

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65 Номер 9 2022



◦ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Возможности применения струйного нагрева металла

Регулирование шлакового режима выплавки стали в электродуговой печи на основе контроля электрических параметров в ходе окислительного периода плавки

◦ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Свойства покрытий, полученных сверхзвуковой электродуговой металлизацией с аэрозольным флюсованием

◦ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Исследование химического состава латунного покрытия стальной проволоки для производства металлокорда

◦ ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Математическая модель нагрева полосы листового металла атакующими струями



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

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 65, Номер 9, 2022

Научно-технический журнал
Издается с января 1958 г. ежемесячно

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

Volume 65, Number 9, 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:



Редакционная коллегия:

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

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

Байсанов С.О., д.т.н., профессор, ХМИ им. ЖАбишева, 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

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

Григорович 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

Курнасов 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

Главный редактор:

Леопольд Игоревич Леонтьев, академик РАН, советник, Президиум РАН; д.т.н., профессор, Национальный исследовательский 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@sisis.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

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

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

Симолян 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 Гуою, 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

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

Шпайдель М.О., д.ест.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:



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@sisis.ru

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

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

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

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

Andrei N. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academician, 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 RANS, NUST "MISIS", Moscow

Asylbek Kh. Nurumgaliev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Karaganda State Industrial University, Karaganda, Republic of Kazakhstan

Oleg I. Ostrovski, Dr. Sci. (Eng.), Prof., University of New South Wales, Sidney, Australia

Loris Pietrelli, Dr., Scientist, Italian National Agency for New Technologies, Energy and Sustainable Economic Development, Rome, Italy

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Ekaterina P. Volynkina, Dr. Sci. (Eng.), 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

Головизнин С.М., Петров И.М., Иванцов А.Б. Оптимизация процесса мокрого волочения по критерию запаса прочности 609

Лалетина Е.В., Шадохин К.С. Возможности применения струйного нагрева металла 615

Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Егизарьян Д.К., Цымбалист М.М., Лобанов Д.А. Регулирование шлакового режима выплавки стали в электродуговой печи на основе контроля электрических параметров в ходе окислительного периода плавки 619

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

Митрофанова С.А., Муравьева И.В. Определение хлора в пылеобразных отходах при производстве ферроникеля: анализ и оценивание неопределенности 629

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Коломейченко А.В., Логачев В.Н., Деев В.Б., Дударева Н.Ю. Свойства покрытий, полученных сверхзвуковой электродуговой металлизацией с аэрозольным флюсованием 637

Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Гервасьев М.А., Гусев А.А. Особенности микроструктуры, фазового состава и возможности упрочнения нержавеющей сталей с 13 – 17 % Cr 644

Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием 654

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Москалев Д.Н., Цыганов И.А. Исследование химического состава латунного покрытия стальной проволоки для производства металлокорда 662

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Бялобжеский Н.С., Евтехова О.А., Левицкий И.А. Математическая модель нагрева полосы листового металла атакующими струями 671

Памяти Алексея Варнавьевича Егорова 677

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Goloviznin S.M., Petrov I.M., Ivantsov A.B. Optimization of wet drawing according to the ratio of breaking stress to draw stress 609

Laletina E.V., Shatokhin K.S. The possibility of using jet metal heating 615

Sivtsov A.V., Sheshukov O.Yu., Egizar'yan D.K., Tsymbalist M.M., Lobanov D.A. Slag mode regulation in electric arc furnace based on electrical parameters control during melting oxidation period 619

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

Mitrofanova S.A., Murav'eva I.V. Determination of chlorine in dusty waste in ferronickel production: Analysis and estimation of uncertainty 629

MATERIAL SCIENCE

Kolomeichenko A.V., Logachev V.N., Deev V.B., Dudareva N.Yu. Properties of coatings obtained by supersonic electric arc metallization with aerosol fluxing 637

Pumpyanskii D.A., Pyshmintsev I.Yu., Bityukov S.M., Gervas'ev M.A., Gusev A.A. Features of microstructure, phase composition and strengthening capability of stainless steels with 13 – 17 % Cr 644

Aksenova K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vashchuk E.S., Peregudov O.A. Evolution of structure of rail steel lamellar pearlite under compression deformation 654

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

Moskalev D.N., Tsyganov I.A. Chemical composition of brass coating for steel cord 662

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Byalobzheskii N.S., Evtekhova O.A., Levitskii I.A. Mathematical model of sheet metal strip heating by attacking jets 671

In memory of Aleksei Varnav'evich Egorov 677

**Оригинальная статья**

УДК 621.778.073

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-609-614

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2392>

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА МОКРОГО ВОЛОЧЕНИЯ ПО КРИТЕРИЮ ЗАПАСА ПРОЧНОСТИ

С. М. Головизнин, И. М. Петров, А. Б. Иванцов**Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова** (Россия, 455000, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. Статья является продолжением предшествовавших работ авторов в рамках исследования мокрого волочения. Рассмотрен процесс мокрого тончайшего и нантончайшего волочения стальной латунированной проволоки с целью повышения износостойкости волок. Произведен анализ различного типа волочильного инструмента (твердосплавные волоки, синтетические алмазные волоки, волоки из натуральных алмазов) на предмет актуальности его применения для волочения проволоки малых диаметров. Дана классификация составляющих эксплуатационной стойкости волочильного инструмента. Приведено описание методики исследования, включающее порядок и условия проведения замеров, применявшееся для получения исходных данных промышленное оборудование, а также тип волочильного стана. В работе проведен сравнительный анализ полученных данных с результатами исследований других авторов, полученных для аналогичного волочильного инструмента. Рассчитаны основные характеристики распределения износостойкости (асимметрия, эксцесс, коэффициент вариации). На основе статистического анализа массива экспериментальных данных для выборки объемом более 500 образцов выявлена высокая корреляция износостойкости волок с критерием коэффициента запаса прочности и слабая корреляция с критериями усилия и напряжения волочения. Показано, что оптимальные, т. е. наиболее высокие и стабильные результаты по износостойкости волочильного инструмента достигаются при значениях коэффициента запаса прочности в диапазоне от 1,9 до 2,5. Предложена формула определения значения коэффициента запаса прочности в зависимости от диаметра проволоки, обеспечивающая максимальные значения износостойкости инструмента по маршруту волочения. Полученные результаты рекомендуются к применению при проектировании новых маршрутов мокрого волочения с применением синтетических алмазных волок.

Ключевые слова: коэффициент запаса прочности, синтетические алмазные волоки, износостойкость волок, мокрое волочение, стальная латунированная проволока, усилие волочения, статистический анализ

Для цитирования: Головизнин С.М., Петров И.М., Иванцов А.Б. Оптимизация процесса мокрого волочения по критерию запаса прочности // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 609–614. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-609-614>

Original article

OPTIMIZATION OF WET DRAWING ACCORDING TO THE RATIO OF BREAKING STRESS TO DRAW STRESS

S. M. Goloviznin, I. M. Petrov, A. B. Ivantsov**Nosov Magnitogorsk State Technical University** (38 Lenina Ave., Magnitogorsk, Chelyabinsk Region 455000, Russian Federation)

Abstract. The paper continues the previous authors' works in the field of wet wire drawing. The process of wet fine brass-plated steel wire drawing is considered. The subject of the paper is increase of the wire die wearability. The analysis of various wire drawing tools (hard alloy dies, synthetic diamond dies, natural diamond dies) was carried out for the relevance of its application for small diameter wire drawing. The authors studied the wire die wearability. The research methodology is presented, which include the procedure and conditions for measurements, industrial equipment and type of wire drawing machine. In the paper, the comparative analysis of the experimental data with the results of other authors for similar wire drawing tool was carried out. The authors calculated the main characteristics of the wire die wearability distribution (asymmetry, kurtosis, coefficient of variation). A statistical analysis of the array of experimental data for selection of more than 500 samples was performed. A high correlation of the drawing die wearability with the ratio of breaking stress to draw stress and a weak correlation with the drawing force and stress were revealed. The highest and most stable die life results are achieved when ratio of breaking stress to draw stress has values of 1.9 – 2.5. A formula was proposed for determining the optimal value of the ratio of breaking stress to draw stress, depending on the wire diameter. The formula allows one to determine the maximum die wearability values, depending on the wire drawing schedule. The work results can be used when designing new wet wire drawing schedules using synthetic diamond dies.

Keywords: ratio of breaking stress to draw stress, synthetic diamond wire drawing dies, die wearability, wet wire drawing, brass-plated steel wire, drawing force, statistical analysis

For citation: Goloviznin S.M., Petrov I.M., Ivantsov A.B. Optimization of wet drawing according to the ratio of breaking stress to draw stress. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 609–614. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-609-614>

ВВЕДЕНИЕ

Стойкость волочильного инструмента является фактором, во многом определяющим производительность волочильных машин и затраты на производство проволоки. Стойкость монолитных волок при волочении стальной проволоки зависит от материала волокна и используемых смазок [1]. При волочении применяются твердосплавные и алмазные монолитные волокна. Твердосплавные волокна дешевле и проще в эксплуатации; алмазные волокна дороже, но обладают большей износостойкостью. При волочении стальной проволоки применяются волокна как из поликристаллических синтетических алмазов, так и из натуральных алмазов. Волокна из искусственных алмазов дешевле, но обладают меньшей износостойкостью. К преимуществам волок из искусственных поликристаллических алмазов можно отнести более равномерный износ поверхности, к недостаткам – некоторое снижение качества поверхности по сравнению с волокнами из натуральных алмазов [2, 3].

Рубеж тончайшего (диаметр проволоки 0,2 – 0,4 мм по ГОСТ 2333-80) и наитончайшего (0,1 – 0,2 мм) волочения определяет возможность использования сухого (более 0,4 мм) и мокрого волочения, а также эффективность применения твердосплавных волок (более 0,1 мм), волок из природных алмазов (целесообразно использовать при диаметре проволоки менее 0,2 мм, поскольку для данных диаметров они имеют сопоставимую с синтетическими износостойкость и обеспечивают лучшее качество поверхности) и синтетических алмазов. В данном диапазоне диаметров принципиальный выбор вида волочения и используемого инструмента определится даже незначительным превышением его эффективности над другими, что может быть достигнуто за счет выбора оптимального значения параметров технологического процесса.

Эксплуатационная стойкость, как критерий выхода волок из строя по любым причинам, является ключевым показателем экономической эффективности работы волочильного инструмента [4] и определяется количеством проволоки, протянутой до выхода волокна из строя. В работе рассмотрена износостойкость, являющаяся базовой составляющей эксплуатационной стойкости и определяемая как количество проволоки, протянутой до выхода диаметра калибрующей зоны волокна из поля допуска.

Метод исследования

Данная работа продолжает анализ результатов исследований, опубликованных авторами ранее [5 – 7], и основана на обработке массива экспериментальных данных испытаний более 500 образцов поликристаллических синтетических алмазных волок (тип Т по ГОСТ 6271-90) на предмет эксплуатационной стой-

кости и ее составляющих. Полученные для анализа параметры:

- усилие вытяжки (затяжка на разрывной машине, аналогичная по величине обжатия на маршруте);
- фактическое разрывное усилие (там же);
- масса протянутой проволоки до выхода волокна из строя (килограммы, с последующим переводом в длину протянутой проволоки, при принятом значении плотности стали 7820 кг/м³).

Мокрое волочение стальной латунированной проволоки производилось до диаметров 0,180 мм ($\sigma_b = 2350 - 2940$ Н/мм²) и 0,265 мм ($\sigma_b = 2350 - 2840$ Н/мм²), согласно ГОСТ 14311-85, с допуском по диаметру $\pm 0,01$ мм.

В качестве заготовки применялась патентованная проволока из стали 70 диаметрами 1,00 и 1,05 мм. Латунирование производилось перед волочильным переделом. Волочение латунированной проволоки осуществлялось на 21-кратном стане, не имеющем обводных барабанов, предназначенном для волочения стальной проволоки диаметром 0,15, 0,18, 0,22 и 0,27 мм со скоростью 6,6 м/с с использованием эмульсии из смазки «Олон-технический». Вытяжка, начиная со второго прохода, для всех волок составляла $\sim 1,18$.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно первичной обработке экспериментальных данных, выявлены следующие составляющие эксплуатационной стойкости (классификация по И.А. Юхвеву):

- износостойкость (90,7 % массива данных, определялась как выход за заданную величину размера канала волокна);
- стойкость до разрушения (7,2 % массива данных, определялась как невозможность продолжения эксплуатации, где две трети приходились на обрывы, остальные на затяжки и др.);
- стойкость до налипания (2,1 % массива данных, в основном причинами являлись высветленные участки от задиров).

На рис. 1 показано фактическое распределение износостойкости для каждого диаметра рассматриваемых маршрутов от минимального до максимального значения – границы диапазонов от наименьшего до наибольшего значения износостойкости из исходного массива данных для каждого диаметра анализируемых маршрутов. Из массива были исключены значения, соответствующие стойкости до разрушения, а также значения износостойкости, признанные выбросами при проверке по критерию Романовского с доверительной вероятностью 95 %. Линия 5 на рис. 1 является линией тренда для объединенного массива данных, построенная по средним значениям износостойкости двух маршрутов.

Наблюдаемое изменение износостойкости по рассматриваемым маршрутам волочения, с ее ростом

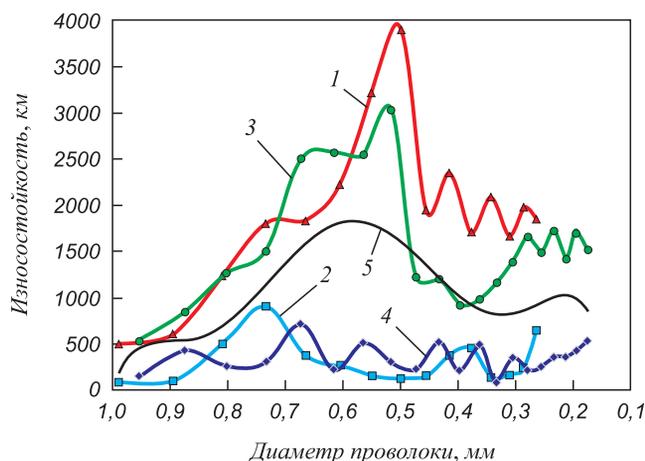


Рис. 1. Максимальная и минимальная износостойкость волок по диаметрам:

1 и 2 – маршрут 1,050 – 0,265 мм, максимальная и минимальная износостойкость соответственно; 3 и 4 – маршрут 1,000 – 0,176 мм, максимальная и минимальная износостойкость соответственно; 5 – полиномиальная линия тренда средних значений износостойкости обоих маршрутов

Fig. 1. Maximum and minimum wearability of dies by diameters: 1 and 2 – wire drawing schedule 1.050 – 0.265 mm, maximum and minimum wearability, respectively; 3 and 4 – wire drawing schedule 1.000 – 0.176 mm, maximum and minimum die wearability, respectively; 5 – polynomial trend line of average values of die wearability for both wire drawing schedules

в начале маршрута и последующим резким снижением и стагнацией, вызвано действием ряда противоположно влияющих факторов [3, 8 – 11]. Увеличение давления смазки на входе в волоку с ростом скорости волочения приводит к улучшению условий смазки и снижению коэффициента трения и износа волок. Упрочнение проволоки, рост ее температуры и уменьшение количества захватываемой проволокой смазки с увеличением скорости проволоки ухудшают условия трения и приводят к снижению износостойкости волок [12 – 14].

Так, с ростом скорости волочения в первой половине маршрута увеличивается давление смазки на входе в волоку, что приводит к улучшению условий смазки, снижению неравномерности деформации [15] и, в конечном итоге, снижению коэффициента трения и износа волок с достижением максимальной износостойкости для диаметров 0,50 – 0,55. Далее в ходе процесса волочения уменьшается количество захватываемой проволокой смазки, что ухудшает условия трения во второй половине маршрута [16, 17]. Упрочнение проволоки и рост ее температуры [12 – 14] по маршруту волочения также приводит к снижению износостойкости волок.

В итоге, наблюдаемая тенденция роста износостойкости в начале маршрута волочения вызвана преобладанием фактора увеличения давления смазки на входе в волоку с ростом скорости волочения. В конце маршрута, с увеличением температуры, скорости во-

лочения и наклепа, преобладают факторы уменьшения вязкости смазки, снижения количества захватываемой смазки и роста наклепа проволоки [8].

Для объединенного массива значений износостойкости по рассматриваемым маршрутам характерны высокие показатели положительной асимметрии $A_s = 1,05$ и коэффициента эксцесса $E_x = 0,71$. Рассчитанные значения коэффициента вариации для показателей износостойкости по каждому диаметру рассматриваемых маршрутов свидетельствуют о неоднородности части анализируемых данных: для маршрута 0,176 мм коэффициент вариации находится в пределах 19,14 – 53,76 %, для маршрута 0,265 мм – 22,81 – 76,17 %. Данные показатели указывают на значительный потенциал повышения износостойкости при оптимизации условий волочения.

Также произведено сравнение максимальной стойкости (рис. 2) соответствующих участков анализируемых маршрутов (см. рис. 1, линии 1 и 3) с известными маршрутами для синтетических алмазных волок типа Т по ГОСТ 6271-90 и волок из природных алмазов на больших массивах выборки (более 130 тыс. и более 12 тыс. образцов соответственно) [4]. В маршрутах, приведенных из работы [4], остальная часть волок не представлена, так как волочение производилось на твердосплавных волоках.

Стоит указать на характерное монотонное снижение стойкости для всех рассматриваемых маршрутов. Имеющиеся различия в значениях стойкости для близ-

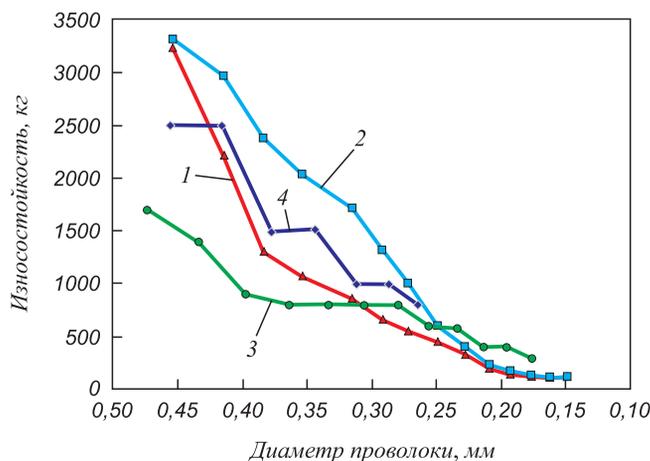


Рис. 2. Сравнение стойкости анализируемых волок с известными данными:

1 – стойкость природных алмазов [4]; 2 – стойкость поликристаллических синтетических алмазов [4]; 3 – маршрут 1,000 – 0,176 мм, максимальная стойкость (см. рис. 1, линия 3); 4 – маршрут 1,050 – 0,265 мм, максимальная стойкость (см. рис. 1, линия 1)

Fig. 2. Comparison of wearability of the analyzed dies with published data:

1 – wearability of natural diamonds according to [4]; 2 – wearability of polycrystalline synthetic diamonds according to [4]; 3 – schedule 1.000 – 0.176 mm, maximum wearability (Fig. 1, line 3); 4 – schedule 1.050 – 0.265 mm, maximum wearability (Fig. 1, line 1)

ких диаметров (см. рис. 1, кривые 2 и 3) можно объяснить особенностями построения маршрутов.

Использование усилия вытяжки или напряжения вытяжки в качестве параметра для оптимизации по результатам корреляционного анализа их взаимосвязи с износостойкостью было признано неэффективным. Значения коэффициентов корреляции составили 0,12 и 0,22 для усилия вытяжки и напряжения вытяжки соответственно, что говорит о слабой корреляции согласно шкале Чеддока.

В связи с этим, авторами была предпринята попытка поиска иного критерия, характеризующего изменение износостойкости волок при мокром волочении. Как наиболее эффективный был выявлен критерий коэффициента запаса прочности γ , являющийся отношением временного сопротивления к усилию волочения. Поскольку в числителе приводится временное сопротивление проволоки, это позволяет учитывать наклеп по маршруту.

Определение зависимости износостойкости от коэффициента запаса прочности производилось для объединенного массива с исключением значений, признанных выбросами по критерию Романовского (рис. 3). Рост износостойкости идет пропорционально повышению коэффициента запаса прочности, с достижением максимума для диапазона значений $\gamma = 1,9 - 2,5$. Дальнейший рост коэффициента запаса прочности критически ухудшает величину износостойкости до порядка 10^6 м для обоих маршрутов (10,2 % значений с $\gamma > 2,5$). Это преимущественно можно объяснить ростом растягивающих напряжений при малых обжатиях [18], снижающих ресурс волокна и способствующий ее расколу.

Также на рис. 3 затемнениями выделены три нижние границы области, которые, согласно работе [1], наиболее эффективны:

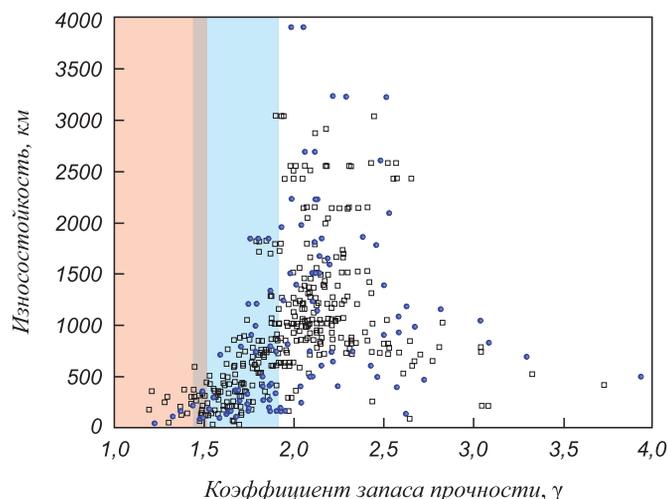


Рис. 3. Зависимость износостойкости от коэффициента запаса прочности для обоих маршрутов

Fig. 3. Dependence of wearability on the ratio of breaking stress to draw stress for both wire drawing schedules

- для диаметров проволоки более 1,0 мм – $\gamma > 1,4$;
- для диаметров 1,0 – 0,4 мм – $\gamma > 1,5$;
- для диаметров 0,4 – 0,1 мм – $\gamma > 1,8$.

Это в целом согласуется с приведенной рекомендацией $\gamma > 1,9$ для охвата диаметров 0,176 – 1,000 мм. Для маршрута 0,176 мм 33 % диаметров относились к диаметрам менее 0,4 мм, что соответствовало $\gamma > 1,8$, для маршрута 0,270 мм – соответственно 20 %. Таким образом, подавляющая часть данных (см. рис. 3) соответствует критерию Перлина $\gamma > 1,5$.

Из массива данных получена кривая (рис. 4) соответствия максимальной износостойкости, в 2 – 3 раза выше среднего, что обеспечивает эффективность использования синтетических поликристаллических алмазных волок и определяет принципиальный выбор типа волок в данном диапазоне диаметров обрабатываемой проволоки.

Формализация приведенных выше рекомендаций методом регрессионного анализа позволила получить следующее уравнение, характеризующее зависимость между диаметром проволоки по маршруту волочения и коэффициентом запаса прочности:

$$\gamma = -3,6275d^3 + 6,755d^2 - 4,2368d + 2,9051, \quad (1)$$

где γ – коэффициент запаса прочности; d – диаметр проволоки по маршруту мокрого тончайшего и наитончайшего волочения латунированной высокоуглеродистой проволоки.

Рекомендуемые значения коэффициента запаса прочности, полученные по данной зависимости, имеют

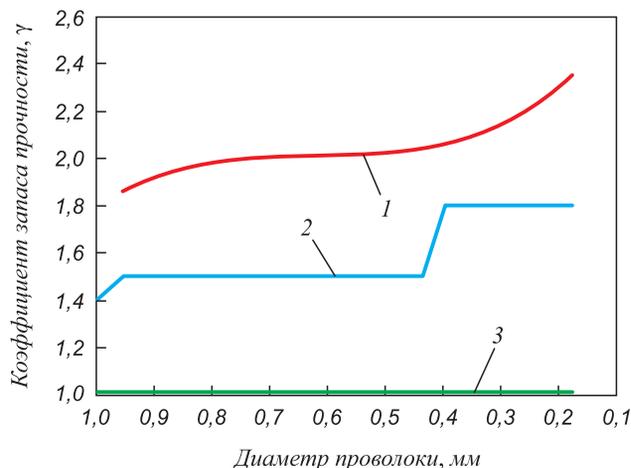


Рис. 4. Зависимость коэффициента запаса прочности от диаметра латунированной проволоки:

- 1 – значения коэффициента запаса прочности, полученные по уравнению (1); 2 – рекомендации по Перлину; 3 – минимальное допустимое значение коэффициента запаса прочности

Fig. 4. Dependence of the ratio of breaking stress to draw stress on diameter of brass-plated wire:

- 1 – values of the the ratio of breaking stress to draw stress obtained by equation (1); 2 – Perlin recommendations; 3 – minimum allowable value of the ratio of breaking stress to draw stress

ют схожую тенденцию с рекомендуемыми значениями по Перлину (см. рис. 4), а также аналогичны критериям, заявленным в модели многократного волочения со скольжением [19] проволоки тончайших размеров (микропроволоки).

