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Химические реакции в процессах газификации углерода // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 9. С. 705–712. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-705-712>
11. Бердников В.И., Гудим Ю.А. Химические реакции при восстановлении железа из оксидов в среде монооксида углерода // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 3. С. 211–213. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-3-211-213>
12. Трусов Б.Г. База данных и программный комплекс ТЕРРА, редакция 6.3 (электронный ресурс). Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013.
13. Gurvich L.V., Iorish V.S., etc. *IVTANTHERMO – A thermodynamic database and software system for the personal computer*. CRC Press Inc., Boca Raton, 1993.
14. Kam E., Hughes R. A model for the direct reduction of iron ore by mixtures of hydrogen and carbon monoxide in a moving bed // *Transactions of the Institution of Chemical Engineers*. 1981. Vol. 59. No. 3. P. 196–206.
15. Valipour M., Hashemi M., Saboohi Y. Mathematical modeling of the reaction in an iron ore pellet using a mixture of hydrogen, water vapor, carbon monoxide and carbon dioxide // *Advanced Powder Technology*. 2006. Vol. 17. No. 3. P. 277–295. <https://doi.org/10.1163/15685520677213375>
16. Михайлов Г.Г., Кузнецов Ю.С., Качурина О.И., Чернуха А.С. Анализ фазовых равновесий в системе «оксиды железа – углерод – CO – CO₂» // *Вестник ЮУрГУ, серия «Металлургия»*, 2013. Т. 13. № 1. С. 6–13.
17. Кузнецов Ю.С., Михайлов Г.Г., Качурина О.И. Термодинамический анализ реакции водяного газа // *Вестник ЮУрГУ, серия «Металлургия»*, 2014. Т. 14. № 1. С. 5–11.
18. Кузнецов Ю.С., Качурина О.И. Термодинамический анализ процессов восстановления оксидов железа с использованием углерода и паров воды // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 5. С. 394–400. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-394-406>
1. Knyazev V.F., Gimmel'farb A.I., Nemenov A.M. *Coke-Free Metallurgy of Iron*. Moscow: Metallurgizdat, 1972, 272 p. (In Russ.).
2. Tulin N.A., Kudryavtsev V.S., Pchelkin S.A., etc. *Development of Coke-Free Metallurgy*. Moscow: Metallugiya, 1987, 328 p. (In Russ.).
3. Yusfin Yu.S., Pashkov N.F. *Metallurgy of Iron*. Moscow: Akademkniga, 2007, 464 p. (In Russ.).
4. Ünal H., Turgut E., Atapek S., Alkan A. Direct reduction of ferrous oxides to form an iron-rich alternative charge material. *High Temperature Materials and Processes*. 2015, vol. 34, no. 8, pp. 751–756. <https://doi.org/10.1515/htmp-2014-0125>
5. Tanaka H. Resources trend and use of directly reduced iron in steel-making process. *R and D: Research and Development Kobe Steel Engineering Reports*. 2014, vol. 64, no. 1, pp. 2–7.
6. *Direct Reduction Iron (DRI/HBI)*. 2nd Edition. Moscow, AO Informine, 2018.
7. Atsushi M., Uemora H., Sakagushi T. MIDREX processes. *R and D: Research and Development Kobe Steel Engineering Reports*. 2010, vol. 60, no. 1, pp. 5–11.
8. Mouer A. *Direct from Midrex*. 2nd Quarter. 2009, pp. 3–9.
9. *Chemist's Handbook*. Vol. 2. Leningrad: Khimiya, 1971, 1168 p. (In Russ.).
10. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Chemical reactions in processes of carbon gasification. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 9, pp. 705–712. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-9-705-712>
11. Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Chemical reactions during iron reduction from oxides in carbon monoxide environment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 3, pp. 211–213. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-3-211-213>
12. Trusov B.G. *Database and Program Complex TERRA, edition 6.3* [Electronic resource]. Moscow: Bauman STU, 2013. (In Russ.).
13. Gurvich L.V., Iorish V.S., etc. *IVTANTHERMO – A Thermodynamic Database and Software System for the Personal Computer. User's Guide*. Boca Raton: CRC Press, Inc., 1993.
14. Kam E., Hughes R. A model for the direct reduction of iron ore by mixtures of hydrogen and carbon monoxide in a moving bed. *Transactions of the Institution of Chemical Engineers*. 1981, vol. 59, no. 3, pp. 196–206.
15. Valipour M., Hashemi M., Saboohi Y. Mathematical modeling of the reaction in an iron ore pellet using a mixture of hydrogen, water vapor, carbon monoxide and carbon dioxide. *Advanced Powder Technology*. 2006, vol. 17, no. 3, pp. 277–295. <https://doi.org/10.1163/15685520677213375>
16. Mikhailov G.G., Kuznetsov Yu.S., Kachurina O.I., Chernukha A.S. Analysis of phase equilibria in the system “iron oxides – carbon – CO – CO₂”. *Vestnik YuUrGU, seriya Metallurgiya*. 2013, vol. 13, no. 1, pp. 6–13. (In Russ.).
17. Kuznetsov Yu.S., Mikhailov G.G., Kachurina O.I. Thermodynamic analysis of water gas reaction. *Vestnik YuUrGU, seriya Metallurgiya*. 2014, vol. 14, no. 1, pp. 5–11. (In Russ.).
18. Kuznetsov Yu.S., Kachurina O.I. Thermodynamic analysis of iron oxides reduction using carbon and water vapour. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 5, pp. 394–400. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-5-394-406>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Виктор Иванович Бердников, к.т.н., доцент, старший научный сотрудник, ООО Промышленная компания «Технология металлов»