Полученное авторами уравнение определяет величину коэффициента запаса прочности, обеспечивающую, с учетом масштабного фактора для процессов в тонкой, тончайшей и микропроволоке [20], максимальную износостойкость для определенного диаметра латунированной проволоки. Это может быть использовано при разработке маршрутов волочения латунированной проволоки.

Выводы

Увеличение износостойкости в начале маршрута вызвано повышением давления смазки на входе в волоку с ростом скорости проволоки. Последующее резкое снижение и стагнация связаны с ростом температуры на контактной поверхности волоки вследствие увеличения скорости протяжки и наклепа проволоки, а также с уменьшением захвата смазки проволокой при увеличении ее скорости, что приводит к значительному ухудшению условий смазки на второй половине маршрута.

Анализ взаимосвязи параметров усилие вытяжки и напряжение к износостойкости показал неудовлетворительный результат – низкую силу корреляции по шкале Чеддока. Это привело к необходимости использования нового показателя – коэффициента запаса прочности γ .

Предложенный комплексный показатель – коэффициент запаса прочности γ позволил выделить эффективный диапазон $\gamma = 1,9 - 2,5$, обеспечивающий максимальную величину износостойкости.

Выход γ за границы диапазона $\gamma = 1,9 - 2,5$ приводит к снижению износостойкости. В частности, увеличение γ определяет выход на низкие значения порядка 10^6 м и менее, с получением большого разброса износостойкости за счет роста растягивающих напряжений, способствующих расколу волоки.

Получена зависимость коэффициента запаса прочности γ от диаметра латунированной проволоки, обеспечивающая максимальную износостойкость по подобным маршрутам мокрого волочения, где характер распределения коэффициента запаса прочности по маршруту согласуется с рекомендациями Перлина. Уравнение может быть использовано при разработке маршрутов волочения латунированной проволоки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. Москва: Металлургия, 1971. 448 с.
2. Enghag P. *Steel Wire Technology*. Örebro: Applied materials technology, Materialteknik HB. 2002. 311 p.
3. Wright R.N. *Wire Technology: Process Engineering and Metallurgy*. Oxford: Butterworth-Heinemann (Elsevier), 2011. 320 p.
4. Стальная проволока / Х.Н. Белалов, А.А. Клековкин, Н.А. Клековкина, Г.С. Гун, А.Г. Корчунов, М.А. Полякова. Магнитогорск: Издательство МГТУ им. Г.И. Носова, 2011. 689 с.
5. Головизнин С.М., Харитонов В.А. Оценка неоднородности деформации при высокоскоростном волочении проволоки с применением волновой теории пластичности // Известия вузов. Черная металлургия. 2007. № 4. С. 70.
6. Харитонов В.А., Головизнин С.М., Столяров А.Ю. Влияние скорости протяжки на условия волочения со скольжением и качество тонкой высокоуглеродистой проволоки // Производство проката. 2007. № 7. С. 23–29.
7. Головизнин С.М. Совершенствование технологии изготовления высокопрочной проволоки на основе моделирования температурно-деформационных режимов высокоскоростного мокрого волочения: Диссертация ... кандидата технических наук. Магнитогорск, 2005. 139 с.
8. Харитонов В.А., Головизнин С.М. Влияние скорости на свойства и режимы волочения тонкой высокопрочной проволоки // Сталь. 2007. № 7. С. 86–87.
9. Lee S.-K., Lee S.-B., Kim B.-M. Process design of multi-stage wet wire drawing for improving the drawing speed for 0.72 wt % C steel wire // *Journal of Materials Processing Technology*. 2010. Vol. 210. No. 5. P. 776–783. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.01.007>
10. Enghag P., Larsson R., Pettersson K. An investigation into the forces and friction in wire drawing // *Wire Industry*. 2001. Vol. 69. No. 809. P. 272–277.
11. Camenchi J., Cristescu N., Sandru N. Contributii privind trefilarea sirmei cu mare viteza // *Cercetari Metalurgice*. 1979. Vol. 20. P. 401–406.
1. Perlin I.L., Ermanok M.Z. *Theory of Drawing*. Moscow: Metallurgy, 1971, 448 p. (In Russ.).
2. Enghag P. *Steel Wire Technology*. Örebro: Applied materials technology, Materialteknik HB, 2002, 311 p.
3. Wright R.N. *Wire Technology: Process Engineering and Metallurgy*. Oxford: Butterworth-Heinemann (Elsevier), 2011, 320 p.
4. Belalov Kh.N., Klekovkin A.A., Klekovkina N.A., Gun G.S., Korchunov A.G., Polyakova M.A. *Steel Wire: Monograph*. Magnitogorsk: Nosov MSTU, 2011, 689 p. (In Russ.).
5. Goloviznin S.M., Kharitonov V.A. Estimation of strain inhomogeneity in high-speed wire drawing using the wave theory of plasticity. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007, no. 4, p. 70. (In Russ.).
6. Kharitonov V.A., Goloviznin S.M., Stolyarov A.Yu. Influence of broach speed on conditions of drawing with sliding and quality of thin high-carbon wire. *Proizvodstvo prokata*. 2007, no. 7, pp. 23–29. (In Russ.).
7. Goloviznin S.M. *Improving the technology of manufacturing high-strength wire based on simulation of temperature-strain modes of high-speed wet drawing: Cand. Tech. Sci. Diss.* Magnitogorsk, 2005, 139 p. (In Russ.).
8. Kharitonov V.A., Goloviznin S.M. Influence of speed on the properties and modes of drawing thin high-strength wire. *Stal'*. 2007, no. 7, pp. 86–87. (In Russ.).
9. Lee S.-K., Lee S.-B., Kim B.-M. Process design of multi-stage wet wire drawing for improving the drawing speed for 0.72 wt % C steel wire. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, no. 5, pp. 776–783. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.01.007>
10. Enghag P., Larsson R., Pettersson K. An investigation into the forces and friction in wire drawing. *Wire Industry*. 2001, vol. 69, no. 809, pp. 272–277.
11. Camenchi J., Cristescu N., Sandru N. Contributii privind trefilarea sirmei cu mare viteza. *Cercetari Metalurgice*. 1979, vol. 20, pp. 401–406. (In Romanian).

12. Golis B., Pilarczyk J.W., Muskalski Z., Dyja H. Strain rate in wire drawing process // *Wire Industry*. 2004. Vol. 71. No. 840. P. 200–206.
13. Ford E.H. Das Drahtziehverfahren. Ein Ruckblick auf fundamentale Prinzipien // *Draht*. 1982. Vol. 33. No. 5. P. 353–355.
14. Lancaster P.R., Smith B.F. High speed wire drawing // *Wire Industry*. 1974. Vol. 41. No. 491. P. 933–937.
15. Tseng Ampere A., Wang Shi R., Lau A.C.W. Local variations of strain and strain rate in roll bite region during rolling of steels // *Journal of Engineering Materials and Technology*. 1998. Vol. 120. No. 1. P. 86–96. <https://doi.org/10.1115/1.2806843>
16. Person L.E. Drawing wire with a smaller die angle // *Wire Industry*. 2004. Vol. 71. No. 846. P. 437.
17. Durante M., Zangella A., Capuce M. Ziehsteinverschleiss beim Ziehen hochgekoelter Stahldrahte // *Draht*. 2001. Vol. 52. No. 5. P. 22–25.
18. Cristescu N. Plastic flow through conical converging dies, using a viscoplastic constitutive equation // *International Journal of Mechanical Sciences*. 1975. Vol. 17. No. 6. P. 425–433. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(75\)90040-5](https://doi.org/10.1016/0020-7403(75)90040-5)
19. Бондаренко Г.Г., Волков А.В. Разработка и реализация модели процесса многократного волочения микропровода // *Наукоемкие технологии*. 2002. № 5. С. 19–23.
20. Кулеша В.А. Разработка научных основ формирования свойств высококачественных метизов и создание эффективных технологий их производства: Диссертация ... доктора технических наук. Москва, 2000. 69 с.
12. Golis B., Pilarczyk J.W., Muskalski Z., Dyja H. Strain rate in wire drawing process. *Wire Industry*. 2004, vol. 71, no. 840, pp. 200–206.
13. Ford E.H. Das Drahtziehverfahren. Ein Ruckblick auf fundamentale Prinzipien. *Draht*. 1982, vol. 33, no. 5, pp. 353–355. (In Germ.).
14. Lancaster P.R., Smith B.F. High speed wire drawing. *Wire Industry*. 1974, vol. 41, no. 491, pp. 933–937.
15. Tseng Ampere A., Wang Shi R., Lau A.C.W. Local variations of strain and strain rate in roll bite region during rolling of steels. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 1998, vol. 120, no. 1, pp. 86–96. <https://doi.org/10.1115/1.2806843>
16. Person L.E. Drawing wire with a smaller die angle. *Wire Industry*. 2004, vol. 71, no. 846, pp. 437.
17. Durante M., Zangella A., Capuce M. Ziehsteinverschleiss beim Ziehen hochgekoelter Stahldrahte. *Draht*. 2001, vol. 52, no. 5, pp. 22–25. (In Germ.).
18. Cristescu N. Plastic flow through conical converging dies, using a viscoplastic constitutive equation. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1975, vol. 17, no. 6, pp. 425–433. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(75\)90040-5](https://doi.org/10.1016/0020-7403(75)90040-5)
19. Bondarenko G.G., Volkov A.V. Development and realization of a model for multiple drawing of microwire. *Naukoemkie tekhnologii*. 2002, no. 5, pp. 19–23. (In Russ.).
20. Kulesha V.A. *Development of scientific foundations for the formation the properties of high-quality hardware and creation of effective technologies for their production: Dr. Tech. Sci. Diss.* Moscow, 2000, 69 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Сергей Михайлович Головизнин, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой металлургии и стандартизации, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0002-4751-9198

E-mail: smgoloviznin@magtu.ru

Игорь Михайлович Петров, к.т.н., доцент, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0003-4400-0056

E-mail: petrov.mgtu@gmail.com

Артем Борисович Иванцов, к.т.н., доцент кафедры металлургии и стандартизации, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ORCID: 0000-0002-4504-3739

E-mail: art.belor@yandex.ru

Sergei M. Goloviznin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair "Metallurgy and Standardization", Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0002-4751-9198

E-mail: smgoloviznin@magtu.ru

Igor' M. Petrov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0003-4400-0056

E-mail: petrov.mgtu@gmail.com

Artem B. Ivantsov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Metallurgy and Standardization", Nosov Magnitogorsk State Technical University

ORCID: 0000-0002-4504-3739

E-mail: art.belor@yandex.ru

Вклад авторов

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

С. М. Головизнин – руководство работой, предоставление исходных данных, формирование основной концепции.

И. М. Петров – статистическая обработка данных, анализ полученных результатов, общая редакция работы.

А. Б. Иванцов – обзор литературы, анализ технологического процесса, анализ полученных результатов.

S. M. Goloviznin – scientific guidance, initial data provision, formation of the main concept.

I. M. Petrov – statistical data processing, analysis of the received data, general editing of the text.

A. B. Ivantsov – literature review, analysis of the technological process and received data.

Поступила в редакцию 24.03.2022

После доработки 25.04.2022

Принята к публикации 28.06.2022

Received 24.03.2022

Revised 25.04.2022

Accepted 28.06.2022



Краткое сообщение

УДК 621.785

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-615-618

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2393>



ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ СТРУЙНОГО НАГРЕВА МЕТАЛЛА

Е. В. Лалетина, К. С. Шатохин

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

Аннотация. Международная металлургическая ассоциация World Steel Association (Worldsteel) опубликовала обзор, касающийся ситуации на мировом рынке стали. Согласно данным за 2021 г., производство стали снизилось на 1 % (до 1,83 млрд т). Сокращение объемов производства стали на мировой арене является следствием резких колебаний рыночной конъюнктуры, связанной с пандемией. При необходимости экстренного наращивания объемов производства металлопроката, по-прежнему актуальны вопросы равномерности нагрева металла перед прокаткой, штамповкой и ковкой, а также совершенствование тепловой работы устройств для нагрева поверхности слэбов, которые позволят упростить конструкцию нагревательных устройств, уменьшить затраты на нагрев и строительство. Одним из способов совершенствования процесса нагрева и увеличения объемов производства металлопроката является применение струйного нагрева. В данной работе показаны результаты моделирования нагрева металла струями азота в круговой расстановке.

Ключевые слова: струйный нагрев, щелевидные сопла, соударение струи, струи азота, угар металла, Ansys Fluent, RNG k - ϵ модель

Для цитирования: Лалетина Е.В., Шатохин К.С. Возможности применения струйного нагрева металла // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 615–618. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-615-618>

Short report

THE POSSIBILITY OF USING JET METAL HEATING

E. V. Laletina, K. S. Shatokhin

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

Abstract. The international metallurgical World Steel Association has published new data that reviewing the situation in the global steel market. According to the published data for 2021 the production of steel on the world market decreased by 1 % (to 1.83 billion tons). The reduction in steel production on the world stage is the result of sharp fluctuations in market conditions associated with the pandemic. If it is necessary to urgently increase the volume of rolled metal production, the issues of uniformity of metal heating before rolling, stamping and forging, as well as improving the thermal operation of devices for heating the surface of slabs (which will simplify the design of heating devices, reduce the cost of heating and construction), are still relevant. One way to improve the heating process and increase the production of rolled metal is to use jet heating. This paper shows the results of modeling metal heating with nitrogen jets.

Keywords: jet heating, slot-like nozzle, jet collision, nitrogen jets, metal waste, Ansys Fluent, RNG k - ϵ model

For citation: Laletina E.V., Shatokhin K.S. The possibility of using jet metal heating. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 615–618. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-615-618>

На сегодняшний день основными проблемами при нагреве слэбов остаются угар металла, обезуглероживание, низкая производительность, высокий расход топлива, нерациональное распределение производственных площадей и т. п. [1]. Перечисленные проблемы оказывают сильное влияние на производственные мощности предприятия и конечный результат.

Исследователи по всему миру изучают возможности струйного нагрева, поскольку данный вид нагрева является весьма перспективным способом организации

процесса передачи теплоты от газообразного носителя к нагреваемым изделиям.

Взаимодействие системы струй с поверхностью металла в замкнутом объеме рабочего пространства печи представляет собой сложный процесс: при соударении струй о поверхность нагреваемого материала появляются зоны циркуляции газов, а отраженные газы вовлекаются обратно в набегающие струи. Эта циркуляция способствует повышению равномерности нагрева поверхности металла.

В представленном исследовании предлагается рассмотреть способ нагрева металла струями высокотемпературного азота с помощью плоских настильных струй в круговой расстановке. Для нагрева стального сляба предлагается использовать азот, который будет выполнять функцию защитной атмосферы и теплоносителя [2].

В расчетах использовалось круговое расположение сопел при различном расстоянии от среза сопла до поверхности металла. В представленной конфигурации эта величина являлась определяющей.

Исходные данные, которые применялись в ходе расчетов:

- нагреваемый материал – сляб Ст3;
- расстояние от сечения сопла до поверхности – 700 и 1000 мм;
- температура истекающего азота T_0 – 650 К;
- начальная температура – 20 °С;
- скорость истечения азота – 30 м/с;
- стенки сопел являются адиабатическими;
- давление в камере – 1 атм (0,101 МПа);
- используемая модель турбулентности – RNG k - ε модель.

Уравнения RNG модели имеет следующий вид [3 – 4]:

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial t}(\rho k) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho k \bar{u}_i) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(a_k \mu_{eff} \frac{\partial k}{\partial x_j} \right) + \\ + G_k + G_b - \rho \varepsilon - Y_M + S_k; \\ \frac{\partial}{\partial t}(\rho \varepsilon) + \frac{\partial}{\partial x_i}(\rho \varepsilon \bar{u}_i) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(a_\varepsilon \mu_{eff} \frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j} \right) + \\ + C_{1\varepsilon} \frac{\varepsilon}{k} (G_k + C_{3\varepsilon} G_b) - C_{2\varepsilon} \rho \frac{\varepsilon^2}{k} - R_\varepsilon + S_\varepsilon. \end{cases}$$

где a_k, a_ε – обратные эффективные числа Прандтля для k и ε ; μ_{eff} – эффективная вязкость; G_k – турбулентная кинетическая энергия, образованная от средних градиентов скорости; S – инвариант тензора деформаций; ρ – плотность; \bar{u}_i – усредненная скорость; $C_{1\varepsilon} = 1,42$; $C_{2\varepsilon} = 1,68$; $C_{3\varepsilon}$ – константа, определяющая степень воздействия выталкивающей силы на ε , $C_{3\varepsilon} = 1$ для слоев жидкости, для которых направление скорости жидкости параллельно вектору гравитации, $C_{3\varepsilon} = 0$ для слоев жидкости, для которых направление скорости жидкости перпендикулярно вектору гравитации; k – кинетическая энергия; G_b – кинетическая энергия выталкивающей силы; G_k – турбулентная кинетическая энергия, образованная от средних градиентов скорости; Y_M – вклад переменного расширения при турбулентности сжатия в общую скорость диссипации.

Главное отличие RNG модели от стандартной заключается в дополнительном члене в уравнении для ε . Показатель R_ε вычисляется по формуле

$$R_\varepsilon = \frac{C_\mu \rho \eta^3 \left(1 - \frac{\eta}{\eta_0} \right) \varepsilon^2}{1 + \beta \eta^3} \frac{\varepsilon^2}{k},$$

где $\eta = \frac{Sk}{\varepsilon}$; $\eta_0 = 4,38$; $\beta = 0,012$.

Модель турбулентности RNG k - ε создана на базе стандартной k - ε модели. Данная модель имеет ряд преимуществ, которые позволяют улучшить точность решения уравнений для потоков с большими касательными напряжениями трения, а также более качественно рассчитывать турбулентные течения с низким числом Рейнольдса [5].

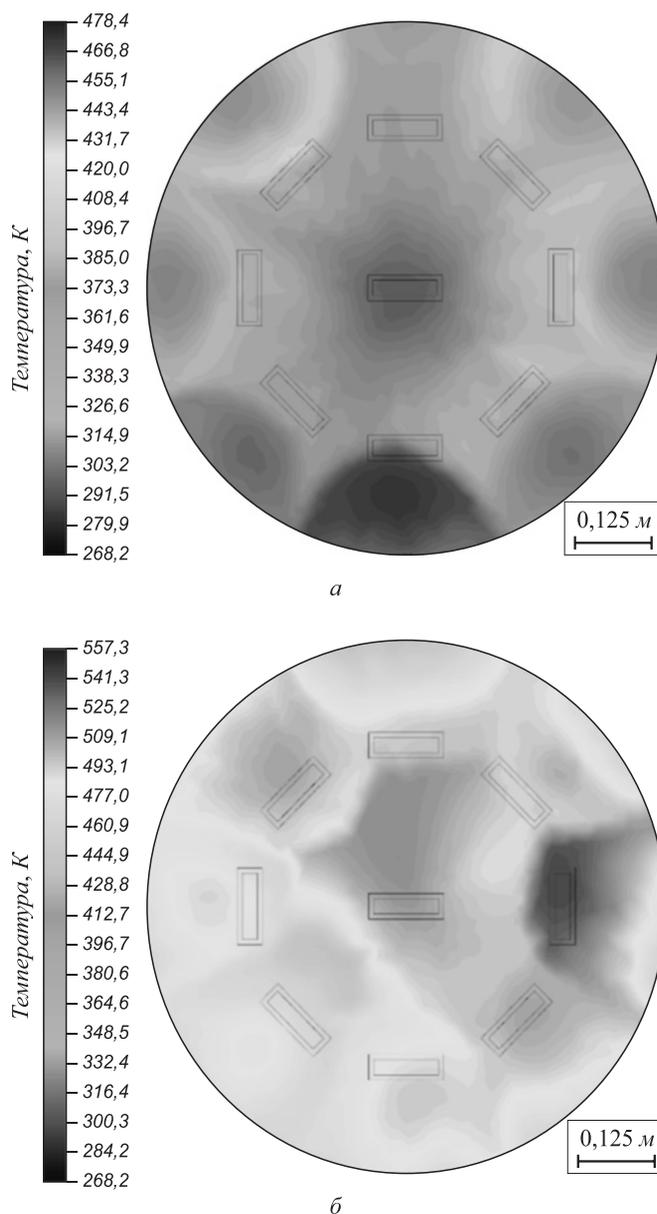


Рис. 1. Распределение температуры на плоской поверхности при расстоянии от среза сопла до поверхности 1000 (а) и 700 (б) мм

Fig. 1. Distribution of temperature on a flat surface at a distance from the nozzle exit to the surface of 1000 (a) and 700 (b) mm

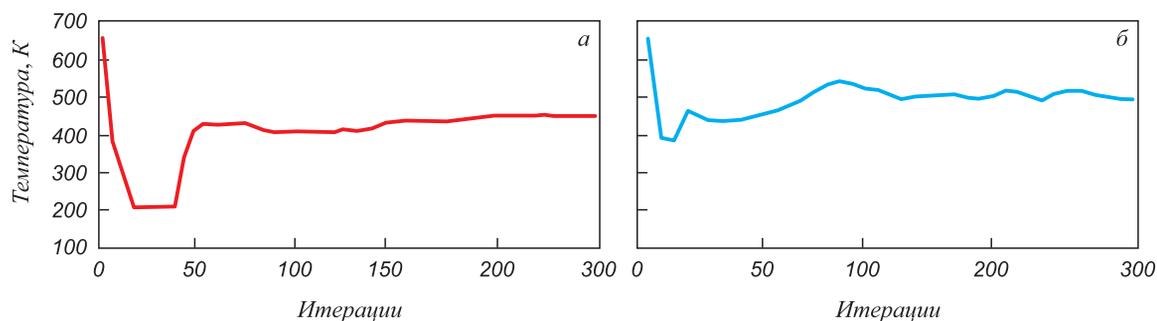


Рис. 2. Средневзвешенная температура на пластине для круговой конфигурации с расстоянием от среза сопла до поверхности в 1000 (а) и 700 (б) мм

Fig. 2. Weighted average plate temperature for circular configuration with a distance from the nozzle exit to the surface of 1000 (a) and 700 (б) mm

На рис. 1 показано расположение сопел, а также распределение температуры при расстоянии от среза сопла до поверхности 1000 и 700 мм.

Данные о распределении контуров температуры в круговой расстановке при расстоянии 700 мм показали, что центральный поток не успевает развиваться, и его смещение значительно сказывается на равномерности нагрева на всем участке. Увеличение расстояния от среза сопла до поверхности металла позволяет потоку распределяться более равномерно, не смещая боковые потоки, что продемонстрировано на графике распределения контуров температуры для конфигурации при расстоянии 1000 мм.

На рис. 2 продемонстрированы данные средневзвешенной температуры на поверхности. При достаточном количестве итераций средневзвешенная

температура устанавливается на одном уровне 450 или 500 К. Результаты расчетов средневзвешенной температуры показали, что при расстановке с расстоянием 1000 мм температура быстрее выходит на стационарный режим, чем при расположении сопел с расстоянием до поверхности 700 мм. В первом случае колебания температуры достигают 1,0 К, во втором – 23 К.

Выводы

Проведенное исследование показывает картину газодинамики при взаимодействии сопел в круговом расположении. Полученные результаты позволяют определить наиболее выгодную конфигурацию сопел для нагрева металла.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Кондрашенко С.И. Исследование и разработка способа нагрева стальной ленты струями высокотемпературного азота: Диссертация ... кандидата технических наук. Москва, 2020. 157 с.
2. ГОСТ 9293-74. Азот газообразный и жидкий. Технические условия. Дата введения 1976-01-01. Москва: Стандартинформ, 2007. 15 с.
3. Коркодинов Я.А. Обзор семейства k-ε моделей для моделирования турбулентности // Вестник ПНИ-ПУ. 2013. № 2. С. 5–16.
4. Orszag S.A., Yakhot V., Flannery W.S., Boysan F., Choudhury D., Maruzewski J., Patel B. Renormalization group modeling and turbulence simulation // Proceedings of the Int. Conf. on Near-Wall Turbulent Flows, 15–17 March, 1993, Tempe, Arizona, USA, 1993. P. 1031–1046.
5. Сакорсин Р., Попов С.А. Улучшение аэродинамических характеристик комбинированного крыла путем добавления треугольного выступа // Электронный журнал «Труды МАИ». 2013. № 65. URL: <https://mai.ru/upload/iblock/f69/f69f3f7434eaccf0cec7745356983f9c.pdf>
1. Kondrashenko S.I. *Research and development of a method for heating a steel strip with jets of high-temperature nitrogen: Cand. Tech. Sci. Diss.* Moscow: 2020, 157 p. (In Russ.).
2. *GOST 9293-74. Gaseous and liquid nitrogen. Technical conditions.* Introduced 1976-01-01. Moscow: Standartinform, 2007, 15 p. (In Russ.).
3. Korkodinov Ya.A. Review of a family of k-ε models for turbulence modeling. *Vestnik PNI-PU*. 2013, no. 2, pp. 5–16. (In Russ.).
4. Orszag S.A., Yakhot V., Flannery W.S., Boysan F., Choudhury D., Maruzewski J., Patel B. Renormalization group modeling and turbulence simulation. *Proceedings of the Int. Conf. on Near-Wall Turbulent Flows, 15–17 March, 1993, Tempe, Arizona, USA, 1993*, pp. 1031–1046.
5. Sakornsin R., Popov S.A. Improving the aerodynamic characteristics of a combined wing with addition of triangular protrusion. *Electronic Journal "Trudy MAI"*. 2013, no. 65. Available at URL: <https://mai.ru/upload/iblock/f69/f69f3f7434eaccf0cec7745356983f9c.pdf> (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Екатерина Витальевна Лалетина, аспирант кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: laletina1992@mail.ru

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

Константин Станиславович Шатохин, к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
E-mail: temp@misis.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

Поступила в редакцию 08.06.2022
После доработки 13.06.2022
Принята к публикации 20.06.2022

Received 08.06.2022
Revised 13.06.2022
Accepted 20.06.2022



Оригинальная статья

УДК 669.054.8

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-619-628

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2394>

РЕГУЛИРОВАНИЕ ШЛАКОВОГО РЕЖИМА ВЫПЛАВКИ СТАЛИ В ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЕЧИ НА ОСНОВЕ КОНТРОЛЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ В ХОДЕ ОКИСЛИТЕЛЬНОГО ПЕРИОДА ПЛАВКИ

А. В. Сивцов¹, О. Ю. Шешуков^{1,2}, Д. К. Егиазарьян^{1,2},
М. М. Цымбалист¹, Д. А. Лобанов¹

¹ Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

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

Аннотация. Представлены результаты наблюдений за ходом окислительной стадии выплавки стали в ДСП-135, проведенных с помощью автоматизированной системы контроля электрических характеристик. В рабочем пространстве печи выделены три основные зоны, различающиеся по агрегатному состоянию находящихся в них материалов: дуговой разряд, расплав и вспененный шлак. Приведены данные о распределении электрической мощности по этим зонам. Отмечена асимметрия активных мощностей дуг под отдельными электродами, обусловленная асимметрией короткой сети. Показано, что основными факторами, влияющими на сопротивление расплава и шлака, являются продувка кислородом и перемещение электродов. Исследовано влияние подачи магнезиального флюса на сопротивление расплава. Замечено, что этим подачам соответствует резкий рост и последующее постепенное снижение сопротивления, а время усвоения добавок не превышает одной минуты. Приведены среднестатистические по отдельным плавкам электрические параметры зон рабочего пространства печи ДСП-135. Проведено сравнение характера изменения мощности дугового разряда и изменения температуры расплава. Отмечено совпадение профилей изменения этих характеристик – росту мощности дуги соответствует рост температуры расплава. Попытка корреляции содержания FeO в шлаке с мощностью дуги не дала положительного результата. Отмечено, что контроль этого параметра по изменению электрических параметров зон дуги и шлака вследствие подавляющего влияния на них интенсивного кислородного дутья, перемешивания расплава и перемещения электродов не отвечает критерию достоверности. Однако данную методику следует проверить в условиях рафинирования стали в агрегате ковш–печь.

Ключевые слова: электрическая дуга, дуговая сталеплавильная печь, шлаковый режим, контроль технологического процесса, окисленность металла, основность шлака

Финансирование: Работа выполнена по государственному заданию Института металлургии Уральского отделения Российской академии наук № 122020100125-6.

Для цитирования: Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Егиазарьян Д.К., Цымбалист М.М., Лобанов Д.А. Регулирование шлакового режима выплавки стали в электродуговой печи на основе контроля электрических параметров в ходе окислительного периода плавки // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 619–628. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-619-628>

Original article

SLAG MODE REGULATION IN ELECTRIC ARC FURNACE BASED ON ELECTRICAL PARAMETERS CONTROL DURING MELTING OXIDATION PERIOD

A. V. Sivtsov¹, O. Yu. Sheshukov^{1,2}, D. K. Egiazar'yan^{1,2},
M. M. Tsymbalist¹, D. A. Lobanov¹

¹ Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, 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 results of observation of steelmaking oxidation stage at EAF-135 were analyzed with automated control system of the electrical characteristics. There are three main zones in the furnace working space, which differ by the aggregate state of the materials in them: arc discharge, melt and foamed slag. The distribution data of electric power over the furnace zones is given. There is active powers asymmetry of the arcs under single electrodes affected by asymmetry of the short network. It is shown that the main factors impacting the melt and slag resistances are oxygen blow and electrode movement. The authors studied the influence of magnesia flux feeds on the melt resistance. These feeds correspond to a sharp increase and a subsequent gradual decrease in resistance, and the time for assimilation of additives does not exceed one minute. The average electrical parameters of the working space zones are given for the EAF-135 at single heats. A comparison was made of the nature of change in the arc discharge power and the change in the melt temperature. The profiles match of changes in these characteristics to an increase in the arc power corresponds to increase in the melt temperature. An attempt to correlate FeO content in the slag with the arc power did not give a positive result. However, this methodology should be tested under conditions of steel refining in a ladle-furnace unit. It is noted that the parameter control at changing of the electrical parameters of the arc and slag zones due to the overwhelming influence of intense oxygen blast, melt mixing and electrode displacement does not meet the reliability criterion.

Keywords: electric arc, electric arc furnace, slag mode, process control, metal oxidation, slag basicity

Funding: The work was carried out according to the state task of the Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences No. 122020100125-6.

For citation: Sivtsov A.V., Sheshukov O.Yu., Egiazar'yan D.K., Tsymbalist M.M., Lobanov D.A. Slag mode regulation in electric arc furnace based on electrical parameters control during melting oxidation period. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 619–628. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-619-628>

ВВЕДЕНИЕ

Рациональное управление процессом выплавки стали в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) состоит в согласованном регулировании целевых параметров основных технологических режимов и при значительных их отклонениях требует своевременного вмешательства в его ход. При этом набор управляющих воздействий на процесс весьма ограничен и, по сути, включает в себя лишь автоматический регулятор мощности с функцией задания силы тока и полного сопротивления нагрузки (импеданса), а также корректирующие добавки шихтовых материалов.

Основными технологическими режимами плавки являются электрический режим, тесно с ним связанный режим перемещения электродов, а также шлаковый режим. Важнейшая задача электрического режима состоит в подаче требуемой электрической мощности и ее распределении – равномерном по электродам (фазам) и рациональном по зонам рабочего пространства печи [1 – 3]. Посадка электродов и соответствующие ей длины дуг должны обеспечивать необходимую на текущей стадии плавки плотность теплового потока и минимально возможную интенсивность испарения металлического расплава [4 – 6].

Шлаковый режим используют как на стадии окислительного рафинирования металла в ДСП, так и на восстановительной стадии в агрегате ковш-печь (АКП). От его исполнения во многом зависят показатели качества целевого продукта. Энергетические потребности этих стадий существенно ниже затрат электроэнергии в период плавления – поступающая в печь мощность должна лишь обеспечивать требуемую температуру расплава. Задачи и способы ведения указанных технологических режимов различны. Однако их общей чертой является то, что дуги горят под слоем шлака и электрически шунтированы им [7 – 9].

Для наблюдений за ходом процесса и сбора информации о параметрах технологических режимов авторами разработана автоматизированная система контроля (АСК) электрических параметров [10]. Для получения информации об электрическом режиме печи достаточно измерения и регистрации сигналов напряжения и производных токов, отбираемых от каждой из фаз печи с помощью поясов Роговского. Приведение сигналов к удобному для аналого-цифрового преобразования виду осуществляется с помощью нормирующих преобразователей. Для цифрового преобразования использован аналого-цифровой преобразователь (АЦП) с частотой дискретизации 100 кГц, а для обработки цифровой информации – персональный компьютер.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования были проведены на сверхмощной ДСП-135 «Северского трубного завода» в течение суток (25 плавов). Измерения осуществляли с интервалом 10 с и их цифровые реализации заносили в файлы данных. Далее по алгоритму метода динамических вольт-амперных характеристик (ВАХ) [10 – 11] их обрабатывали при помощи специально разработанного программного обеспечения. Данные о технологических параметрах, в частности, о составе металла и шлака, окисленности, температуре и основности, были взяты из паспортов плавов.

Характерной чертой любого электрометаллургического агрегата является асимметрия вторичного токоподвода (короткой сети). В результате различия длин и сопротивлений токоведущих шин, поступающая непосредственно на отдельные электроды мощность распределена неравномерно. Поэтому различаются и активные мощности, выделяемые дугами, – мощность дуги под электродом с самым длинным токоподводом всегда ниже остальных.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведен характер изменения активных мощностей фаз (P) и дуг (P_d) в течение окислительного периода плавки. Как можно видеть, мощность первой фазы на протяжении всей стадии ниже мощностей остальных. Среднее значение мощности фазы за данный период составило 27,6 МВт, а отклонения от среднего для каждой из фаз соответственно равнялись $-2,30; 0,79$ и $1,50$ МВт или $-8,36; 2,90$ и $5,46$ % от средней мощности. Таким образом, отклонение мощности первой фазы представляет существенную величину.

Динамика мощностей дуг носит более хаотичный характер, что обусловлено постоянными изменениями электрических сопротивлений зон расплава и шлака,

сопряженных с отдельными электродами. Более того, если мощности фаз колеблются примерно около постоянного уровня, то уровень колебаний мощности дуг изменяется в более широких пределах. Однако среднее значение мощности дуг при этом равно 11,62 МВт, а абсолютные и относительные отклонения мощностей дуг соответственно составляют $-0,558; -0,178; 0,736$ МВт и $-4,80; -1,53; 6,33$ % от среднего значения. Дефицит мощности дуги на первой фазе и здесь достаточно высок ($-4,8$ %), т. е. пониженная нагрузка первой фазы предопределила и пониженное значение ее дуговой мощности.

На рис. 2 приведены временные ряды, описывающие изменение суммарной активной мощности печи и ее распределение по зонам дуги, расплава и шлака

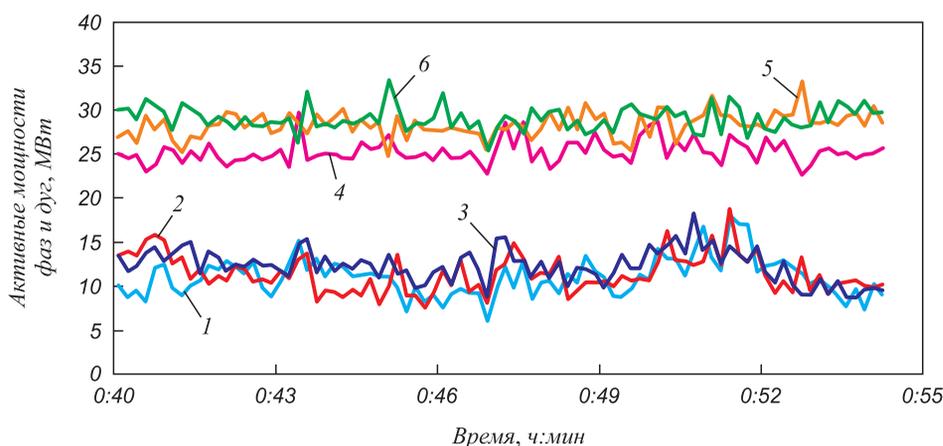


Рис. 1. Активные мощности фаз и дуг в течение окислительного периода плавки в ДСП:
 1 – P_{d1} ; 2 – P_{d2} ; 3 – P_{d3} ; 4 – P_1 ; 5 – P_2 ; 6 – P_3

Fig. 1. Active powers of phases and arcs during the melting oxidation period in EAF:
 1 – P_{d1} ; 2 – P_{d2} ; 3 – P_{d3} ; 4 – P_1 ; 5 – P_2 ; 6 – P_3

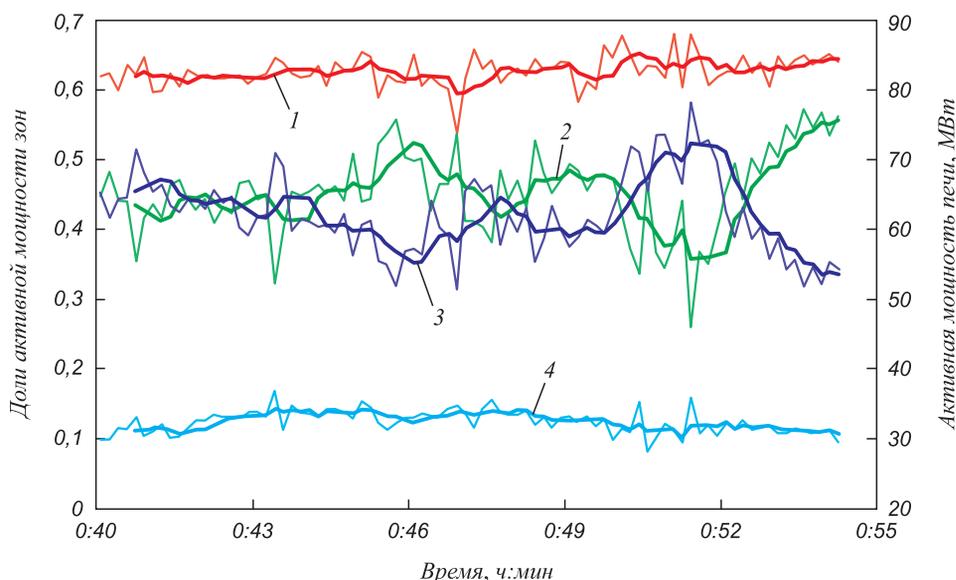


Рис. 2. Активная мощность печи (1) и ее распределение по зонам расплава (2), дуги (3) и шлака (4)

Fig. 2. Active power of the furnace (1) and its distribution over zones of the melt (2), arc (3) and slag (4)

на окислительной стадии плавки. Здесь и далее жирными линиями представлены характеристики, сглаженные по пяти точкам с помощью фильтра скользящего среднего.

Видно, что даже при незначительном изменении вводимой в печь электроэнергии, доли мощности дуги и расплава существенно изменяются, а их временные ряды являются зеркальным отражением друг друга. При этом изменения доли мощности, выделяющейся в шлаке, на этом фоне не столь заметны. Это является следствием работы автоматического регулятора мощности, который, поддерживая на постоянном уровне импеданс фазы, вызывает перераспределение мощности между расплавом и дуговым разрядом. Истинной же причиной служат процессы в зоне расплава, вызывающие изменение его сопротивления.

Отметим также, что и для остальных плавков характер распределения мощности практически не отличается от характеристик, представленных на данных рисунках.

Процессы, протекающие в ванне печи, оказывают непосредственное влияние на величины сопротивлений зон расплава и шлака [12 – 14]. Так, изменение содержания в металлическом расплаве углерода вызывает соответствующие изменения удельного и общего электрического сопротивления зоны расплава. Присадки, корректирующие добавки шихтовых материалов и особенно продувка расплава, приводящая к его перемешиванию и насыщению кислородом, также оказывают влияние на данный параметр. Это и служит основной причиной реакции регулятора в виде перемещения электродов.

С другой стороны, перемещение электродов оказывает влияние на сопротивление шлакового слоя, зави-

сящее от глубины их погружения и площади контакта со шлаком. Это сопротивление зависит от множества факторов и, главным образом, от качества вспенивания шлака – чем более вспененный шлак, тем больше воздушных пузырьков содержится в шлаке и тем выше его сопротивление [15 – 17].

Кроме того, на сопротивление шлака оказывают влияние содержание угольной пыли и его химический состав. Однако влияние этих факторов, вероятно, менее значимо, чем влияние уровня шлака и площади его контакта с электродом.

На рис. 3 приведены характеристики изменения сопротивления фазы, расплава и шлака в течение окислительного периода плавки.

Наименьшим изменениям подвержено сопротивление фазы, поскольку регулятор, поддерживая полное сопротивление на постоянном уровне, попутно стабилизирует и этот параметр. Его среднее значение и разброс данных (стандартное отклонение) составляют $8,86 \pm 0,65$, т. е. относительное отклонение равно 7,4 %, что свидетельствует о вполне удовлетворительном качестве регулирования. Особого внимания заслуживает непрерывный рост сопротивления расплава в конце плавки, происходящий вследствие повышения окисленности металла.

Данные об изменении параметров электрического режима и характеристик шлака в ходе проведенных в течение суток плавков представлены в таблице.

В течение периода окислительного рафинирования металла в печь подают присадочные материалы и корректирующие добавки шихты. Как правило, в качестве присадки используют высокотемпературный магнезиальный флюс, а корректирующей добавкой служит известь. Данные материалы оказывают влияние на со-

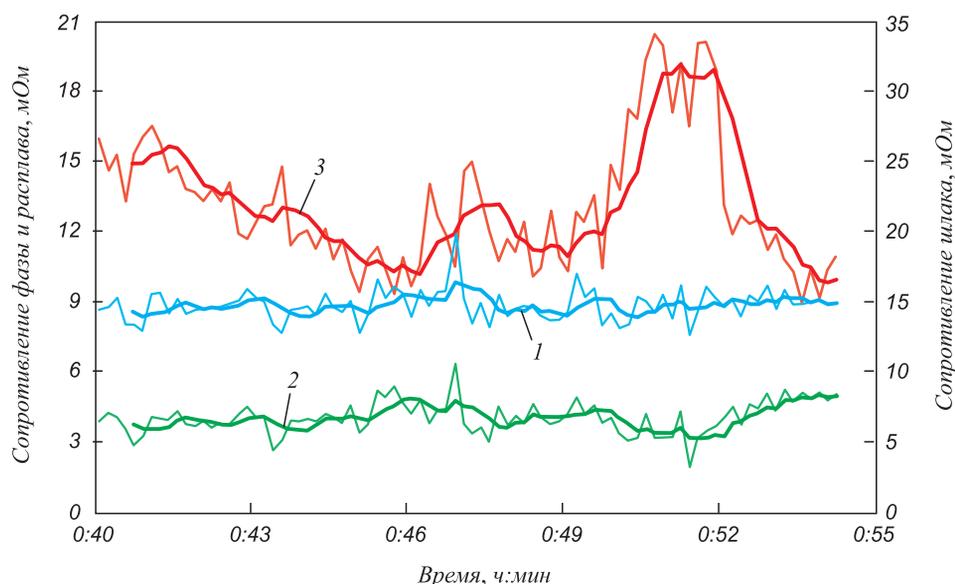


Рис. 3. Изменение сопротивления фазы (1), расплава (2) и шлака (3) по ходу плавки

Fig. 3. Resistance change of the phase (1), melt (2) and slag (3) during melting

Среднестатистические электрические параметры зон рабочего пространства и некоторые свойства шлака печи ДСП-135 Северского трубного завода

Average electrical parameters of working space zones and some slag properties of EAF-135 at Seversk Tube Plant

Номер шлавки	Сопротивление, мОм			Мощность, МВт			Доля мощности			Шлак Содержание [FeO], %	
	фазы R_0	расплава R_{p0}	шлака $R_{шп0}$	фазы P_0	расплава P_{p0}	шлака $P_{шп0}$	расплава q_p	дуги q_d	шлака $q_{шп}$		
2232	8,86 ± 0,65	4,04 ± 0,70	21,92 ± 4,67	82,66 ± 2,20	37,54 ± 4,82	34,87 ± 4,95	10,26 ± 1,38	0,454 ± 0,059	0,421 ± 0,056	0,124 ± 0,016	21,84
2233	9,08 ± 0,61	5,16 ± 0,72	17,78 ± 3,07	84,73 ± 2,32	48,13 ± 5,44	28,25 ± 3,95	8,36 ± 1,20	0,568 ± 0,059	0,334 ± 0,048	0,099 ± 0,015	29,14
2234	9,07 ± 0,72	4,91 ± 0,89	18,11 ± 4,77	85,28 ± 2,75	46,04 ± 7,06	29,88 ± 5,82	9,36 ± 1,43	0,539 ± 0,078	0,351 ± 0,069	0,110 ± 0,016	28,24
2235	9,41 ± 1,00	4,72 ± 0,84	22,03 ± 7,28	84,81 ± 3,39	42,83 ± 7,93	32,55 ± 6,78	9,42 ± 1,84	0,505 ± 0,090	0,384 ± 0,080	0,111 ± 0,022	32,69
2236	9,53 ± 1,45	4,45 ± 1,11	22,69 ± 9,85	85,89 ± 3,86	40,68 ± 10,57	34,16 ± 8,68	11,05 ± 4,11	0,474 ± 0,123	0,398 ± 0,098	0,129 ± 0,046	23,65
2237	9,50 ± 1,27	4,67 ± 0,83	22,07 ± 7,00	84,90 ± 3,34	41,83 ± 6,02	33,11 ± 5,56	9,97 ± 2,07	0,493 ± 0,068	0,390 ± 0,064	0,117 ± 0,022	16,65
2238	9,48 ± 1,54	4,31 ± 1,01	23,82 ± 8,20	84,51 ± 4,62	39,05 ± 9,71	35,14 ± 7,34	10,32 ± 3,39	0,462 ± 0,112	0,416 ± 0,082	0,122 ± 0,038	19,36
2239	10,04 ± 2,64	4,39 ± 1,43	24,89 ± 10,55	83,52 ± 7,50	37,33 ± 10,82	34,74 ± 6,56	11,45 ± 5,39	0,445 ± 0,120	0,418 ± 0,078	0,137 ± 0,060	н/д
2240	9,18 ± 0,81	4,39 ± 1,09	22,54 ± 7,09	84,72 ± 3,57	40,60 ± 9,81	34,23 ± 7,89	9,89 ± 3,24	0,479 ± 0,113	0,404 ± 0,092	0,116 ± 0,036	21,00
2241	9,23 ± 0,92	4,51 ± 0,78	23,70 ± 5,24	85,22 ± 3,69	41,57 ± 6,20	34,60 ± 5,92	9,06 ± 2,22	0,489 ± 0,078	0,405 ± 0,060	0,106 ± 0,023	18,06
2242	9,32 ± 1,42	4,01 ± 0,87	25,40 ± 6,10	82,38 ± 4,45	35,61 ± 6,59	36,41 ± 5,59	10,36 ± 3,10	0,433 ± 0,080	0,441 ± 0,058	0,125 ± 0,035	27,38
2243	9,35 ± 1,29	4,27 ± 1,05	24,03 ± 7,02	82,20 ± 4,09	38,02 ± 9,75	34,34 ± 7,47	9,83 ± 4,17	0,464 ± 0,121	0,417 ± 0,083	0,119 ± 0,047	25,83
2244	8,95 ± 0,66	4,29 ± 0,86	20,87 ± 5,22	80,68 ± 4,14	38,99 ± 8,63	31,97 ± 5,25	9,72 ± 2,40	0,480 ± 0,096	0,398 ± 0,072	0,122 ± 0,042	25,92
2245	8,89 ± 0,62	4,38 ± 0,70	21,87 ± 3,84	81,80 ± 2,30	40,14 ± 5,17	32,84 ± 4,46	8,82 ± 1,21	0,491 ± 0,061	0,402 ± 0,054	0,108 ± 0,015	26,78
2246	9,02 ± 0,80	4,93 ± 0,85	18,85 ± 7,05	82,18 ± 2,40	45,10 ± 7,93	28,55 ± 6,49	8,52 ± 1,87	0,548 ± 0,093	0,348 ± 0,081	0,104 ± 0,022	29,66
2247	8,95 ± 0,96	4,01 ± 0,80	25,58 ± 4,92	81,62 ± 3,55	36,67 ± 6,99	35,93 ± 5,47	9,02 ± 2,64	0,450 ± 0,085	0,440 ± 0,060	0,110 ± 0,032	32,14
2248	9,10 ± 1,21	4,61 ± 0,75	20,39 ± 6,55	82,26 ± 4,23	41,65 ± 5,82	31,24 ± 6,14	9,37 ± 1,54	0,507 ± 0,072	0,379 ± 0,065	0,114 ± 0,019	32,83
2249	9,10 ± 0,95	4,68 ± 0,97	20,83 ± 7,20	84,21 ± 3,17	43,51 ± 9,01	31,55 ± 7,57	9,14 ± 2,46	0,517 ± 0,105	0,375 ± 0,088	0,109 ± 0,030	31,46
2250	9,31 ± 1,25	4,32 ± 1,19	23,10 ± 7,97	82,27 ± 4,95	39,15 ± 12,22	33,14 ± 7,71	9,98 ± 3,80	0,472 ± 0,135	0,405 ± 0,099	0,122 ± 0,049	33,21
2251	9,01 ± 0,70	4,65 ± 0,93	21,25 ± 5,30	82,47 ± 2,54	42,40 ± 7,38	31,42 ± 5,91	8,65 ± 1,85	0,514 ± 0,085	0,381 ± 0,073	0,105 ± 0,022	37,32
2252	9,15 ± 1,24	4,78 ± 0,84	19,57 ± 7,20	81,99 ± 3,57	42,99 ± 7,19	29,73 ± 6,16	9,27 ± 1,36	0,524 ± 0,079	0,363 ± 0,076	0,113 ± 0,016	25,84
2253	9,18 ± 1,03	5,27 ± 1,21	15,87 ± 7,74	83,87 ± 3,28	48,37 ± 10,46	26,04 ± 8,85	9,46 ± 2,49	0,577 ± 0,123	0,310 ± 0,103	0,113 ± 0,028	22,36
2254	9,51 ± 1,64	5,14 ± 1,31	18,69 ± 8,87	82,22 ± 4,55	44,93 ± 12,09	27,19 ± 8,49	10,10 ± 4,87	0,545 ± 0,141	0,332 ± 0,106	0,123 ± 0,060	17,91

противление зон печи, по меньшей мере, во время их усвоения расплавом и шлаком.