E-mail: berdnikov-chel@mail.ru

Юрий Александрович Гудим, д.т.н., профессор, Южно-Уральский государственный университет

Viktor I. Berdnikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, LLC Industrial Company "Technology of Metals"

E-mail: berdnikov-chel@mail.ru

Yurii A. Gudim, Dr. Sci. (Eng.), Prof., South Ural State University

Поступила в редакцию 13.08.2021

После доработки 09.09.2021

Принята к публикации 25.11.2021

Received 13.08.2021

Revised 09.09.2021

Accepted 25.11.2021

НАУКОМЕТРИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ЖУРНАЛА

В 2017 году международная база данных Scopus возобновила индексирование журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия». На инфографике отражены текущие показатели.

Данные предоставлены сайтами <https://www.scopus.com>, <https://www.scimagojr.com> и <https://www.scival.com>



Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенец В.В., верстка, иллюстрации

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 27.01.2022. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,5. Заказ 14281. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

SOVIET METALLURGY IN THE EYES OF AMERICAN METALLURGISTS: THE SECOND HALF OF THE 1950s

POTENTIAL FOR OBTAINING AND APPLYING COMPLEX NIOBIUM FERROALLOYS

STUDY OF BENDING OF PLATE STEEL WITH A THROUGH-THE-THICKNESS GRADIENT OF STRENGTH PROPERTIES

MODERNIZATION OF SCREW ROLLING TECHNOLOGY IN A MULTI-ROLL MILL

METHOD FOR JET HEATING OF A METAL SURFACE

DEVELOPMENT OF EQUIPMENT AND TECHNOLOGY FOR PRECISION AIR-PLASMA CUTTING OF PLATE STEEL

METHODS OF CORROSION TESTING USED FOR DEVELOPMENT AND COMMERCIAL EXPLOITATION OF NEW SHIPBUILDING STEELS AND ALLOYS. REVIEW. PART I. LABORATORY CORROSION TESTS

METHOD FOR DETERMINING THE THERMAL DIFFUSIVITY AND THERMAL CONDUCTIVITY COEFFICIENT BY TEMPERATURES OF PLATE SURFACE AS A SEMI-BOUNDED BODY

ON IRON REDUCTION FROM MAGNETITE BY GASEOUS REDUCING AGENT