На рис. 4 показано влияние подач магнезиального флюса и извести на сопротивление расплава, где слева можно видеть, что подачам соответствует резкий рост и последующее постепенное снижение сопротивления. Аналогичную картину наблюдаем и справа, на характеристике R_p , относящейся к другой плавке. Здесь, кроме прочего, была применена корректирующая добавка извести (500 кг), позволившая повысить основность шлака. После ее подачи заметен рост сопротивления, который, вероятно, не связан напрямую с этой подачей, а вызван окислением расплава в результате его продувки кислородом.

Сопротивление шлака $R_{шл} = 21,9 \pm 4,67$ мОм в несколько (5 – 6) раз выше сопротивления расплава $R_p = 4,04 \pm 0,70$ мОм и изменяется в более широком интервале (21,3 % против 17,3 %). Его изменения в основном являются реакцией электрода на изменение R_p . При снижении сопротивления расплава электрод идет вверх, стремясь за счет увеличения сопротивления дуги компенсировать рост тока, обусловленный снижением сопротивления фазы. При этом площадь контакта шлака с электродом уменьшается, а $R_{шл}$ растет. Увеличение R_p приводит к обратному эффекту, т. е. характеристика $R_{шл}$ изменяется соответственно перемещению электрода, а какие-либо отклонения могут быть вызваны резкими изменениями уровня и качества вспененного шлака.

На этом фоне все изменения, связанные с составом шлака, практически незаметны. Поэтому использование сопротивления шлака для контроля содержания в нем какого-либо из оксидов, например, FeO, возможным не представляется. Вероятно, для контроля подобных параметров в ходе плавки в АКП, где шлак не под-

вержен вспениванию и перемешиванию, такой подход найдет применение.

В подтверждение на рис. 5 приведены графики взаимных зависимостей сопротивления, шлаковой доли мощности и содержания FeO в шлаке, построенные по данным таблицы, в которую сведены среднестатистические значения электрических параметров и некоторые свойства шлаков отдельных плавов.

Если на зависимости шлаковой доли мощности еще проглядывается какая-то слабая тенденция к снижению при росте содержания FeO в шлаке, то зависимость $R_{шл}$ представлена облаком точек, а их линейная корреляция прямой, параллельной оси абсцисс. Та же ситуация характерна и для связи содержания FeO с долей мощности и сопротивлением расплава.

Однако имеется еще один фактор, оказывающий влияние на содержание FeO в шлаке. Электрическая дуга является эффективным преобразователем электрической энергии в теплоту. В отличие от равномерно распределенного по объему зон расплава и шлака джоулева тепла ($I^2R\Delta t$), электрические дуги, суммарная мощность которых может превышать 40 МВт, передают энергию в окружающую среду посредством излучения на поверхности этих зон. Такой интенсивный нагрев сравнительно тонкого слоя материала, ограниченного в объеме и локализованного в близлежащих к дугам областях, зачастую вызывает повышенное испарение железа и потери целевого материала. Рассмотрим в этом аспекте влияние мощности дуги на температуру металлического расплава.

В ходе каждой плавки, ближе к ее окончанию, регулярно (4 – 5 раз за плавку) с помощью специальных зондов проводят измерения температуры и окисленности расплава. На рис. 6 представлены фрагменты ряда плавов, во время которых были проведены измерения температуры. На графиках отражены полученные тем-

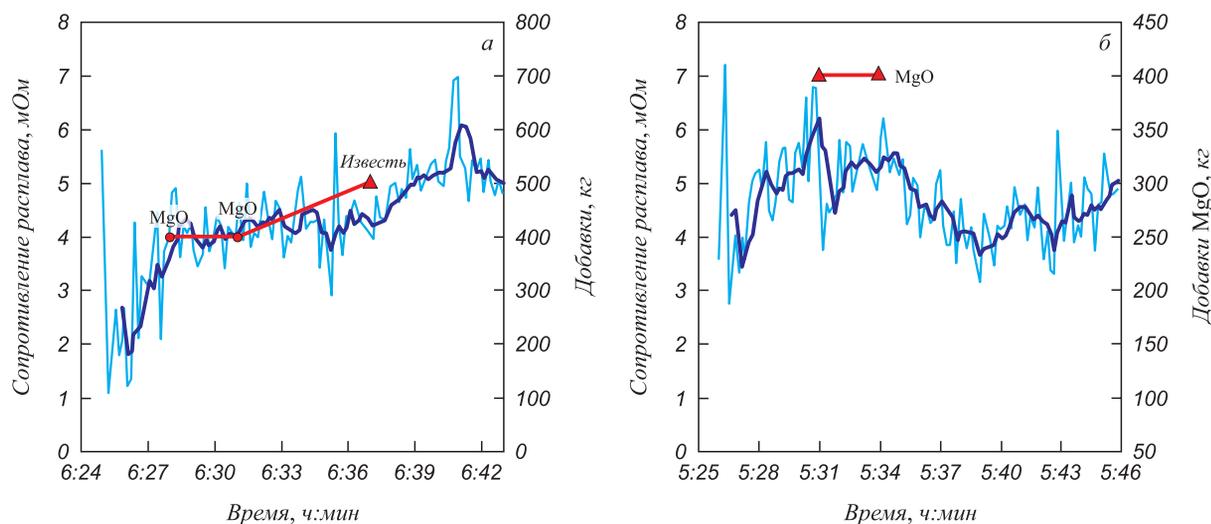


Рис. 4. Влияние на сопротивление расплава присадок MgO и извести

Fig. 4. MgO and lime additions effect on melt resistance

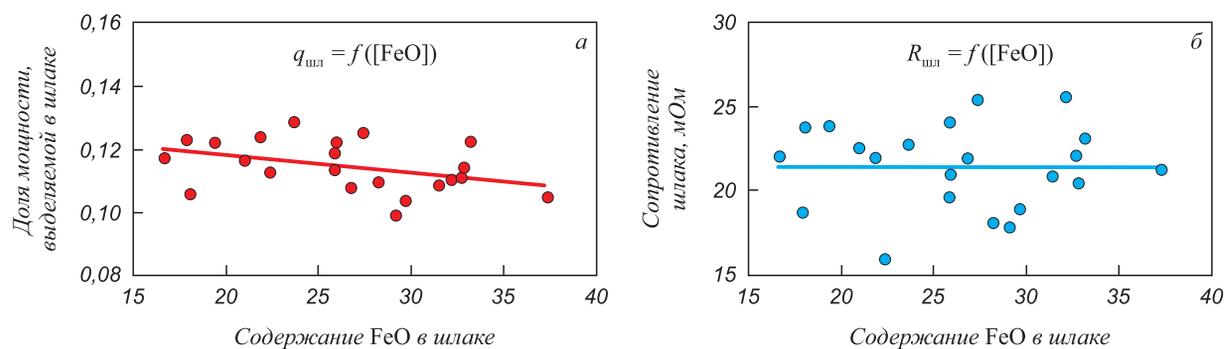


Рис. 5. Взаимосвязь электрических параметров шлаковой зоны и содержания FeO в шлаке

Fig. 5. Relationship between electrical parameters of slag zone and FeO content in the slag

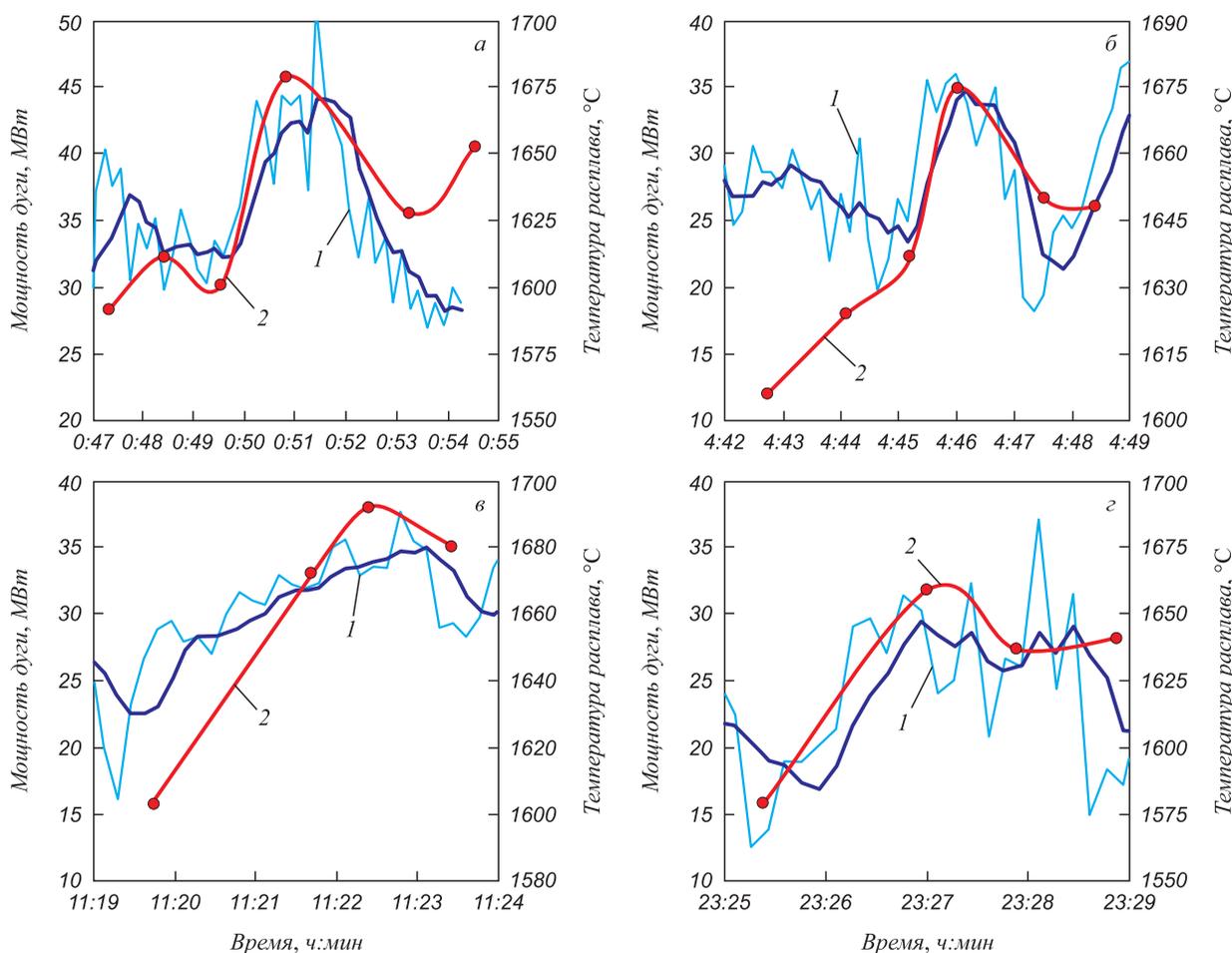


Рис. 6. Характеристики мощности дуги и температуры расплава в отдельные периоды плавки:
1 – $P_{до}$; 2 – T

Fig. 6. Characteristics of arc power and melt temperature in certain periods of melting:
1 – $P_{до}$; 2 – T

пературные профили и характеристики изменения мощности дуги. Обратим внимание, что ход кривых температуры совпадает с ходом сглаженной характеристики мощности дуги.

Фрагменты были подобраны таким образом, чтобы на них присутствовали максимумы температуры. Для всех плавок интервал изменения температуры не пре-

вышает 100 град., но достаточен для перегрева и интенсификации испарения металла. В этом аспекте следовало бы ожидать и корреляции содержания FeO в шлаке с мощностью дуги. Однако, как и на рис. 5, взаимная зависимость этих параметров имеет вид облака, т. е. какой-либо приемлемой для задач контроля связи не существует.

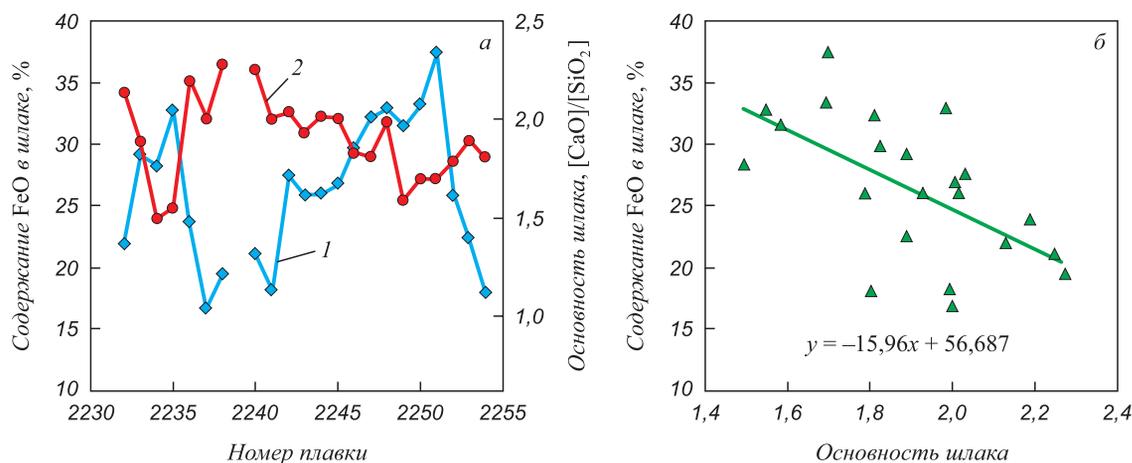


Рис. 7. Взаимосвязь содержания FeO (1) и основности шлака (2)

Fig. 7. Relationship between FeO (1) content and slag basicity (2)

Причинами большого разброса точек здесь служат более сильные факторы – интенсивная продувка металлической ванны кислородом и связанная с ней нестабильность сопротивления расплава. Тем не менее, нет оснований для отказа от применения такого подхода к контролю содержания FeO в шлаке в других металлургических агрегатах, в частности, в АКП, где способы перемешивания расплава не предполагают его интенсивного окисления.

В условиях ДСП можно оценить содержание FeO в шлаке по его основности, с ростом которой содержание FeO снижается. Основность шлака, в свою очередь, может быть определена по величине постоянной составляющей напряжения дуги [18 – 20]. На рис. 7 представлены временные ряды, отражающие изменение этих параметров по плавкам, и их взаимосвязь. Характерной особенностью этого графика является большой разброс точек, хотя в области повышенных значений основности (больше 2) он уже не столь значителен.

На столь высокую дисперсию, безусловно, оказывает существенное влияние качество исходной шихты и, главным образом, содержание в ломе оксидов железа. Широкий интервал изменения основности свидетельствует об ошибках в расчете состава шихты, обусловленных частыми изменениями качества сырья [21 – 23].

Еще одной причиной разброса может служить неравномерность кислородного дутья.

И, хотя непрерывный контроль содержания FeO по ходу плавки не представляется пока реально достижимым,

анализ дополнительной информации о технологических параметрах и операциях позволит уточнить эту весьма важную для управления процессом характеристику.

Выводы

Анализ параметров зон ванны ДСП и распределения по ним электрической мощности существенно расширяет объем информации о текущем состоянии технологического процесса. Оперативный контроль шлакового режима выплавки стали позволяет вносить исправления в его ход. Своевременное применение корректирующих добавок к шихте и перераспределение энергии между зонами и фазами печи являются эффективными мерами воздействия на показатели процесса. Вследствие подавляющего влияния на сопротивление зон расплава и шлака интенсивного кислородного дутья, перемешивания расплава и перемещения электродов, контроль содержания отдельных оксидов в шлаке по этим параметрам не отвечает требованию достоверности. На основе того, что при отсутствии основных факторов влияния на электрические параметры зон печи, таких как продувка кислородом и интенсивное перемешивание металла, удастся получить корреляцию электрических характеристик с содержанием отдельных оксидов в шлаке, применение приведенной методики анализа к процессам в агрегате ковш-печь вероятно позволит устранить этот недостаток.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Современная технология производства стали. Москва: Теплотехник, 2007. 528 с.
2. Макаров А.Н. Теплообмен в электродуговых и факельных металлургических печах и энергетических установках. Санкт-Петербург: Лань, 2014. 384 с.
3. Dong Q., Zhang J. Simulation of fluid flow and heat transfer in plasma ARC region of AC electric ARC furnace // CFD Modeling and

1. Dudkin D.A., Kisilenko V.V. *Modern Technology of Steelmaking*. Moscow: Teplotekhnika, 2007, 528 p. (In Russ.).
2. Makarov A.N. *Heat Transfer in Electric Arc and Flame Metallurgical Furnaces and Energy Units*. St. Petersburg: Lan', 2014, 384 p. (In Russ.).
3. Dong Q., Zhang J. Simulation of fluid flow and heat transfer in plasma ARC region of AC electric ARC furnace. In: *CFD Modeling and*

- Simulation in Materials Processing. 2016. P. 35–42.
<https://doi.org/10.1002/9781119274681.ch5>
4. Lee B., Sohn I. Review of innovative energy savings technology for the electric arc furnace // JOM. 2014. Vol. 66. No. 9. P. 1581–1594.
<https://doi.org/10.1007/s11837-014-1092-y>
 5. Bai E.-w. Minimizing energy cost in electric arc furnace steel making by optimal control designs // Journal of Energy. 2014. Vol. 2014. Article 620695. <https://doi.org/10.1155/2014/620695>
 6. Balan R., Maties V., Hancu O., Stan S., Ciprian L. Modeling and control of an electric arc furnace // Proceedings of the 15th Mediterranean Conf. on Control and Automation, Athens, Greece, July 2007. P. 1–6. <https://doi.org/10.1109/MED.2007.4433737>
 7. Миронов Ю.М. Установки электрошлаковой металлургической технологии. Москва: НИЦ ИНФРА-М, 2018. 404 с.
https://doi.org/10.12737/monography_5a40ac170cdab6.31947003
 8. Toulouevski Y.N., Zinurov I.Y. Modern steelmaking in electric arc furnaces: history and development // Innovation in Electric Arc Furnaces: Scientific Basis for Selection. Berlin, Heidelberg, Germany: Springer, 2013. P. 1–24.
https://doi.org/10.1007/978-3-642-36273-6_1
 9. Тулуевский Е.Н., Зинуров И.Ю. Инновации для дуговых сталеплавильных печей. Научные основы выбора. Новосибирск: Издательство НГТУ, 2010. 347 с.
 10. Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Цымбалист М.М., Некрасов И.В., Махнутин А.В., Егиазарьян Д.К., Орлов П.П. Интенсификация выплавки стального полупродукта в дуговых сталеплавильных печах на основе согласованного регулирования электрического и газового режимов. Часть I. Особенности теплообмена и строения рабочего пространства в дуговых сталеплавильных печах // Электрометаллургия. 2018. № 11. С. 2–9.
 11. Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Цымбалист М.М., Некрасов И.В., Махнутин А.В. Егиазарьян Д.К., Орлов П.П. Интенсификация выплавки стального полупродукта в дуговых сталеплавильных печах на основе согласованного регулирования электрического и газового режимов. Часть II: Оперативный контроль состояния зон шихты и расплава в дуговых сталеплавильных печах // Электрометаллургия. 2018. № 11. С. 3–9.
<https://doi.org/10.31044/1684-5781-2018-0-12-3-9>
 12. Макаров А.Н., Окунева В.В., Кузнецов А.В. Влияние высоты слоя шлака, состава газа, емкости печей на КПД дуг и теплообмен в дуговых сталеплавильных печах. Часть I. Влияние высоты слоя шлака и емкости печи на КПД дуг // Металлург. 2020. № 10. С. 11–18.
 13. Макаров А.Н., Крупнов А.В. Влияние высоты слоя шлака, состава газа, емкости печей на КПД дуг и теплообмен в дуговых сталеплавильных печах. Часть II. Влияние высоты слоя шлака на величину теплового излучения дуг на стены // Металлург. 2020. № 11. С. 24–31.
 14. Миронов Ю.М., Петров В.Г. Особенности тепловой работы дуговых печей литейного класса // Электрометаллургия. 2009. № 7. С. 23–26.
 15. Миронов Ю.М. Об оптимизации мощности трансформаторов дуговых сталеплавильных печей // Электрометаллургия. 2019. № 11. С. 9–14. <https://doi.org/10.31044/1684-5781-2019-0-11-9-14>
 16. Makarov A.N., Singh K.D. The effect of arc length on heat exchange and electric power consumption in electric arc steel-making furnaces (EAF) // Journal of Physics: Conference Series. 2021. Vol. 1888. Article 012026. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1888/1/012026>
 17. Tomažič S., Andonovski G., Škrjancand I., Logar V. Data-driven modelling and optimization of energy consumption in EAF // Metals. 2022. Vol. 12. No. 5. Article 816.
<https://doi.org/10.3390/met12050816>
 18. Sheshukov O.Yu., Nerkašov I.V., Mikheenkov M.A., Egiazar'yan D.K., Sivtsov A.V., Chencov V.P., Gertsberg G.E. Unit ladle-furnace: Slag forming conditions and stabilization // Technogen – 2017. Conference Proceedings. 2017. P. 70–75.
<https://doi.org/10.18502/kms.v2i2.949>
- Simulation in Materials Processing. 2016, pp. 35–42.
<https://doi.org/10.1002/9781119274681.ch5>
4. Lee B., Sohn I. Review of innovative energy savings technology for the electric arc furnace. JOM. 2014, vol. 66, no. 9, pp. 1581–1594.
<https://doi.org/10.1007/s11837-014-1092-y>
 5. Bai E.-w. Minimizing energy cost in electric arc furnace steel making by optimal control designs. Journal of Energy. 2014, vol. 2014, article 620695. <https://doi.org/10.1155/2014/620695>
 6. Balan R., Maties V., Hancu O., Stan S., Ciprian L. Modeling and control of an electric arc furnace. Proceedings of the 15th Mediterranean Conf. on Control and Automation, Athens, Greece, July 2007, pp. 1–6. <https://doi.org/10.1109/MED.2007.4433737>
 7. Mironov Yu.M. Installations of Electroslag Metallurgy: Monograph. Moscow: INFRA-M, 2018, 404 p. (In Russ.).
https://doi.org/10.12737/monography_5a40ac170cdab6.31947003
 8. Toulouevski Y.N., Zinurov I.Y. Modern steelmaking in electric arc furnaces: history and development. In: Innovation in Electric Arc Furnaces: Scientific Basis for Selection. Berlin, Heidelberg, Germany: Springer, 2013, pp. 1–24.
https://doi.org/10.1007/978-3-642-36273-6_1
 9. Tuluevski Yu.N., Zinurov I.Yu. Innovations for Electric Arc Furnaces. Scientific Basis of Choice. Novosibirsk: NSTU, 2010, 347 p. (In Russ.).
 10. Sivtsov A.V., Sheshukov O.Y., Tsybalist M.M., Nekrasov I.V., Makhnutin A.V., Egiazar'yan D.K., Orlov P.P. Steel semiproduct melting intensification in electric arc furnaces using coordinated control of electric and gas conditions: I. Heat exchange and structure of the electric arc furnace laboratory. Russian Metallurgy (Metally). 2018, vol. 2018, no. 11, pp. 1108–1113.
<https://doi.org/10.1134/S0036029518120142>
 11. Sivtsov A.V., Sheshukov O.Yu., Tsybalist M.M., Nekrasov I.V., Makhnutin A.V., Egiazar'yan D.K., Orlov P.P. Steel semiproduct melting intensification in electric arc furnaces using coordinated control of electric and gas conditions: II. On-line control of the state of the charge and melt zones in electric arc furnaces. Russian metallurgy (Metally). 2019, vol. 2019, no. 6, pp. 565–569.
<https://doi.org/10.1134/S003602951906017X>
 12. Makarov A.N., Okuneva V.V., Kuznetsov A.V. Effect of the slag layer thickness, gas composition, and furnace capacity on the arc efficiency and heat transfer in arc furnaces. Part I. Effect of the slag thickness and furnace capacity on arc efficiency. Metallurgist. 2020, vol. 64, no. 9-10, pp. 987–996.
<https://doi.org/10.1007/s11015-021-01080-6>
 13. Makarov A.N., Krupnov A.V. Effect of the slag layer thickness, gas composition, and furnace capacity on the arc efficiency and heat transfer in arc furnaces. Part II. Effect of the slag thickness on the magnitude of arc heat radiation incident to the walls. Metallurgist. 2021, no. 11-12, pp. 1121–1129.
<https://doi.org/10.1007/s11015-021-01097-x>
 14. Mironov Yu.M., Petrov V.G. Thermal losses and power efficiency of arc furnaces of a foundry class. Russian metallurgy (Metally). 2010, no. 12, pp. 650–654.
 15. Mironov Yu.M. Optimization of the electric arc furnace transformer power. Russian metallurgy (Metally). 2020, vol. 2020, no. 6, pp. 654–658. <https://doi.org/10.1134/S0036029520060142>
 16. Makarov A.N., Singh K.D. The effect of arc length on heat exchange and electric power consumption in electric arc steel-making furnaces (EAF). Journal of Physics: Conference Series. 2021, vol. 1888, article 012026. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1888/1/012026>
 17. Tomažič S., Andonovski G., Škrjancand I., Logar V. Data-driven modelling and optimization of energy consumption in EAF. Metals. 2022, vol. 12, no. 5, article 816.
<https://doi.org/10.3390/met12050816>
 18. Sheshukov O.Yu., Nerkašov I.V., Mikheenkov M.A., Egiazar'yan D.K., Sivtsov A.V., Chencov V.P., Gertsberg G.E. Unit ladle-furnace: Slag forming conditions and stabilization. In: Technogen – 2017. Conference Proceedings. 2017, pp. 70–75.
<https://doi.org/10.18502/kms.v2i2.949>

19. Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Цымбалист М.М., Некрасов И.В., Егиазарьян Д.К. Вентильный эффект электрической дуги и проблемы управления дуговыми печами // *Металлург*. 2015. № 5. С. 36–40.
20. Saboohi Y., Fathi A., Škrjanc I., Logar V. Optimization of the electric arc furnace process // *IEEE Transactions on Industrial Electronics*. 2019. Vol. 66. No. 10. P. 8030–8039. <https://doi.org/10.1109/TIE.2018.2883247>
21. Миронов Ю.М. Энерготехнологические соотношения в дуговых сталеплавильных печах // *Электromеталлургия*. 2021. №. 4. С. 2–21. <https://doi.org/10.31044/1684-5781-2021-0-4-2-10>
22. Lee B., Ryu J.W., Sohn I. Effect of hot metal utilization on the steel-making process parameters in the electric arc furnace // *Steel Research International*. 2015. Vol. 86. No. 3. P. 302–309. <https://doi.org/10.1002/srin.201400157>
23. Czapla M., Karbowniczek M., Michaliszyn A. The optimisation of electric energy consumption in the electric arc furnace // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2008. Vol. 53. No. 2. P. 559–565.
19. Sivtsov A.V., Sheshukov O.Yu., Tsymbalist M.M., Nekrasov I.V., Egiazar'yan D.K. The valve effect of an electric arc and problems in controlling electric-arc furnaces. *Metallurgist*. 2015, vol. 59, no. 5-6, pp. 380–385. <https://doi.org/10.1007/s11015-015-0113-6>
20. Saboohi Y., Fathi A., Škrjanc I., Logar V. Optimization of the electric arc furnace process. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*. 2019, vol. 66, no. 10, pp. 8030–8039. <https://doi.org/10.1109/TIE.2018.2883247>
21. Mironov Yu.M. Energy-technological relationships in electric arc furnaces. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021, vol. 2021, no. 12, pp. 1538–1543. <https://doi.org/10.1134/S003602952112017X>
22. Lee B., Ryu J.W., Sohn I. Effect of hot metal utilization on the steelmaking process parameters in the electric arc furnace. *Steel Research International*. 2015, vol. 86, no. 3, pp. 302–309. <https://doi.org/10.1002/srin.201400157>
23. Czapla M., Karbowniczek M., Michaliszyn A. The optimisation of electric energy consumption in the electric arc furnace. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2008, vol. 53, no. 2, pp. 559–565.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Андрей Владиславович Сивцов, д.т.н., ведущий научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: aws2004@mail.ru

Andrei V. Sivtsov, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
E-mail: aws2004@mail.ru

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

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

Денис Константинович Егиазарьян, к.т.н., старший научный сотрудник, заведующий лабораторией, Институт металлургии УрО РАН; доцент Института новых материалов и технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
ORCID: [0000-0002-9833-7191](https://orcid.org/0000-0002-9833-7191)
E-mail: avari@mail.ru

Denis K. Egiazar'yan, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Head of the Laboratory, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Assist. Prof. of the Institute of New Materials and Technologies, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin
ORCID: [0000-0002-9833-7191](https://orcid.org/0000-0002-9833-7191)
E-mail: avari@mail.ru

Михаил Михайлович Цымбалист, к.т.н., старший научный сотрудник, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: cherknimne@yandex.ru

Mikhail M. Tsymbalist, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
E-mail: cherknimne@yandex.ru

Данил Андреевич Лобанов, к.т.н., научный сотрудник Группы проблем техногенных отходов, Институт металлургии УрО РАН
E-mail: summerdanny@yandex.ru

Daniil A. Lobanov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Group of Technogenic Waste Problems, Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
E-mail: summerdanny@yandex.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

А. В. Сивцов – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, научное руководство, анализ результатов исследований.

A. V. Sivtsov – formation of the main concept, goals and objectives of the research, scientific guidance, analysis of the research results.

О. Ю. Шешуков – анализ результатов исследований, формулировка выводов, научное руководство.

O. Yu. Sheshukov – analysis of the research results, conclusion formation, scientific guidance.

Д. К. Егиазарьян – формулировка выводов, проведение расчетов.

D. K. Egiazar'yan – calculations, formation of the conclusions.

М. М. Цымбалист – разработка программного обеспечения, проведение расчетов.

M. M. Tsymbalist – calculations, software development.

Д. А. Лобанов – подготовка текста, доработка текста, корректировка выводов.

D. A. Lobanov – preparation and revision of the text, correction of the conclusions.

Поступила в редакцию 15.06.2022
После доработки 18.07.2022
Принята к публикации 26.08.2022

Received 15.06.2022
Revised 18.07.2022
Accepted 26.08.2022



Оригинальная статья

УДК 543.257.1:546.13

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-629-636

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2395>

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХЛОРА В ПЫЛЕОБРАЗНЫХ ОТХОДАХ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ФЕРРОНИКЕЛЯ: АНАЛИЗ И ОЦЕНИВАНИЕ НЕОПРЕДЕЛЕННОСТИ

С. А. Митрофанова^{1,2}, И. В. Муравьева³

¹ Научно-исследовательский институт транспортно-строительного комплекса (Россия, 111024, Москва, ул. Авиамоторная, 73А, стр. 16)

² Академия стандартизации, метрологии и сертификации (учебная) (Россия, 109443, Москва, Волгоградский пр., 90 к. 1)

³ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. При производстве ферроникеля ключевым этапом является сульфатно-хлорирующий обжиг, после которого и на последующих стадиях (вплоть до получения конечного продукта) в системе образуются отходящие газы, вместе с которыми из обжиговой печи выходят пыль и пары хлоридов металлов. Обогащение отходов при их выносе конденсированными хлоридами указывает на уменьшение эффективности сульфатно-хлорирующего обжига, поэтому контроль минерального хлора в осадках на фильтрах важен как с позиции экологического мониторинга, так и оценки эффективности технологического процесса. В целях определения минерального хлора в пылеобразных отходах при производстве ферроникеля в испытательной лаборатории Южно-Уральского никелевого комбината была разработана методика количественного химического анализа на основе ионометрического метода. Предложена процедура оценивания неопределенности результатов определения хлора в пробе, которая состоит из следующих этапов: составление математической модели для определения массовой доли хлорид-иона; оценивание входных величин в математической модели и их неопределенностей; оценивание выходных величин в математической модели и их неопределенностей; составление бюджета неопределенности; определение расширенной неопределенности и представление результатов. Показаны результаты расчета суммарной расширенной неопределенности массовой доли хлорид-иона $U(X_{Cl^-}) = \pm 9,4\%$ ($k_p = 2$, $P = 95\%$) при массовой доле хлора в пробе от 0,4 до 0,8 %. Применение предложенной методологии расчета неопределенности обеспечивает получение достоверных результатов при определении хлора в пылеобразных отходах ферроникелевого производства, что положительно влияет на показатели эффективности производственного процесса и экологического мониторинга.

Ключевые слова: производство ферроникеля, методика количественного химического анализа, ионометрический метод, ионоселективный электрод, массовая доля хлора, погрешность измерений, неопределенность результата

Для цитирования: Митрофанова С.А., Муравьева И.В. Определение хлора в пылеобразных отходах при производстве ферроникеля: анализ и оценивание неопределенности // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 629–636.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-629-636>

Original article

DETERMINATION OF CHLORINE IN DUSTY WASTE IN FERRONICKEL PRODUCTION: ANALYSIS AND ESTIMATION OF UNCERTAINTY

S. A. Mitrofanova^{1,2}, I. V. Murav'eva³

¹ Scientific Research Institute of Transport and Construction Complex (bld. 16, 73A Aviamotornaya Str., Moscow 111024, Russian Federation)

² Academy of Standardization, Metrology and Certification (educational) (90/1 Volgogradskii Ave., Moscow 109443, Russian Federation)

³ National University of Science and Technology "MISIS" (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

Abstract. A key stage in ferronickel production is sulfate-chlorination roasting, after which and at subsequent stages (up to the final product) exhaust gases are formed in the system accompanied by dust and metal chloride vapors outlet in roasting furnace. Enrichment of wastes during their removal with condensed chlorides indicates a decrease in the efficiency of sulfate-chlorination roasting. Therefore, the control of mineral chlorine in filter sediments is important both from the standpoint of environmental monitoring and evaluation of the technological process efficiency. In order to determine mineral chlorine in dusty waste during the ferronickel production, a quantitative chemical analysis procedure based on the

ionometric method was developed in the testing laboratory of the South Ural Nickel Plant. This paper proposes a procedure for estimating the results uncertainty in determining chlorine in the sample. It consists of the following steps: compiling a mathematical model to determine the chloride-ion mass fraction, estimating the input quantities in the mathematical model and their uncertainties, estimating the output quantities in the mathematical model and their uncertainties, budgeting for uncertainty, determining the expanded uncertainty and presenting the results. The paper considers the results of calculating the total expanded uncertainty in determining the chloride-ion mass fraction – $U(X_{Cl^-}) = \pm 9.4\%$ ($k_p = 2$, $P = 95\%$) – for the samples with chlorine mass fraction from 0.4 to 0.8 %. Application of the proposed methodology in calculating uncertainty ensures reliable results in determining chlorine in dusty wastes of ferronickel production, which has a positive effect on the technological process and environmental monitoring efficiency.

Keywords: ferronickel production, quantitative chemical analysis, ionometric method, ion-selective electrode, chlorine mass fraction, measurement error, uncertainty of result

For citation: Mitrofanova S.A., Murav'eva I.V. Determination of chlorine in dusty waste in ferronickel production: Analysis and estimation of uncertainty. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 629–636. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-629-636>

ВВЕДЕНИЕ

Ферроникель, сплав никеля и железа, используется в качестве компонента для легирования сталей, а также при изготовлении жаростойких, сверхтвёрдых, магнитных, антикоррозионных и других сплавов. Крупнейший поставщик ферроникеля в России – Южно-Уральский никелевый комбинат. Ключевым этапом процесса производства ферроникеля является сульфатно-хлорирующий обжиг. На данном этапе высоколетучие хлориды и (или) оксихлориды металлов при определенных условиях переводят в газовую фазу (хлоридовозгонка) для последующего разделения и получения высокочистых материалов. После сульфатно-хлорирующего обжига и на последующих стадиях (вплоть до получения конечного продукта) в системе образуются отходящие газы. В целях предотвращения загрязнения окружающей среды выброс отходящих газов в атмосферу после их очистки с помощью системы электрофильтров осуществляют через дымовую трубу высотой 70 м. С отходящими газами из обжиговой печи выходят пыль и пары хлоридов металлов. Пыль и хлориды оседают на фильтрах, также улавливающих хлор в органической форме – диоксины, которые могут появляться в составе отходящих газов в результате «нового» синтеза при понижении температуры до 250 °С после обжиговой печи [1, 2]. Массовая доля диоксинов всегда незначительна, и по их присутствию в пылеобразных отходах невозможно судить о степени конденсации возогнанных хлоридов на фильтрах. Однако обогащение отходов при их выносе конденсированными хлоридами указывает на уменьшение эффективности сульфатно-хлорирующего обжига. Контроль минерального хлора (в виде хлора, связанного с металлами) в осадках на фильтрах важен для оценки не только токсичности отходов, но и процесса производства [3 – 6].

Для определения хлора в твердых неорганических материалах используют различные физические и химические методы анализа.

Возможности метода атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП) при определении галогенов (хлор, бром, йод) ограничены.

Аналитические линии галогенов характеризуются высокими энергиями возбуждения, и температура индуктивно-связанной плазмы оказывается недостаточной для возбуждения спектра [2, 7]. Новые возможности для атомно-эмиссионной спектроскопии при определении хлора в порошковых пробах открываются благодаря сочетанию эффективного высокотемпературного источника возбуждения (дугового плазматрона с гелием в качестве плазмообразующего газа) и фотоэлектронной регистрации спектров [8].

Использование рентгенофлуоресцентного метода (РФА) позволяет провести качественный и полуколичественный элементный анализ. Главной причиной, по которой невозможно использовать РФА для точного количественного определения элементного состава, в том числе хлора, является отсутствие адекватных стандартных образцов [7].

Вследствие сложности аппаратного оснащения высокочувствительные методы нейтронно-активационного анализа и масс-спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой используются для определения хлора преимущественно в редко встречающихся объектах, при недостаточном количестве исследуемой пробы (лунный грунт, метеориты). В искусственно приготовленной смеси твердых отходов, содержащей соединения хлора и брома, эти галогены определяли методом масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой после спекания проб со смесью NaCO_3 и ZnO при 560 °С [9]. Для хлора достигнут предел обнаружения 200 мг/кг.

Наиболее широко в практике определения хлора используют химические методы анализа: титриметрические, фотометрические, электрохимические, ионохроматографические [10].

В работах [2, 11] рассмотрен пример применения ионометрического метода для определения минерального хлора в пылеобразных отходах при производстве ферроникеля. Описана методика количественного химического анализа отходов ферроникелевого производства в испытательной лаборатории Южно-Уральского никелевого комбината. Экспрессная и простая методика определения хлора в пылеобразных отходах позволяет контролировать его содержание в интервале

от 0,5 до 10 %. Однако полученные оценки воспроизводимости результатов измерений содержат лишь частичную информацию об их неопределенности. В целях соблюдения требований ГОСТ ISO/IEC 17025-2019 (ISO/IEC 17025:2017), для каждого метода испытаний (измерений) должна быть известна неопределенность измерений, значение которой следует учитывать при принятии решения о соответствии объекта (процесса) установленному требованию.

Целью настоящего исследования является повышение достоверности результатов контроля пылеобразных отходов при производстве ферроникеля. Для ее достижения необходимо провести анализ источников и выполнить расчет неопределенности результатов при определении массовой доли хлора в пылеобразных отходах.

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХЛОРА В ПЫЛЕОБРАЗНЫХ ОТХОДАХ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ФЕРРОНИКЕЛЯ

Предложенная в работе [2] методика основана на электрохимическом методе ионометрии с использованием ионоселективных электродов [12, 13]. Метод ионометрии имеет ряд достоинств: простота процедуры выполнения измерений, невысокая стоимость измерительных приборов, быстрое получение результатов измерений.

В работе [2] приведены результаты экспериментального исследования методики определения хлора с применением хлоридселективного электрода Эком-Cl (НПП «Эконикс», Россия) и хлоридсеребряного электрода сравнения марки ЭВЛ-1М3.1 (НПП «Эконикс», Россия). Электрод сравнения контактировал с измерительным электродом с помощью электролитического мостика, заполненного раствором азотнокислого калия с концентрацией 3 моль/дм³. Для автоматического расчета концентрации ионов использовали микропроцессорный иономер Эксперт 001 (НПП «Эконикс», Россия).

Селективность потенциометрических исследований хлоридселективным электродом обеспечивается исходным составом пылеобразных отходов. Поэтому основная задача подготовки пробы к исследованию – перевод хлора из твердых проб в раствор в виде хлорид-иона [2, 7, 10, 14]. С этой целью производят разложение пробы высокотемпературным спеканием с щелочным плавнем и последующим выщелачиванием водой, окислительное разложение пробы растворами кислот, а также пирогидролитическое разложение пробы при температуре 1000 °C [2, 7, 10, 14]. В методике определения хлора в пылевых отходах ферроникелевого производства для разложения проб согласно ГОСТ 23862.36-79, ГОСТ 5382-2019 использовали азотную кислоту. Данный способ отличается простотой, его применяют при переводе в раствор минерального хлора (растворение хлоридов металлов). Процедура подготовки пробы содержит следующие этапы [2, 11]:

– отбор навески пылеобразных отходов массой $m = 0,1000 \pm 0,0005$ г и размещение ее в химическом стакане объемом 50 см³;

– добавление к навеске отходов растворителя (азотная кислота) объемом $V = 5,0 \pm 0,1$ см³ в соотношении 1:10 и растворение смеси при температуре $T = 100 \pm 5$ °C в течение $t = 15 \pm 1$ мин;

– перенесение полученного раствора в мерную колбу объемом 100 см³, нейтрализация щелочью (гидроксидом натрия), доведение до отметки дистиллированной водой.

Процедура определения хлора состоит из двух этапов: вначале измеряют разность потенциалов между хлоридселективным электродом и электродом сравнения в градуировочных растворах, а затем определяют концентрацию хлорид-иона в анализируемом растворе.

При экспериментальном исследовании методики [2] было выявлено, что на результаты определения массовой доли хлора и их неопределенность оказывают влияние такие факторы подготовки пробы, как масса навески и объем растворителя (азотной кислоты). В качестве показателей точности методики ионометрического определения хлора в пылеобразных отходах были оценены: «стандартное отклонение повторяемости», «стандартное отклонение промежуточной прецизионности», «относительная погрешность». В работе [11] указано значение стандартного отклонения воспроизводимости результатов определения для актуализированной методики.

РАСЧЕТ НЕОПРЕДЕЛЕННОСТИ РЕЗУЛЬТАТА ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ МАССОВОЙ ДОЛИ ХЛОРИД-ИОНА В ПРОБЕ

Стандартизованная процедура оценивания неопределенности изложена в ГОСТ 34100.3-2017 (ISO/IEC Guide 98-3:2008). Пояснения в отношении практической реализации данной процедуры при оценивании неопределенности результатов приведены в работах [15, 16], в том числе применительно к методикам количественного химического анализа – в работе [16]. Рассмотрим применение стандартизованной процедуры оценивания неопределенности для разработанной методики ионометрического определения хлора в пылеобразных отходах при производстве ферроникеля [11]. Процедура оценивания неопределенности состоит из следующих этапов:

- составление математической модели для определения искомого параметра;
- оценивание входных величин и их неопределенностей;
- оценивание выходных величин и их неопределенностей;
- составление бюджета неопределенности;

– определение расширенной неопределенности и представление результатов.

Составление математической модели для определения массовой доли хлорид-иона в пробе

Массовую долю хлорид-иона в пробе X_{Cl^-} , %, вычисляли по формуле

$$X_{Cl^-} = \frac{m_1 V \cdot 100}{m \cdot 10^6}, \quad (1)$$

где m_1 – массовая концентрация хлорид-иона, мг/дм³; V – объем приготовленного раствора пробы, см³; m – масса навески пробы, г; 100 – переводной коэффициент для выражения результата в процентах; 10^6 – коэффициент, обеспечивающий согласование порядка значенй величин.

При определении составляющих неопределенности массовой доли хлорид-иона в пробе необходимо выявить источники их возникновения. Для наглядного представления факторов, формирующих неопределенность, и установления причинно-следственных связей между ними использовали диаграмму Исикавы [17], при построении которой учитывали факторы, связанные отношениями типа «причина – результат». Диаграмма позволила графически упорядочить факторы, влияющие на объект анализа. Построение диаграммы Исикавы начинали от центральной горизонтальной стрелки, изображающей объект анализа, проводили большие первичные стрелки – «большие кости», обозначающие главные причины (факторы или их группы), влияющие на объект анализа. Далее наносили вторичные причины (стрелки второго уровня – «малые кости»), которые влияли на главные причины. Таким образом, главные причины оказывались следствием вторичных. Процесс построения диаграммы Исикавы существенно упро-

щается при использовании специализированного программного обеспечения, например, программного пакета STATISTICA [18].

При анализе причинно-следственных связей были установлены следующие группы источников неопределенности определений массовой доли хлорид-иона в пробе: «массовая концентрация хлорид-иона», «объем приготовленного раствора пробы», «масса навески пробы» (см. рисунок).

С использованием диаграммы Исикавы были выявлены источники, оказывающие наиболее сильное влияние на неопределенность определений – определение m_1 (калибровка иономера, градуировка иономера).

Оценивание входных величин и их неопределенностей

Массовую концентрацию хлорид-иона определяли по градуировочному графику, исходя из измерения разности потенциалов E электродов в анализируемом растворе. У современных иономеров градуировочный график строится микропроцессором измерительного преобразователя автоматически на основе введенных в него значений E электродной системы и соответствующих им значений pX при градуировке иономера. В работе использовали три градуировочных раствора хлорида калия с молярной концентрацией хлорид-иона 10^{-3} , 10^{-2} и 10^{-1} моль/дм³.

Зависимость E электродной системы от измеряемой активности хлорид-иона без применения термокомпенсации описывается уравнением Нернста:

$$E = E_0 + SpCl, \quad (2)$$

где E – разность потенциалов между хлоридселективным и хлоридсеребряным электродами, мВ; E_0 – значение потенциала электродной системы в начальной точке диапазона измерений, мВ; S – угловой коэффи-

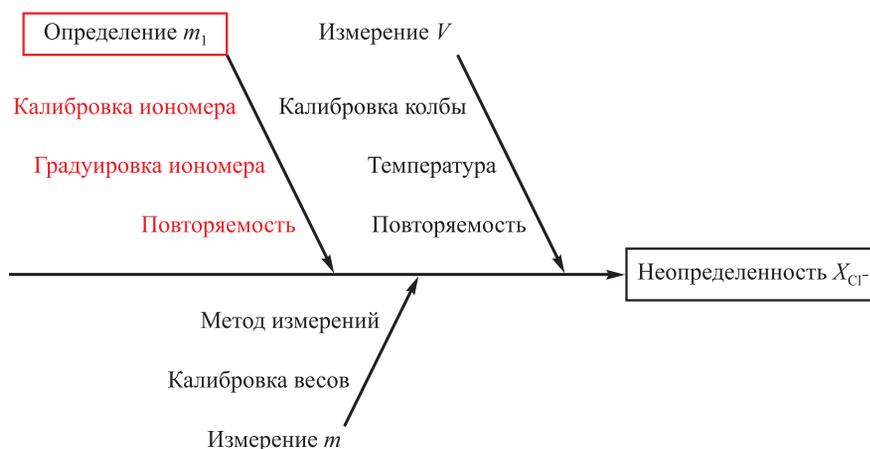


Диаграмма Исикавы для неопределенности результата при определении массовой доли хлорид-иона в пробе

Ishikawa diagram for the results uncertainty in determining chloride-ion mass fraction in the sample

циент наклона электродной функции (крутизна), значение которого зависит от температуры раствора (теоретическое значение при 20 °С равно 58,16 мВ/рСl); рСl – концентрация хлорид-иона в растворе: $pCl = -\lg a$ (a – активность свободных ионов в растворе, связанная с концентрацией соотношением: $a = kC$, где C – молярная концентрация, k – коэффициент активности).

Постоянство коэффициента активности k достигается при поддержании одинаковой ионной силы в анализируемых и градуировочных растворах путем добавления фоновго раствора. Угловой коэффициент S остается постоянным, если не изменяется температура.

Таким образом, неопределенность определения массовой концентрации хлорид-иона связана со следующими факторами:

- погрешность иономера, в том числе погрешность аппроксимации градуировочного графика формулой (2);
- погрешности приготовления градуировочных растворов и фоновго раствора;
- разность результатов измерений в условиях повторяемости.

В руководстве по эксплуатации иономера указаны пределы основной абсолютной погрешности измерительного преобразователя $\Delta_{ин} = \pm 0,02 pX$ ($\pm 4,5$ %), отдельно нормирована погрешность преобразования ионоселективного электрода («ЭКОМ-Сl»), НПП «ЭКОНИКС», Россия) $\Delta_{эи} = \pm 4,0$ % [19].

Погрешности приготовления градуировочных растворов с концентрациями 10^{-1} , 10^{-2} и 10^{-3} моль/дм³ составляют соответственно $\Delta_{гр1} = \pm 1,65$ %; $\Delta_{гр2} = \pm 1,88$ % и $\Delta_{гр3} = \pm 2,13$ %. Погрешность приготовления фоновго раствора калия азотнокислого для регулирования ионной силы с молярной концентрацией 3 моль/дм³ $\Delta_{фр} = \pm 1,65$ %. Ввиду отсутствия информации был принят равномерный закон распределения вероятностей для этих погрешностей (коэффициент охвата $k_p = \sqrt{3}$).

Разность результатов измерений массовой концентрации хлорид-иона в условиях повторяемости была оценена на основании эксперимента и составила $\Delta_{п} = \pm 3,5$ %, закон распределения вероятностей – равномерный.

Стандартную неопределенность определения массовой концентрации хлорид-иона $u(m_1)$ вычисляли по формуле

$$u(m_1) = \left[\left(\frac{\Delta_{ин}}{\sqrt{3}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta_{эи}}{\sqrt{3}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta_{гр1}}{\sqrt{3}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta_{гр2}}{\sqrt{3}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta_{гр3}}{\sqrt{3}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta_{фр}}{\sqrt{3}} \right)^2 + \left(\frac{\Delta_{п}}{\sqrt{3}} \right)^2 \right]^{1/2}. \quad (3)$$

Для рассматриваемого случая $u(m_1) = 4,55$ %.

Объем приготовленного раствора пробы определяли по отметке на мерной посуде. В данном случае использовали мерную колбу второго класса вместимостью $100,0 \pm 0,2$ см³ по ГОСТ 1770-74 (ISO 1042-83, ISO 4788-80). При этом основными источниками неопределенности измерения объема являются:

- допустимая погрешность измерений номинальной вместимости колбы (ΔV);
- отклонение объема раствора при заполнении колбы;
- отличие температуры колбы и раствора от температуры градуировки колбы.

Поскольку сведения о допустимой погрешности измерений номинальной вместимости колбы не содержат информации о доверительном уровне или законе распределения вероятностей, при вычислении стандартной неопределенности был использован треугольный закон распределения (коэффициент охвата $k_p = \sqrt{6}$).

Отклонение значения объема раствора при заполнении колбы можно оценить, как среднее квадратическое отклонение повторяемости $\sigma_{зк} = 0,02$ см³ (0,02 %) [20].

Значения допустимой погрешности измерений номинальной вместимости колбы указаны при температуре 20 °С, в то время как вариация температуры раствора и окружающей среды в соответствии с ГОСТ 8.234 – 2013 находится в пределах $\Delta t = \pm 5$ °С.

Неопределенность, учитывающую отличие температуры колбы и раствора от температуры градуировки колбы, $u(V_t)$, вычисляли с использованием коэффициента объемного теплового расширения раствора ($\beta = 2,1 \cdot 10^{-4}$ °С⁻¹), принимая во внимание равномерный закон распределения вероятностей для вариации значений температуры (коэффициент охвата $k_p = \sqrt{3}$):

$$u(V_t) = \frac{V \Delta t \beta}{\sqrt{3}}. \quad (4)$$

Стандартную неопределенность измерений объема приготовленного раствора пробы $u(V)$ определяли по формуле

$$u(V) = \sqrt{\left(\frac{\Delta V}{\sqrt{6}} \right)^2 + \sigma_{зк}^2 + u(V_t)^2}. \quad (5)$$

В результате вычисления с использованием приведенных выше значений была получена стандартная неопределенность $u(V) = 0,10$ %.

Массу навески пробы определяли путем ее взвешивания в мерном стакане. Неопределенность измерения массы обусловлена основной погрешностью весов. В данной работе были использованы электронные лабораторные весы Acculab ALC-210.4 (Acculab Group, США) с наибольшим пределом взвешивания 210 г, пределами допускаемой погрешности $\Delta m = \pm 0,001$ г. Учитывая, что процедура измерений содержит две независимые операции (измерение массы пустого мерного стакана и измерение массы мерного стакана с пробой),

Бюджет неопределенности результата при определении массовой доли хлорид-иона в пробе

Budget of uncertainty in determining chloride-ion mass fraction in the sample

Величина X_i	Оценка x_i	Стандартная неопределенность $u(x_i)$, %	Тип оценивания; закон распределения	Коэффициент чувствительности c_i	Вклад в неопределенность $u_i(y)$, %
m_1	3,89 мг/дм ³	4,15	Тип В	1,0	4,55
V	100 см ³	0,10			0,10
m	0,10 г	1,2			1,20
X_{Cl^-}	0,40 %	$u(X_{Cl^-}) = 4,7$			

стандартная неопределенность измерений массы навески пробы $u(m)$ при равномерном законе распределения вероятностей для погрешности весов составила $u(m) = \frac{2 \cdot 0,001}{\sqrt{3}} = 0,0012$ г (1,2 %).

Оценивание выходных величин и их неопределенностей

На данном этапе рассчитывали вклад неопределенностей входных величин (массовая концентрация хлорид-иона, объем приготовленного раствора пробы, масса навески пробы) в неопределенность определения массовой доли хлорид-иона в пробе, исходя из формулы (1). В соответствии с ГОСТ 34100.3–2017 (ISO/IEC Guide 98-3:2008), вклад неопределенности i -ой входной величины в неопределенность выходной величины, $u_i(y)$, определяли по формуле

$$u_i(y) = |c_i|u(x_i), \tag{6}$$

где $u(x_i)$ – стандартная неопределенность измерений i -ой входной величины; c_i – коэффициент чувствительности по отношению к i -ой входной величине, выражающий степень ее влияния на изменение выходной величины.

Исходя из математической модели для определения массовой доли хлорид-иона в пробе (формула (1)), при вычислении вкладов неопределенностей входных величин в неопределенность измерения выходной величины очевидна равнозначность их влияния (при выражении стандартных неопределенностей измерений входных величин в единицах относительных величин – процентах). Поэтому значения коэффициентов чувствительности были приняты равными единице.

Составление бюджета неопределенности

Бюджет неопределенности результата при определении массовой доли хлорид-иона в пробе приведен в таблице.

При расчете суммарной стандартной неопределенности результата определения массовой доли хлорид-иона в пробе было принято допущение, что составляющие являются некоррелированными величинами.

Определение расширенной неопределенности и представление результата

Суммарная расширенная неопределенность $U(y)$ равна произведению стандартной неопределенности $u(y)$ определения выходной величины y на коэффициент охвата $k_p = 2$:

$$U(y) = ku(y). \tag{7}$$

Суммарная расширенная неопределенность составила $U(X_{Cl^-}) = \pm 9,4$ % ($k_p = 2, P = 95$ %). Следовательно, для рассматриваемого случая результат определения массовой доли хлорид-иона в пробе может быть записан: $X_{Cl^-} = 0,40 \pm 0,04$ % при $P = 95$ %.

Выводы

Применение предложенной методологии расчета неопределенности направлено на повышение достоверности результатов при определении хлора в пылеобразных отходах ферроникелевого производства, что позволяет своевременно принимать управляющие решения в отношении процесса сульфатно-хлорирующего обжига. Кроме того, повышение достоверности результатов контроля пылеобразных отходов положительно влияет на показатели эффективности производственного процесса и экологического мониторинга.

Предложенный подход к расчету неопределенности результатов при определении химического состава объектов металлургического производства может быть использован для повышения достоверности результатов аналитического контроля.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

- Юдин А.Г., Шульц Л.А. Условия образования и полной деструкции диоксинов и фуранов при сжигании галогеносодержащих отходов // Экология и промышленность России. 2009. № 9. С. 50–53.
- Бешешко Г.И., Муравьева И.В., Чемлева Т.А., Филичкина В.А. Контроль содержания хлора в пылеобразных отходах при производстве ферронickеля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2014. Т. 80. № 2. С. 21–25.
- Fry K., Gillings M.M., Isley C., Gunkel-Grillon P., Taylor M.P. Trace element contamination of soil and dust by a New Caledonian ferronickel smelter: Dispersal, enrichment, and human health risk // Environmental Pollution. 2021. Vol. 288. Article 117593. <https://doi.org/10.1016/j.envpol.2021.117593>
- Lectard E., Hess E., Lin R. Behaviour of chlorine and alkalis in the blast furnace and effect on sinter properties during reduction // Revue de Metallurgie. Cahiers D'Informations Techniques. 2004. Vol.101. No. 1. P. 31–38. <https://doi.org/10.1051/metal:2004142>
- Wang C., Zheng J., Liu Z., Jiao K., Wang G., Yang J., Chou K. Effect of chlorine on the viscosities and structures of CaO-SiO₂-CaCl₂ slags // Metallurgical and Materials Transactions B. 2016. Vol. 48. P. 328–334. <https://doi.org/10.1007/s11663-016-0846-z>
- Yu Y., Zhang Q., Zhang Z., Xu N., Li Y., Jin M., Feng G., Qian H., Lu T. Assessment of residual chlorine in soil microbial community using metagenomics // Soil Ecology Letters. 2022. P. 1–13. <https://doi.org/10.1007/s42832-022-0130-x>
- Муравьева И.В., Бешешко Г.И. Определение хлора в объектах доменного производства // Известия вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 5. С. 342–347. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-342-347>
- Савинова Е.Н., Сукач Ю.С., Колесов Г.М., Тюрин Д.А. Новые возможности атомно-эмиссионной спектроскопии для определения труднодоступных элементов // Журнал аналитической химии. 2015. Т. 70. № 5. С. 502–509. <https://doi.org/10.7868/S0044450215030196>
- Österlund H., Rodushkin I., Ylinenjärvi K., Baxter D.C. Determination of total chlorine and bromine in solid wastes by sintering and inductively coupled plasma-sector field mass spectrometry // Waste Management. 2009. Vol. 29. No 4. P. 1258–1264. <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2008.07.017>
- Bogomolova S.A., Muravyeva I.V. Methods for the determination of chloride-ion in soils from the territory of nearby metallurgical enterprises: Guidelines for selection // Materials Science Forum. 2022. Vol.1052. P. 429–435. <https://doi.org/10.4028/p-j53sv2>
- Богомолова С.А., Муравьева И.В. Применение робастного параметрического проектирования при разработке методики количественного химического анализа в металлургическом производстве // Метрология. 2021. № 3. С. 48–61. <https://doi.org/10.32446/0132-4713.2021-3-48-61>
- Shao Y., Ying Y., Ping J. Recent advances in solid-contact ion-selective electrodes: Functional materials, transduction mechanisms, and development trends // Chemical Society Reviews. 2020. Vol. 49. No. 13. P. 4405–4465. <https://doi.org/10.1039/c9cs00587k>
- Lyu Y., Gan S., Bao Y., Zhong L., Xu J., Wang W., Liu Z., Ma Y., Yang G., Niu L. Solid-contact ion-selective electrodes: Response mechanisms, transducer materials and wearable sensors // Membranes. 2020. Vol. 10. No. 6. Article 128. <https://doi.org/10.3390/membranes10060128>
- Симонян Л.М., Демидова Н.В. Диоксины и фураны в цинксо-держажшей металлургической пыли: процессы формирования и поведение // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 7. С. 557–563. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-7-557-563>
- Cox M., O'Hagan A. Meaningful expression of uncertainty in measurement // Accreditation and Quality Assurance. 2022. Vol. 27. P. 19–37. <https://doi.org/10.1007/s00769-021-01485-5>
- Yudin A.G., Shul'ts L.A. Conditions for formation and complete destruction of dioxins and furans during incineration of halogen-containing wastes. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii*. 2009, no. 9, pp. 50–53. (In Russ.)
- Bebeshko G.I., Murav'eva I.V., Chemleva T.A., Filichkina V.A. Control of chlorine in dusty waste of ferronickel production. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2014, vol. 80, no. 2, pp. 21–25 (In Russ.)
- Fry K., Gillings M.M., Isley C., Gunkel-Grillon P., Taylor M.P. Trace element contamination of soil and dust by a New Caledonian ferronickel smelter: Dispersal, enrichment, and human health risk. *Environmental Pollution*. 2021, vol. 288, article 117593. <https://doi.org/10.1016/j.envpol.2021.117593>
- Lectard E., Hess E., Lin R. Behaviour of chlorine and alkalis in the blast furnace and effect on sinter properties during reduction. *Revue de Metallurgie. Cahiers D'Informations Techniques*. 2004, vol. 101, no. 1, pp. 31–38. <https://doi.org/10.1051/metal:2004142>
- Wang C., Zheng J., Liu Z., Jiao K., Wang G., Yang J., Chou K. Effect of chlorine on the viscosities and structures of CaO-SiO₂-CaCl₂ slags. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2016, vol. 48, pp. 328–334. <https://doi.org/10.1007/s11663-016-0846-z>
- Yu Y., Zhang Q., Zhang Z., Xu N., Li Y., Jin M., Feng G., Qian H., Lu T. Assessment of residual chlorine in soil microbial community using metagenomics. *Soil Ecology Letters*. 2022, pp. 1–13. <https://doi.org/10.1007/s42832-022-0130-x>
- Murav'eva I.V., Bebesko G.I. Determination of chlorine in features of blast furnace. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017, vol. 60, no. 5, pp. 342–347. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-342-347>
- Savinova E.N., Sukach Yu.S., Kolosov G.M., Tyurin D.A. New possibilities of atomic emission spectrometry for the determination of elements with high excitation energies // Journal of Analytical Chemistry. 2015. Vol. 70. No 5. P. 578–585. <https://doi.org/10.1134/S106193481503018>
- Österlund H., Rodushkin I., Ylinenjärvi K., Baxter D.C. Determination of total chlorine and bromine in solid wastes by sintering and inductively coupled plasma-sector field mass spectrometry. *Waste Management*. 2009, vol. 29, no. 4, pp. 1258–1264. <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2008.07.017>
- Bogomolova S.A., Muravyeva I.V. Methods for the determination of chloride-ion in soils from the territory of nearby metallurgical enterprises: Guidelines for selection. *Materials Science Forum*. 2022, vol. 1052, pp. 429–435. <https://doi.org/10.4028/p-j53sv2>
- Bogomolova S.A., Muravyeva I.V. Application of robust parametric design in the development of a quantitative chemical analysis methodology in metallurgical production. *Measurement Techniques*. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 772–777. <https://doi.org/10.1007/s11018-022-02002-x>
- Shao Y., Ying Y., Ping J. Recent advances in solid-contact ion-selective electrodes: Functional materials, transduction mechanisms, and development trends. *Chemical Society Reviews*. 2020, vol. 49, no. 13, pp. 4405–4465. <https://doi.org/10.1039/c9cs00587k>
- Lyu Y., Gan S., Bao Y., Zhong L., Xu J., Wang W., Liu Z., Ma Y., Yang G., Niu L. Solid-contact ion-selective electrodes: Response mechanisms, transducer materials and wearable sensors. *Membranes*. 2020, vol. 10, no. 6, article 128. <https://doi.org/10.3390/membranes10060128>
- Simonyan L.M., Demidova N.V. Dioxins and furans in zinc-containing metallurgical dust: Behavior and formation processes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 7, pp. 557–563. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-7-557-563>
- Cox M., O'Hagan A. Meaningful expression of uncertainty in measurement. *Accreditation and Quality Assurance*. 2022, vol. 27, no. 1, pp. 19–37. <https://doi.org/10.1007/s00769-021-01485-5>

16. Rostron P.D., Fearn T., Ramsey M. Comparing uncertainties – Are they really different? // *Accreditation and Quality Assurance*. 2022. Vol. 27. P. 133–142. <https://doi.org/10.1007/s00769-022-01501-2>
17. Ishikawa K. *Guide to Quality Control (Industrial engineering & technology)*. Tokyo: Asian Productivity Organization, 1976. 226 p.
18. Боровиков В.П. Популярное введение в современный анализ данных в системе STATISTICA. Москва: Горячая линия – Телеком, 2016. 288 с.
19. Потенциометрия: Рекомендации по выбору электродов. URL: <http://anchem.ru/literature/books/01.asp> (дата обращения: 31.08.2022).
20. Eurachem/CITAC guide: Quantifying Uncertainty in Analytical Measurement, 3rd ed. Ellison S., Williams A. eds. 2012. URL: https://www.eurachem.org/images/stories/Guides/pdf/QUAM2012_P1.pdf
16. Rostron P.D., Fearn T., Ramsey M. Comparing uncertainties – Are they really different? *Accreditation and Quality Assurance*. 2022, no. 27, pp. 133–142. <https://doi.org/10.1007/s00769-022-01501-2>
17. Ishikawa K. *Guide to Quality Control (Industrial engineering & technology)*. Tokyo: Asian Productivity Organization, 1976, 226 p.
18. Borovikov V.P. *Popular Introduction to Modern Data Analysis in STATISTICA*. Moscow: Goryachaya liniya – Telekom, 2016, 288 p. (In Russ.).
19. *Potentiometry: Recommendations on the choice of electrodes*. Available at URL: <http://anchem.ru/literature/books/01.asp> (Accessed 31.08.2022). (In Russ.).
20. *Eurachem/CITAC guide: Quantifying Uncertainty in Analytical Measurement*. 3rd ed. Ellison S., Williams A. eds. 2012. Available at URL: https://www.eurachem.org/images/stories/Guides/pdf/QUAM2012_P1.pdf (Accessed 31.08.2022).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Светлана Анатольевна Митрофанова, к.т.н, руководитель органа по сертификации, Научно-исследовательский институт транспортно-строительного комплекса; доцент, Академия стандартизации, метрологии и сертификации (учебная)

ORCID: 0000-0002-6545-6119

E-mail: s_bogomolova@mail.ru

Ирина Валентиновна Муравьева, к.т.н., доцент кафедры сертификации и аналитического контроля, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-7870-2043

E-mail: iravm@bk.ru

Svetlana A. Mitrofanova, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Certification Department, Scientific Research Institute of Transport and Construction Complex; Assist. Prof., Academy of Standardization, Metrology and Certification

ORCID: 0000-0002-6545-6119

E-mail: s_bogomolova@mail.ru

Irina V. Murav'eva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Certification and Analytical Control, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0001-7870-2043

E-mail: iravm@bk.ru

Поступила в редакцию 01.06.2022

После доработки 15.08.2022

Принята к публикации 26.08.2022

Received 01.06.2022

Revised 15.08.2022

Accepted 26.08.2022



Оригинальная статья

УДК 621.791.048:621.793

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-637-643

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2396>

СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВЕРХЗВУКОВОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ С АЭРОЗОЛЬНЫМ ФЛЮСОВАНИЕМ

А. В. Коломейченко¹, В. Н. Логачев², В. Б. Деев^{3,4}, Н. Ю. Дударева⁵

¹ Центральный научно-исследовательский автомобильный и автомоторный институт «НАМИ» (Россия, 125438, Москва, ул. Автомоторная, 2)

² Орловский государственный аграрный университет имени Н.В. Парахина (Россия, 302019, Орел, ул. Генерала Родина, 69)

³ Уханьский текстильный университет (China, 430072, Hubei Province, Wuchang District, Wuhan, Wuhan University, Hongshance Road, 34)

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

⁵ Уфимский государственный авиационный технический университет (Россия, 450000, Республика Башкортостан, Уфа, ул. К. Маркса, 12)

Аннотация. При неоспоримых достоинствах метода электродуговой металлизации, он обладает и недостатками, например, такими, как выгорание легирующих элементов и высокое содержание окислов в наносимом покрытии. Решение данной проблемы и нейтрализации отрицательного влияния окисления наносимого металла кислородом, содержащимся в используемом воздухе, возможно за счет применения аэрозольного флюсования при металлизации. В статье рассмотрен эффективный метод повышения физико-механических свойств электрометаллизационного покрытия за счет использования аэрозольного флюсования. Сущность данного метода состоит в том, что в факел расплавленного электрической дугой металла вместе со сжатым воздухом вводится аэрозоль, состоящий из водного раствора химических неорганических материалов. Водный раствор заливается в гидродиспергатор, подключенный к воздушному каналу металлатора. Аэрозольное флюсование позволяет раскислять и легировать металл при электродуговой металлизации, тем самым повышая уровень его свойств. Представлены результаты топографических исследований электрометаллизационных покрытий. Полученные покрытия имеют структуру с размерами зерен от 200 до 2500 нм, как с ярко выраженными, так и слабо заметными границами между зерен. Установлено, что при использовании аэрозольного флюсования при электродуговой металлизации в покрытиях формируется более мелкозернистая структура и повышается прочность. Проведенные металлографические исследования показали, что толщина электрометаллизационного покрытия варьируется от 2490 до 2586 мкм. Использование аэрозольного флюсования при электродуговой металлизации не оказывает существенного влияния на толщину наносимого покрытия. Исследование микротвердости электрометаллизационных покрытий показало, что использование при металлизации аэрозольного флюсования с флюсом, состоящим из Na_2CO_3 , Na_3AlF_6 , $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, позволяет увеличить ее значения в 1,6 – 1,9 раз.

Ключевые слова: электродуговая металлизация, покрытие, аэрозольное флюсование, проволока, металлатор, структура, микротвердость

Для цитирования: Коломейченко А.В., Логачев В.Н., Деев В.Б., Дударева Н.Ю. Свойства покрытий, полученных сверхзвуковой электродуговой металлизацией с аэрозольным флюсованием // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 637–643.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-637-643>

Original article

PROPERTIES OF COATINGS OBTAINED BY SUPERSONIC ELECTRIC ARC METALLIZATION WITH AEROSOL FLUXING

A. V. Kolomeichenko¹, V. N. Logachev², V. B. Deev^{3,4}, N. Yu. Dudareva⁵

¹ Central Scientific Research Automobile and Automotive Engine Institute “NAMI” (2 Aviamotornaya Str., Moscow 125438, Russian Federation)

² N.V. Parakhin Orel State Agrarian University (69 Generala Rodina Str., Orel 302019, Russian Federation)

³ Wuhan Textile University (34 Hongshance Road, Wuhan University, Wuhan, Wuchang District, Hubei Province, 430072, China)

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

⁵ Ufa State Aviation Technical University (12 K. Marksa Str., Ufa, Republic of Bashkortostan 450000, Russian Federation)

Abstract. The method of electric arc metallization has both undeniable advantages and some disadvantages. For example, there is a burnout of alloying elements and a high content of oxides in the applied coating. Aerosol fluxing during metallization can solve this problem and neutralize the negative oxidative effect of interaction of the applied metal with air oxygen. This article discusses an effective method to improve physical and mechanical properties of an electrometallization coating using aerosol fluxing. The essence of this method is introduction of an aerosol together with compressed air into a torch of molten metal. This aerosol consists of an aqueous solution of the chemical inorganic materials. Such the aqueous solution is poured into a hydrodispersator, which is connected to the air channel of the metallizer. Aerosol fluxing makes it possible to deoxidize and ligate metal during electric arc metallization. As a result, the physical and mechanical properties of the metal increase. The paper considers the results of topographic studies of electrometallization coatings. Formed coatings have a structure with grain sizes from 200 to 2500 nm and also have pronounced and subtle grain boundaries. Aerosol fluxing with electric arc metallization forms a coating with finer-grained structure, which increases their strength. It is established that formed coatings have a finer-grained structure and increased strength when using aerosol fluxing during electric arc metallization. Metallographic studies showed that the thickness of the electrometallization coating varies from 2490 μm to 2586 μm . The use of aerosol fluxing during electric arc metallization does not significantly affect the coating thickness. The microhardness of electrometallization coatings was studied. This study showed that the use of aerosol flux consisting of Na_2CO_3 , Na_3AlF_6 , $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ during metallization increases microhardness of electrometallization coatings by 1.6 – 1.9 times.

Keywords: electric arc metallization, coating, aerosol fluxing, wire, metallizer, structure, microhardness

For citation: Kolomeichenko A.V., Logachev V.N., Deev V.B., Dudareva N.Yu. Properties of coatings obtained by supersonic electric arc metallization with aerosol fluxing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 637–643. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-637-643>

ВВЕДЕНИЕ

Электродуговая металлизация (ЭМ) широко применяется для нанесения покрытий различного назначения. Исследованию свойств покрытий, полученных ЭМ, посвящены работы [1 – 4]. Процесс нанесения покрытий рассматривается в работах [5 – 7]. Часть исследований направлена на совершенствование оборудования для ЭМ [8, 9], в другой части изучаются материалы, применяемые при ЭМ [10 – 12]. Однако проволоки, которые обеспечивают высокие физико-механические свойства электрометаллизационных покрытий (материалы марок 50ХФА, 40Х13, ПП-ПН-100Х15, ПП-ТП-1), имеют высокую стоимость [13 – 16]. Это сдерживает использование ЭМ в машиностроении и ремонтном производстве [17 – 20].

Для решения данной проблемы предлагается использовать более дешевую сварочную проволоку марки Св08Г2С (ГОСТ 2246-70) и легировать ее в процессе ЭМ аэрозольным флюсованием (АФ) за счет компонентов флюса Na_2CO_3 , Na_3AlF_6 , $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ [21 – 24]. Сущность метода аэрозольного флюсования, предназначенного для раскисления и легирования металла при электродуговой металлизации, заключается в том, что в факел диспергированного расплавленного электрической дугой металла вводится вместе со сжатым воздухом аэрозоль, представляющая собой водный раствор химических неорганических материалов, которые при растворении в воде прошли этап электролитической диссоциации.

Под действием высокой температуры электрической дуги происходит термическая диссоциация с выделением активных элементов (С, СО) и последующий процесс карботермии (раскисления железа), который используется в металлургии.

Целью настоящего исследования являлось установление влияния аэрозольного флюсования при сверхзвуковой электродуговой металлизации на свойства получаемых покрытий.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

При проведении исследований в качестве материала основы для изготовления образцов использовали сталь 20 (ГОСТ 1050-2013), достаточно широко применяемую при изготовлении изделий различного назначения в машиностроении [25, 26]. Нанесение покрытий проводилось сверхзвуковым электродуговым металлизатором ЭДМ-9ШД (производитель ГНУ ГОСНИТИ, Россия). В качестве источника электрического тока применяли сварочный выпрямитель ВДУ-506 (производитель ООО «ИТС-Инжиниринг», Россия). Аэрозольное флюсование производилось подключением в воздушный поток перед металлизатором гидродиспергатора.

Топографии структуры покрытий изучали на атомном силовом микроскопе FemtoScan (производитель ООО НПП «Центр перспективных технологий», Россия).

Металлографические исследования образцов проводились при помощи анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел Siams 700 (производитель ООО «СИАМС», Россия).

Микротвердость покрытий исследовали на микротвердометре Durascan 20 (производитель EMCO-TEST PrufmaSchinen GmbH, Австрия). Измерение микротвердости образцов осуществляли от края покрытия на расстоянии 30 мкм в глубину основы с переменным шагом (расстоянием между центрами отпечатков) как по горизонтали, так и по вертикали. При исследовании сравнивались показатели толщины и микротвердости электрометаллизационных покрытий (ЭМ-покрытий), полученных методом ЭМ без АФ и с АФ с использованием флюса, состоящего из кальцинированной соды Na_2CO_3 , криолита Na_3AlF_6 , тетрабората натрия $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$. Содержание компонентов в водном растворе составляло $C_{\text{Na}_2\text{CO}_3} = 42$ г/л, $C_{\text{Na}_3\text{AlF}_6} = 6$ г/л, $C_{\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7} = 12$ г/л и было выбрано на основании ранее проведенных исследований с использованием данного флюса [27, 28]. Режимы нанесения ЭМ-покрытий: сила тока 180 А, напряжение

32 В, скорость истечения воздушного потока 540 м/ч, материал проволоки Св-08Г2С, ГОСТ 10543-98, диаметр проволоки 2 мм, давление воздуха 0,60 – 0,65 МПа, дистанция металлизации 160 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ТОПОГРАФИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ

В современных сверхзвуковых металлизаторах расплавленный металл с помощью струи сжатого воздуха диспергируется на мелкие частицы, которые с большой скоростью увлекаются воздушной струей и наносятся на подложку. В течение полета жидкие частицы металла в зависимости от величины сил поверхностного натяжения, скорости их полета и дистанции металлизации приобретают сферическую каплевидную или осколочную форму.

При соударении с основой частицы металла деформируются и частично разбрызгиваются. Форма сплюснутых металлических частиц, составляющих покрытие, позволяет сделать вывод, что в момент соударения они были в пластичном и круглом состоянии, при котором они легко деформируются.

Температура частиц металла зависит от его свойств, способа плавления, размера частиц, скорости полета и дистанции металлизации.

Установлено, что крупные частицы металла достигают поверхности преимущественно в жидком состоянии, а более мелкие в пластичном и даже твердом. При этом, независимо от размеров, частицы металла, которые находятся в центре воздушной струи, охлаждаются незначительно, а на периферии – более энергично. Поэтому частицы металла, составляющие покрытие, достигают подложки в различном состоянии. Преобладающее их количество находится в жидком или полу-

жидком (пластичном) состоянии и лишь малая часть – в отвердевшем.

За счет кинетической энергии летящих со сверхзвуковой скоростью частиц металла при ударе об основу окружающая их окисная оболочка разрушается, а жидкий металл смачивает поверхность и, заполняя неровности, плотно контактирует с ней. Более холодные частицы металла при ударе деформируются, расплющиваются и, перемешиваясь с более горячими, образуют единичный слой покрытия.

В момент удара о подложку частицы металла одновременно с деформацией подвергаются резкому охлаждению холодной струей сжатого воздуха, что вызывает мгновенную их закалку. Происходящие при этом структурные изменения в частицах с различной массой и температурой протекают неодинаково. Этим объясняется, например, наличие в покрытии металла со смешанными структурами из аустенита, перлита, сорбита и мартенсита [22].

На рис. 1 приведены изображения топографии структуры покрытий, где по осям показан размер площадки, а на цветовой полосе – высотный параметр микронеровностей. На представленных изображениях просматривается зернистая структура ЭМ-покрытия с размерами зерен от 200 до 2500 нм.

Следует отметить, что в исследуемой структуре наблюдается размерная неоднородность зерен, что явно прослеживается на рис. 1, б. Здесь, наряду с «большими» зернами размером более 2000 нм, имеющими ярко выраженные границы, наблюдаются «маленькие» зерна размером 200 – 300 нм и слабо заметной границей между ними. Расположение рассматриваемых зерен имеет хаотическое чередование. Применение аэрозольного флюсования способствует образованию в металлизационном покрытии значительно большего количества

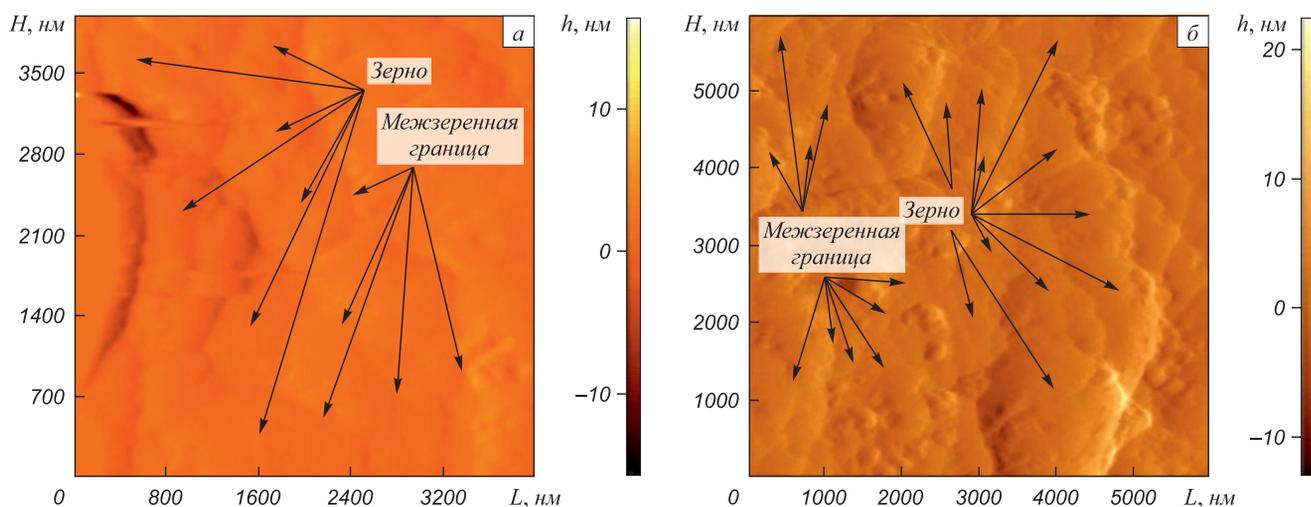


Рис. 1. Изображения топографии структуры покрытий:
а – ЭМ без АФ; б – ЭМ с АФ

Fig. 1. Topography images of the coating structure:
a – electric arc metallization (EAM) without aerosol fluxing (AF); б – EAM with AF

«маленьких» зерен, что повышает прочность сформированного ЭМ-покрытия.

РЕЗУЛЬТАТЫ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Толщина металлизационных покрытий в зависимости от их назначения и различных форм поверхностей изделий, на которые они наносятся, варьируется от 0,05 до 10 мм. Например, на деталях типа «вал» диаметром 100 – 150 мм минимальная толщина ЭМ-покрытия с припуском под механическую обработку должна составлять 1,6 – 2,5 мм на сторону [22].

На рис. 2 представлен снимок ЭМ-покрытия, толщина которого варьируется от 2490 до 2586 мкм. Использование аэрозольного флюсования при ЭМ значимого влияния на толщину наносимого покрытия не оказывает.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОКРЫТИЙ

Твердость покрытия является одной из важных характеристик, определяющих его эксплуатационные возможности [29 – 33]. Условия работы деталей машин различного назначения требуют соответствующую твердость поверхности изделия. Например, высокотвердые покрытия используются при восстановлении таких тяжело нагруженных деталей, как коленчатые валы двигателей, шейки валков прокатных станов, осей железнодорожных вагонов, валов роторов глубинных насосов и др. Для неподвижных посадок под подшипники качения обычно используются покрытия средней твердости.

При ЭМ твердость металлопокрытия зависит не только от присадочного материала (проволоки). На одном и том же материале можно получить покрытия, имеющие различную твердость, которая зависит от целого ряда факторов – величины электрического тока,

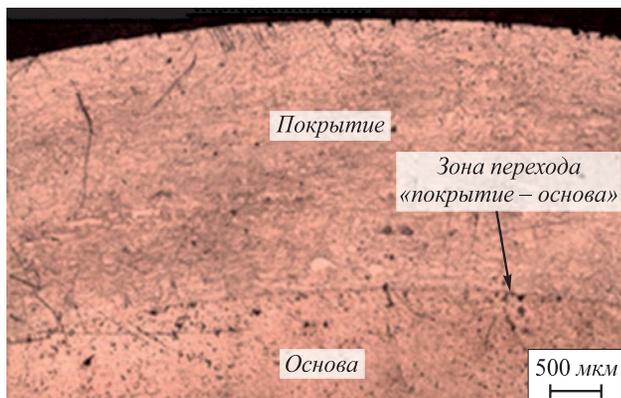


Рис. 2. Снимок поперечного шлифа образца с ЭМ-покрытием, $\times 100$

Fig. 2. Cross section image of the sample with EAM coating (magnification $\times 100$)

дистанции ЭМ, давления сжатого воздуха и скорости подачи проволоки. Твердость ЭМ-покрытий, при прочих равных условиях, можно повысить за счет использования АФ.

На рис. 3, 4 представлены результаты исследования микротвердости образцов, полученных методом ЭМ без применения и с применением АФ.

Увеличение микротвердости ЭМ-покрытия за счет применения АФ объясняется тем, что легирующие компоненты, входящие в состав флюса в результате термодиффузионных процессов, образуют упрочняющие структуры за счет получения твердых растворов (цементита, нитрида и др.) [33 – 37].

Выводы

При неоспоримых достоинствах метода электродуговой металлизации, он обладает и недостатками, например, такими, как выгорание легирующих элементов и высокое содержание окислов в наносимом покрытии. Решение этой проблемы и нейтрализации отрицатель-

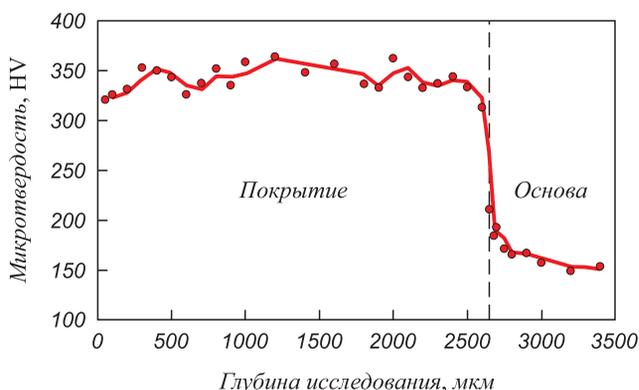


Рис. 3. Микротвердость по толщине ЭМ-покрытия, полученного без применения АФ

Fig. 3. Microhardness by thickness of the EAM coating obtained without AF

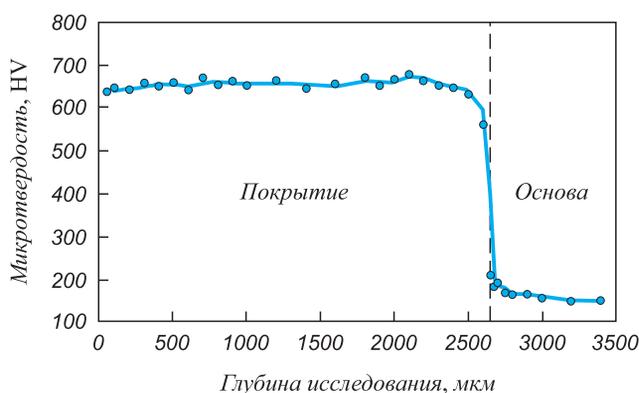


Рис. 4. Микротвердость по толщине ЭМ-покрытия, полученного с применением АФ

Fig. 4. Microhardness by thickness of the EAM coating obtained using AF

ного влияния окисления наносимого металла возможно за счет применения аэрозольного флюсования воздушного потока.

Использование аэрозольного флюсования позволяет значительно улучшить свойства металлизационных покрытий. Применение флюса, состоящего из водного раствора, содержащего компоненты Na_2CO_3 , Na_3AlF_6 , $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, способствует образованию мелкозернистой структуры, что повышает прочность ЭМ-покрытия.

Микротвердость ЭМ-покрытия при этом увеличивается в 1,6 – 1,9 раз.

На толщину наносимого покрытия использование флюса при ЭМ значимого влияния не оказывает.

Проведенные ранее сравнительные исследования адгезионно-когезионной прочности показали, что без АФ прочность сцепления составляет 30 – 35 МПа, использование АФ позволяет увеличить прочность сцепления до 60 – 66 МПа [22].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Korobov Yu.S., Boronenkov V.N. Calculating the parameters of movement, heating and oxidation of particles in electric arc metallising // *Welding International*. 1998. Vol. 12. No. 9. P. 726–730. <http://doi.org/10.1080/09507119809452043>
2. Korobov Yu.S., Boronenkov V.N. Kinetics of interaction of sprayed metal with oxygen in electric arc metallising // *Welding International*. 2004. Vol. 18. No. 1. P. 42–48. <http://doi.org/10.1533/wint.2004.3242>
3. Lyalyakin V.P., Murzaev V.P., Solovov R.Yu., Slinko D.B. Physico-mechanical properties of coatings produced by electric arc metallising with flux-cored wires // *Welding International*. 2017. Vol. 31. No. 9. P. 729–732. <http://doi.org/10.1080/09507116.2017.1315078>
4. Sergeev V.V., Spiridonov Yu.L., Farakhshin I.I. Reconditioning crankshafts of domestic and foreign diesel engines by electric arc metallising // *Welding International*. 2004. Vol. 18. No. 7. P. 578–580. <http://doi.org/10.1533/wint.2004.3331>
5. Şerban V.A., Roşu R.A., Bucur A.I., Pascu D.R. Deposition of titanium nitride layers by electric arc-reactive plasma spraying method // *Applied Surface Science*. 2013. Vol. 265. P. 245–249. <http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.10.187>
6. Newbery A.P., Grant P.S., Neiser R.A. The velocity and temperature of steel droplets during electric arc spraying // *Surface and Coatings Technology*. 2005. Vol. 195. No. 1. P. 91–101. <http://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.12.035>
7. Sokolov Yu.V., Zheleznyĭ V.S. The fractal structure of a carbon deposit formed during graphite spraying in an electric arc // *Technical Physics Letters*. 2003. Vol. 29. No. 4. P. 350–351. <http://doi.org/10.1134/1.1573314>
8. Royanov V.A., Bovikov V.I. Equipment for electric arc metallizing with pulsed discharge of the air-spraying jet // *Welding International*. 2016. Vol. 30. No. 4. P. 315–318. <http://doi.org/10.1080/01431161.2015.1058006>
9. Aleksandrov V.P., Glupanov V.N. Cleaning aspiration air from chambers for electric-arc metal spraying // *Chemical and Petroleum Engineering*. 2002. Vol. 38. No. 1–2. P. 94–95. <http://doi.org/10.1023/A:1015242825702>
10. Xing S.B., Xiao K., Li X.-G., Liu A.Q., Li L., Wang E.Q. Corrosion resistance of Zn-Al-Mg-La-Ce coatings by electric arc spraying // *Beijing Keji Daxue Xuebao / Journal of University of Science and Technology Beijing*. 2012. Vol. 34. No. 10. P. 1167–1172.
11. Pereira Dos Santos L., Flores-Sahagun T.S., Paredes R.S.C., Bozz Ferla S.M., Satyanarayana K.G. Study on the deposition of stainless steel on polymeric substrates by arc electric thermal spraying // *Materials Research Express*. 2019. Vol. 6. No. 10. Article 105314. <http://doi.org/10.1088/2053-1591/ab2a2f>
12. Kirsankin A.A., Kalaida T.A., Kaplan M.A., Smirnov M.A., Ivannikov A.Yu., Sevostyanov M.A. Characterization of spherical stainless steel powders prepared by electric arc spraying process // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2020. Vol. 848. Article 012033. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012033>
13. Лялякин В.П. Восстановление деталей машин – важное направление импортозамещения в агропромышленном комплексе // *Ремонт. Восстановление. Модернизация*. 2019. № 9. С. 3–5.
1. Korobov Yu.S., Boronenkov V.N. Calculating the parameters of movement, heating and oxidation of particles in electric arc metallising. *Welding International*. 1998, vol. 12, no. 9, pp. 726–730. <http://doi.org/10.1080/09507119809452043>
2. Korobov Yu.S., Boronenkov V.N. Kinetics of interaction of sprayed metal with oxygen in electric arc metallising. *Welding International*. 2004, vol. 18, no. 1, pp. 42–48. <http://doi.org/10.1533/wint.2004.3242>
3. Lyalyakin V.P., Murzaev V.P., Solovov R.Yu., Slinko D.B. Physico-mechanical properties of coatings produced by electric arc metallising with flux-cored wires. *Welding International*. 2017, vol. 31, no. 9, pp. 729–732. <http://doi.org/10.1080/09507116.2017.1315078>
4. Sergeev V.V., Spiridonov Yu.L., Farakhshin I.I. Reconditioning crankshafts of domestic and foreign diesel engines by electric arc metallising. *Welding International*. 2004, vol. 18, no. 7, pp. 578–580. <http://doi.org/10.1533/wint.2004.3331>
5. Şerban V.A., Roşu R.A., Bucur A.I., Pascu D.R. Deposition of titanium nitride layers by electric arc-reactive plasma spraying method. *Applied Surface Science*. 2013, vol. 265, pp. 245–249. <http://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.10.187>
6. Newbery A.P., Grant P.S., Neiser R.A. The velocity and temperature of steel droplets during electric arc spraying. *Surface and Coatings Technology*. 2005, vol. 195, no. 1, pp. 91–101. <http://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.12.035>
7. Sokolov Yu.V., Zheleznyĭ V.S. The fractal structure of a carbon deposit formed during graphite spraying in an electric arc. *Technical Physics Letters*. 2003, vol. 29, no. 4, pp. 350–351. <http://doi.org/10.1134/1.1573314>
8. Royanov V.A., Bovikov V.I. Equipment for electric arc metallizing with pulsed discharge of the air-spraying jet. *Welding International*. 2016, vol. 30, no. 4, pp. 315–318. <http://doi.org/10.1080/01431161.2015.1058006>
9. Aleksandrov V.P., Glupanov V.N. Cleaning aspiration air from chambers for electric-arc metal spraying. *Chemical and Petroleum Engineering*. 2002, vol. 38, no. 1–2, pp. 94–95. <http://doi.org/10.1023/A:1015242825702>
10. Xing S.B., Xiao K., Li X.-G., Liu A.Q., Li L., Wang E.Q. Corrosion resistance of Zn-Al-Mg-La-Ce coatings by electric arc spraying. *Beijing Keji Daxue Xuebao / Journal of University of Science and Technology Beijing*. 2012, vol. 34, no. 10, pp. 1167–1172.
11. Pereira Dos Santos L., Flores-Sahagun T.S., Paredes R.S.C., Bozz Ferla S.M., Satyanarayana K.G. Study on the deposition of stainless steel on polymeric substrates by arc electric thermal spraying. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6, no. 10, article 105314. <http://doi.org/10.1088/2053-1591/ab2a2f>
12. Kirsankin A.A., Kalaida T.A., Kaplan M.A., Smirnov M.A., Ivannikov A.Yu., Sevostyanov M.A. Characterization of spherical stainless steel powders prepared by electric arc spraying process. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2020, vol. 848, article 012033. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/848/1/012033>
13. Lyalyakin V.P. Restoration of machine parts as an important direction of import substitution in agro-industrial complex. *Remont. Vosstanovlenie. Modernizatsiya*. 2019, no. 9, pp. 3–5. (In Russ.).

14. Воробьев П.А., Юсим М.Ю., Литовченко Н.Н., Денисов В.И. Метод аэрозольного флюсования при электродуговой металлизации // Труды ГОСНИТИ. 2008. Том 101. С. 201–204.
15. Матюшкин Б.А., Денисов В.И., Толкачев А.А. Регулируемое изменение процентного содержания элементов в рабочем слое при восстановлении деталей электродуговой металлизацией // Труды ГОСНИТИ. 2017. Т. 127. С. 166–170.
16. Технологические процессы в техническом сервисе машин и оборудования: Учебное пособие / И.Н. Кравченко, А.Ф. Пузырьков, В.М. Корнеев, А.Г. Пастухов, А.В. Коломейченко, А.А. Пузырьков. Москва: ИНФРА-М, 2017. 346 с.
17. Технология ремонта машин / В.М. Корнеев, В.С. Новиков, И.Н. Кравченко и др.; под ред. В.М. Корнеева. Москва: ИНФРА-М, 2018. 312 с.
18. Восстановление износа деталей машин / В.А. Горохов, О.Г. Девойно, В.П. Иванов и др. Старый Оскол: ТНТ, 2020. 380 с.
19. Олефиренко Н.А., Овчинников В.В. Технологические особенности восстановления коленчатых валов компрессоров фреона электродуговой металлизацией // Известия Московского государственного индустриального университета. 2012. № 1 (25). С. 27–31.
20. Сергеев В.В., Куликов П.Р. Восстановление коленчатых валов дизельных двигателей сверхзвуковой электродуговой металлизацией // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2008. № 10. С. 37–40.
21. Дудан А.В., Ворона Т.В., Довжук С.А., Брусило Ю.В., Салимов Р.М., Волков Ю.В. Выбор оборудования для упрочнения и восстановления деталей автомобилей электродуговым напылением // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В: Промышленность. Прикладные науки. 2014. № 11. С. 121–126.
22. Электродуговая металлизация. Теория, технологии, оборудование / Н.Н. Литовченко, В.П. Лялякин, А.В. Коломейченко и др. Курск: Университетская книга, 2022. 203 с.
23. Лялякин В.П., Мурзаев В.П., Соловьев Р.Ю., Слинко Д.Б. Физико-механические свойства покрытий, полученных электродуговой металлизацией порошковыми проволоками // Технология машиностроения. 2017. № 5. С. 24–28.
24. Соловьев Р.Ю., Воробьев П.А., Литовченко Н.Н. Металлокарботермические методы снижения окисления диспергированного металла при электродуговой металлизации // Сварочное производство. 2012. № 3. С. 43–47.
25. Матюшкин Б.А., Денисов В.И., Толкачев А.А. Технологические особенности электродуговой металлизации в отрасли АПК // Технология машиностроения. 2016. № 10. С. 32–37.
26. Литовченко И.Н., Денисов В.И., Воробьев П.А., Юсим М.Ю. Восстановление деталей электродуговой металлизацией // Техника в сельском хозяйстве. 2008. № 2. С. 28–32.
27. Коломейченко А.В., Логачев В.Н., Измалков А.А. Целесообразность использования аэрозольного флюсования при электродуговой металлизации // Вестник Башкирского государственного аграрного университета. 2018. № 3 (47). С. 62–68.
28. Logachev V.N., Kolomeichenko A.V., Kuznetsov Yu.A., Solov'ev R.Yu., Denisov V.I., Sharifullin S.N. Aerosol fluxing in electro arc metallization // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2017. Vol. 240. Article 012049. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/240/1/012049>
29. Бороненков В.Н., Коробов Ю.С. Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2012. 268 с.
30. Pokhmurska H., Dovhnyuk V., Student M., Bielanska E., Beltowska E. Tribological properties of arc sprayed coatings obtained from FeCrB and FeCr based powder wires // Surface & Coating Technology. 2002. Vol. 151–152. P. 490–494. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(01\)01577-8](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(01)01577-8)
31. Pokhmurskii V., Dovhnyuk V., Student M., Pokhmurska H., Vynar V., Sydorak I. Triboelectrochemical behaviour of arc sprayed coatings on aluminium alloys // Inzynieria Powierzchni. 2008. No. 1. P. 9–13.
14. Vorob'ev P.A., Yusim M.Yu., Litovchenko N.N., Denisov V.I. Aerosol fluxing method for electric arc metallization. *Trudy GOSNITI*. 2008, vol. 101, pp. 201–204. (In Russ.).
15. Matyushkin B.A., Denisov V.I., Tolkahev A.A. Adjustable change in percentage of elements in working layer during parts restoration by electric arc metallization. *Trudy GOSNITI*. 2017, vol. 127, pp. 166–170. (In Russ.).
16. Kravchenko I.N., Puzryakov A.F., Korneev V.M., Pastukhov A.G., Kolomeichenko A.V., Puzryakov A.A. *Technological Processes in Technical Service of Machines and Equipment*. Moscow: INFRA-M, 2017, 346 p. (In Russ.).
17. Korneev V.M., Novikov V.S., Kravchenko I.N., etc. *Machine Repair Technology*. Korneev V.M. ed. Moscow: INFRA-M, 2018, 312 p. (In Russ.).
18. Gorokhov V.A., Devoino O.G., Ivanov V.P., etc. *Restoring the Wear of Machine Parts*. Sary Oskol: TNT, 2020, 380 p. (In Russ.).
19. Olefirenko N.A., Ovchinnikov V.V. Technological features of restoration of crankshafts of freon compressors by electric arc metallization. *Izvestiya Moskovskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2012, vol. 25, no. 1, pp. 27–31. (In Russ.).
20. Sergeev V.V., Kulikov P.R. Restoration of crankshafts of diesel engines by supersonic electric arc metallization. *Sbornik v mashinostroenii, priborostroenii*. 2008, no. 10, pp. 37–40. (In Russ.).
21. Dudan A.V., Vorona T.V., Dovzhuk S.A., Brusilo Yu.V., Salimov R.M., Volkov Yu.V. Selection of equipment for hardening and restoration of car parts by electric arc spraying. *Vestnik Polotskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya V: Promyshlennost'. Prikladnye nauki*. 2014, no. 11, pp. 121–126. (In Russ.).
22. Litovchenko N.N., Lyalyakin V.P., Kolomeichenko A.V., etc. *Electric Arc Metallization. Theory, Technologies, Equipment: Monograph*. Kursk: Universitetskaya kniga, 2022, 203 p. (In Russ.).
23. Lyalyakin V.P., Murzaev V.P., Solov'ev R.Yu., Slinko D.B. Physical and mechanical properties of coatings obtained by electric arc metallization with powder wires. *Tekhnologiya mashinostroeniya*. 2017, no. 5, pp. 24–28. (In Russ.).
24. Solov'ev R.Yu., Vorob'ov P.A., Litovchenko N.N. Metal-carbothermal methods for reducing oxidation of dispersed metal during electric arc metallization. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2012, no. 3, pp. 43–47. (In Russ.).
25. Matyushkin B.A., Denisov V.I., Tolkahev A.A. Technological features of electric arc metallization in agro-industrial complex. *Tekhnologiya mashinostroeniya*. 2016, no. 10, pp. 32–37. (In Russ.).
26. Litovchenko I.N., Denisov V.I., Vorob'ev P.A., Yusim M.Yu. Restoration of parts by electric arc metallization. *Tekhnika v sel'skom khozyaistve*. 2008, no. 2, pp. 28–32. (In Russ.).
27. Kolomeichenko A.V., Logachev V.N., Izmailkov A.A. Expediency of using aerosol fluxing during electric arc metallization. *Vestnik Bashkirskogo gosudarstvennogo agrarnogo universiteta*. 2018, no. 3(47), pp. 62–68. (In Russ.).
28. Logachev V.N., Kolomeichenko A.V., Kuznetsov Yu.A., Solov'ev R.Yu., Denisov V.I., Sharifullin S.N. Aerosol fluxing in electro arc metallization. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017, vol. 240, article 012049. <http://doi.org/10.1088/1757-899X/240/1/012049>
29. Boronenkov V.N., Korobov Yu.S. *Fundamentals of Arc Metallization. Physical and Chemical Laws*. Yekaterinburg: Izd-vo Ural'skogo universiteta, 2012, 268 p. (In Russ.).
30. Pokhmurska H., Dovhnyuk V., Student M., Bielanska E., Beltowska E. Tribological properties of arc sprayed coatings obtained from FeCrB and FeCr based powder wires. *Surface & Coating Technology*. 2002, vol. 151–152, pp. 490–494. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(01\)01577-8](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(01)01577-8)
31. Pokhmurskii V., Dovhnyuk V., Student M., Pokhmurska H., Vynar V., Sydorak I. Triboelectrochemical behaviour of arc sprayed coatings on aluminium alloys. *Inzynieria Powierzchni*. 2008, no. 1, pp. 9–13. (In Pol.)

32. Korobov Ju., Boronenkov V. Modeling of liquid metal oxidation at arc metallization // *Mathematical modeling and simulation of metal technologies. Int. Conf. MMT-2000, Israel, Ariel, Nov. 13–15, 2000: Proceedings.* Israel, Ariel, 2000. P. 683–692.
33. Litovchenko N.N. A three-electrode electric arc metallizing gun – innovation project // *Welding International.* 2016. T. 30. No. 7. P. 560–562. <http://doi.org/10.1080/09507116.2015.1099893>
34. Теория сварочных процессов / А.В. Коновалов, А.С. Куркин, Э.Л. Макаров и др.; под ред. В.М. Неровного. Москва: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 559 с.
35. Павлов А.Ю., Овчинников В.В., Шляпин А.Д. Основы газотермического напыления защитных покрытий. Москва, Вологда: Инфра-Инженерия, 2020. 300 с.
36. Балдаев Л.Х., Борисов В.Н., Вахалин В.А. Газотермическое напыление: Учебное пособие для вузов. Москва: Маркет ДС, 2007. 344 с.
37. Бобров Г.В., Ильин А.А. Нанесение неорганических покрытий (теория, технология, оборудование): Учебное пособие для студентов вузов. Москва: Интермет Инжиниринг, 2004. 624 с.
32. Korobov Ju., Boronenkov V. Modeling of liquid metal oxidation at arc metallization. *Mathematical Modeling and Simulation of Metal Technologies. Int. Conf. MMT-2000, Israel, Ariel, Nov. 13-15, 2000: Proceedings.* Israel, Ariel, 2000, pp. 683–692.
33. Litovchenko N.N. A three-electrode electric arc metallizing gun – innovation project. *Welding International.* 2016, vol. 30, no. 7, pp. 560-562. <http://doi.org/10.1080/09507116.2015.1099893>
34. Konovalov A.V., Kurkin A.S., Makarov E.L., etc. *Theory of Welding Processes.* Nerovnyi V.M. ed. Moscow: Izd-vo MSTU im. N.E. Bauman, 2007, 559 p. (In Russ.).
35. Pavlov A.Yu., Ovchinnikov V.V., Shlyapin A.D. *Fundamentals of Gas-Thermal Spraying of Protective Coatings.* Moscow: Vologda: Infra-Inzheneriya, 2020, 300 p. (In Russ.).
36. Baldaev L.Kh., Borisov V.N., Vakhalin V.A. *Gas-Thermal Spraying: Tutorial.* Moscow: Market DS, 2007, 344 p. (In Russ.).
37. Bobrov G.V., Il'in A.A. *Application of Inorganic Coatings (Theory, Technology, Equipment): Tutorial.* Moscow: Intermet Inzhiniring, 2004, 624 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Александр Викторович Коломейченко, д.т.н., профессор, заведующий отделом перспективных технологий, Центральный научно-исследовательский автомобильный и автомоторный институт «НАМИ»

ORCID: 0000-0002-3865-4486

E-mail: kolom_sasha@inbox.ru

Владимир Николаевич Логачев, к.т.н., доцент кафедры «Надежность и ремонт машин», Орловский государственный аграрный университет имени Н.В. Парахина

E-mail: logvovan@mail.ru

Владислав Борисович Деев, профессор факультета машиностроения и автоматизации, Уханьский текстильный университет; д.т.н., профессор кафедры обработки металлов давлением, главный научный сотрудник лаборатории «Ультрамелкозернистые металлические материалы», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-8349-8072

E-mail: deev.vb@mail.ru

Наталья Юрьевна Дударева, д.т.н., доцент кафедры двигателей внутреннего сгорания, Уфимский государственный авиационный технический университет

E-mail: dudareva.nyu@ugatu.su

Aleksandr V. Kolomeichenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Department of Advanced Technologies, Central Scientific Research and Development Automobile and Engine Institute "NAMI"

ORCID: 0000-0002-3865-4486

E-mail: kolom_sasha@inbox.ru

Vladimir N. Logachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Reliability and Repair of Machines, N.V. Parakhin Orel State Agrarian University

E-mail: logvovan@mail.ru

Vladislav B. Deev, Prof. of the Faculty of Machine Engineering and Automation, Wuhan Textile University; Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Metal Forming, Chief Researcher of the Laboratory "Ultrafine-Grained Metal Materials", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-8349-8072

E-mail: deev.vb@mail.ru

Natal'ya Yu. Dudareva, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Internal Combustion Engines, Ufa State Aviation Technical University

E-mail: dudareva.nyu@ugatu.su

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

А. В. Коломейченко – формирование основной концепции, цели и задач исследования, подготовка текста статьи, формулирование выводов.

В. Н. Логачев – проведение экспериментов, обработка результатов исследований, доработка текста статьи.

В. Б. Деев – обоснование применяемых методик исследования, анализ результатов исследований, корректировка выводов.

Н. Ю. Дударева – анализ результатов исследований, доработка текста статьи, корректировка выводов.

A. V. Kolomeichenko – formation of the main concept, goals and objectives of the study; writing the text; formation of the conclusions.

V. N. Logachev – conducting experiments, processing of the research results, revision of the text.

V. B. Deev – substantiation of the applied research methods, analysis of the research results, correction of the conclusions.

N. Yu. Dudareva – analysis of the research results, finalization of the text article, correction of the conclusions.

Поступила в редакцию 02.05.2022

После доработки 09.06.2022

Принята к публикации 26.08.2022

Received 02.05.2022

Revised 09.06.2022

Accepted 26.08.2022



Оригинальная статья

УДК 669.018.8

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-644-653

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2397>

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ВОЗМОЖНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С 13 – 17 % Cr

Д. А. Пумпянский¹, И. Ю. Пышминцев², С. М. Битюков³,
М. А. Гервасьев¹, А. А. Гусев²

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

² ООО «ТМК НТЦ» (Россия, 143026, Москва, Инновационный центр Сколково, Большой бул., 5)

³ ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности» (Россия, 454139, Челябинск, ул. Новороссийская, 30)

Аннотация. Исследованы особенности структурных и фазовых превращений в высокопрочных, стойких к углекислотной коррозии, сложнелегированных сталях мартенситного, мартенсито-ферритного и аустенито-мартенситного классов с 13 – 17 % Cr. Путем термодинамического моделирования и экспериментального исследования проведена оценка влияния системы легирования на ход кристаллизации и фазовые превращения в интервале температур горячей деформации и термической обработки. По результатам рентгеноструктурного фазового анализа, оптической и просвечивающей электронной микроскопии определено влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав и микроструктуру. Показано, что при увеличении содержания никеля в микроструктуре сохраняется большое количество аустенита, что приводит к значительному снижению предела текучести при высоких показателях временного сопротивления и пластичности. Для получения преимущественно мартенситной структуры для стали переходного (аустенито-мартенситного) класса с 15 % Cr предложена многоступенчатая термическая обработка. Она включает закалку, промежуточный отжиг с выделением дисперсных частиц карбидной фазы, состав которых оценивали посредством микрорентгеноспектрального анализа, и финальный отпуск, определяющий механические свойства. По результатам испытания на растяжение сталей мартенситного и мартенсито-ферритного классов необходимый уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,65} \geq 862$ МПа, $\sigma_b \geq 931$ МПа) был достигнут после термической обработки по режиму закалка с отпуском. Многоступенчатая термическая обработка стали с 15 % Cr и высоким содержанием никеля, включающая закалку, промежуточный отжиг для дестабилизации остаточного аустенита и финальный отпуск, обеспечила требуемый комплекс прочностных свойств.

Ключевые слова: высокохромистые стали, двухфазная структура, термическая обработка, просвечивающая электронная микроскопия, микро-рентгеноспектральный анализ, вторичная фаза, речный мартенсит, остаточный аустенит, δ -феррит

Благодарности: Авторы выражают особую благодарность Хаткевичу В.М. и Арсенкину А.М. за помощь в проведении электронно-микроскопического исследования (ООО «ТМК НТЦ»), а также Михайлову С.Б. за помощь в проведении дилатометрического исследования (ФГАОУ ВО «УрФУ»).

Для цитирования: Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Гервасьев М.А., Гусев А.А. Особенности микроструктуры, фазового состава и возможности упрочнения нержавеющей сталей с 13 – 17 % Cr // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 644–653. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-644-653>

Original article

FEATURES OF MICROSTRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND STRENGTHENING CAPABILITY OF STAINLESS STEELS WITH 13 – 17 % Cr

D. A. Pumpyanskiy¹, I. Yu. Pyshmintsev², S. M. Bitjukov³,
M. A. Gervas'ev¹, A. A. Gusev²

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

² LLC "TMK STC" (5 Bol'shoi Blvd., Skolkovo, Moscow 143026, Russian Federation)

³ Russian Scientific Research Institute of the Pipe Industry (30 Novorossiiskaya Str., Chelyabinsk 454139, Russian Federation)

Abstract. The paper considers the study of the features of structure and phase transformations in high-strength, resistant to carbon dioxide corrosion, complex alloyed steels of martensitic, austenitic-martensitic and martensitic-ferritic classes with 13 – 17 % Cr. Influence of the alloying on crystallization and solid state phase transformations was revealed in the temperature range of hot deformation and heat treatment using thermodynamic modeling and experimental study. The effect of quenching temperature on the phase composition and microstructure was analyzed as a result of X-ray diffraction phase analysis, optical and transmission electron microscopy. It was found that increase of nickel content leads to growth of retained austenite fraction resulting in significant decrease of yield strength along with high tensile strength and elongation. To obtain predominantly martensitic microstructure in martensitic-austenitic steel, the multistage heat treatment is proposed including quenching, intermediate annealing for precipitation of dispersed carbides and tempering forming final mechanical properties. The composition of precipitated carbides was evaluated by X-ray microanalysis. The results of the tensile test for steels with martensitic and martensitic-ferritic microstructure showed that required strength grade ($\sigma_{0.65} \geq 862$ MPa; $\sigma_b \geq 931$ MPa) was reached after heat treatment including quenching and tempering. Multistage heat treatment including quenching, intermediate annealing and final tempering was resulted in required strength properties of high-nickel martensitic-austenitic steel with 15 % Cr.

Keywords: high-chromium steels, two-phase structure, heat treatment, transmission electron microscopy, X-ray microanalysis, secondary phase, lath martensite, retained austenite, δ -ferrite

Acknowledgements: The authors express their gratitude to Khatkevich V.M. and Arsenkin A.M. for assistance in electron microscopy analysis (LLC “TMK STC”), as well as Mikhailov S.B. for assistance in conducting a dilatometric study (UrFU).

For citation: Pumpyanskii D.A., Pyshmintsev I.Yu., Bityukov S.M., Gervas'ev M.A., Gusev A.A. Features of microstructure, phase composition and strengthening capability of stainless steels with 13 – 17 % Cr. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 644–653. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-644-653>

ВВЕДЕНИЕ

По мере все более активного освоения глубоких скважин (более 4000 м) для добычи нефти и газа, содержащих в получаемой продукции диоксид углерода, возрос интерес к высокопрочным коррозионностойким сталям с повышенным содержанием хрома.

Разработка новых составов сталей для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб преследует цель сохранения высокой коррозионной стойкости в условиях эксплуатации при температурах до 200 °С и парциальном давлении диоксида углерода, достигающим 10 МПа, в присутствии ионов Cl^- [1 – 3]. Применение в таких условиях нержавеющей сталей типа 13Cr ограничено недостаточной коррозионной стойкостью, а дуплексных коррозионностойких сталей типа 22Cr и 25Cr – повышенными производственными затратами и узким сортаментом трубной продукции. С учетом вышеуказанных требований все более широкое распространение приобретают стали мартенситного и переходного классов с 15 – 17 % Cr. Благодаря высоким прочностным свойствам и хорошей технологичности подобные стали нашли свое применение в качестве высоконагруженных деталей во многих отраслях, включая авиакосмическую и нефтехимическую, а также на объектах атомной энергетики и судового машиностроения [1, 4 – 7].

Для формирования оптимальной микроструктуры и обеспечения требуемого уровня механических свойств необходимо понимание влияния содержания хрома и никеля на закономерности фазовых превращений. Это позволит предотвратить образование δ -феррита и остаточного аустенита с сохранением преимущественно мартенситной микроструктуры [8 – 11].

Для повышения комплекса механических свойств, стойкости к локальной коррозии и препятствия росту аустенитного зерна при нагреве стали этого класса мо-

гут содержать до 3 % молибдена [8, 9, 11, 12]. В ряде случаев применяют легирование стали вольфрамом, которое направлено на частичное замещение молибдена и повышение механических свойств, а также уменьшение отпускной хрупкости [13 – 15].

Дополнительное легирование таких сталей медью использовали для дисперсионного упрочнения по аналогии со сталями, нашедшими применение в аэрокосмической отрасли и других областях [9, 12 – 15]. Увеличение предела текучести при выделении из мартенсита частиц ϵ -Cu зависит от степени его пересыщения медью и развития параллельно протекающих процессов отпуска с участием карбидообразующих элементов, таких как хром, молибден и вольфрам.

Целью данной работы является исследование особенностей фазовых превращений в сложнoleгированных сталях с 13 – 17 % Cr для выбора рационального состава, обеспечивающего высокий комплекс механических свойств.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования были выбраны три стали, отличающиеся по содержанию хрома как основного элемента, определяющего коррозионную стойкость, и соотношению ферритообразующих и аустенитообразующих элементов. Выплавку проводили в лабораторной вакуумно-индукционной печи. Слитки нагревали в проходной нагревательной печи до 1180 – 1200 °С с гомогенизирующей выдержкой. Горячую прокатку слитков в прутки диаметром 16 мм осуществляли в три передела при температуре окончания прокатки не менее 850 °С. После прокатки прутки охлаждали на спокойном воздухе до цеховой температуры, а затем подвергали термической обработке по режиму высокого отпуска при температуре 620 °С с выдержкой 1 ч. Химический состав исследованных композиций приведен в табл. 1.

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of the studied steels, wt. %

Состав	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	W
1	0,04	0,31	0,33	0,003	0,007	13,2	5,1	2,1	0,025	0,01
2	0,08	0,37	0,42	0,005	0,007	15,2	6,5	2,2	0,024	0,01
3	0,08	0,29	0,44	0,004	0,010	17,2	3,9	2,6	0,900	1,00

Температуры критических точек исследуемых сталей определяли dilatометрическим и расчетным методом с применением программы «Thermo-Calc» [16]. Фазовый состав изучали с помощью рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре D8 ADVANCE с кобальтовым анодом.

Микроструктуру сталей исследовали с помощью оптического инвертированного микроскопа Axio VertA1 MAT (с травлением в реактиве Марбле) и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM-2100 Plus. Для определения химического состава вторичных фаз использовали интегрированный в ПЭМ энергодисперсионный спектрометр Bruker. Фольгу для исследования ПЭМ готовили из заготовок толщиной 0,5 мм с механическим утонением до 0,05 – 0,10 мм и электролитическим травлением при –20 °С в растворе, содержащем 430 мл H₃PO₄, 25 мл H₂SO₄ и 50 г CrO₃.

Определение прочностных и пластических свойств при растяжении проводили по ГОСТ 1497 на универсальной испытательной машине MTS Insight на цилиндрических образцах диаметром рабочей части 5 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Значения критических точек, определенные dilatометрическим методом, приведены в табл. 2. Нагрев образцов до температуры 920 °С осуществляли со скоростью 610 °С/ч (режим нагрева наиболее приближен к производственным условиям). Температуру начала мартенситного превращения определяли при охлаждении образцов на спокойном воздухе (средняя скорость охлаждения от 920 °С до комнатной температуры – 12 500 °С/ч).

Для сталей составов 1 и 2 температура точки A_{c1} составляет 590 и 615 °С соответственно, ограничивая температуру отпуска, не приводящую к образованию аустенита. Сталь состава 2 обладает наиболее низкой температурой начала мартенситного превращения, что приводит к значительному количеству остаточного аустенита после закалки и формированию двухфазной аустенито-мартенситной структуры.

Моделирование фазовых превращений в условиях термодинамического равновесия показало, что для исследуемых сталей характерны различные варианты (рис. 1):

– кристаллизация с образованием только δ -феррита, который остается стабильным в узком интервале температур и полностью превращается в аустенит при дальнейшем охлаждении (сталь состава 1, рис. 1, а);

– кристаллизация по перитектическому типу с полным превращением δ -феррита при охлаждении в аустенит, который сохраняет стабильность в широком интервале температур (сталь состава 2, рис. 1, б);

– кристаллизация с образованием только δ -феррита, превращающегося по большей части при последующем охлаждении в аустенит. При этом около 30 % δ -феррита сохраняется в интервале температур 915 – 1020 °С, снижаясь до 10 – 15 % в интервале 805 – 915 °С из-за выделения карбидов и σ -фазы (сталь состава 3, рис. 1, в).

Переход от мартенситной стали состава 1 к сталям составов 2 и 3, связанный с увеличением содержания карбидообразующих элементов, приводит к росту температуры начала выделения вторичных фаз: σ -фазы и карбидов типа $Me_{23}C_6$. Выделение σ -фазы в практике термообработки исследуемых сталей обычно не происходит из-за относительно непродолжительных выдержек.

Учитывая результаты dilatометрии и моделирования, влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав и микроструктуру исследовали экспериментально в интервале температур от 900 до 1020 °С. Методом рентгеноструктурного фазового анализа после закалки из вышеуказанных температур определено количество остаточной γ -фазы при комнатной температуре (рис. 2), по результатам которого исследуемые стали можно разделить на две группы:

– 1 и 3, содержащие не более 2 % остаточного аустенита;

Температура критических точек в сталях

Table 2. Critical temperatures of the steels

Состав	Температура критических точек, °С		
	A_{c1}	A_{c3}	M_n
1	590	717	182
2	615	702	57
3	673	726	156

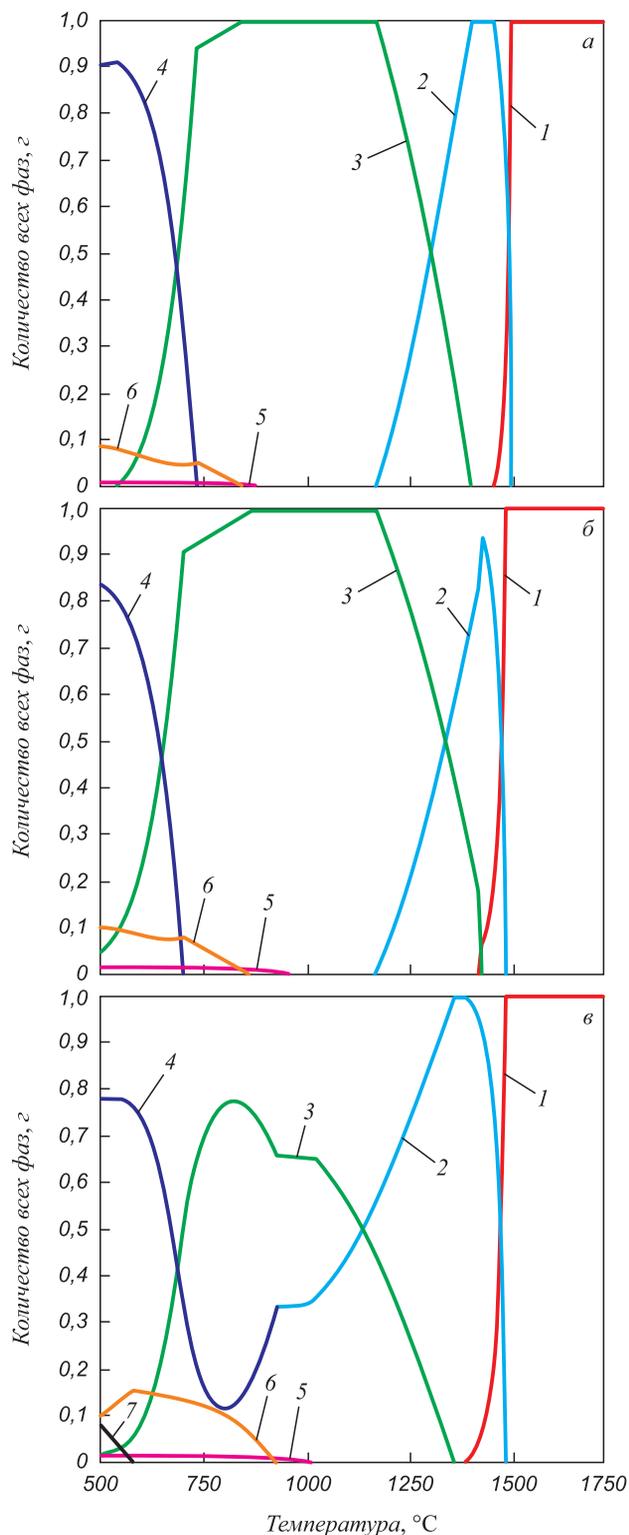


Рис. 1. Фазовый состав исследуемых сталей в условиях термодинамического равновесия в интервале температур от 1500 до 500 °С:

a – сталь состава 1; *б* – сталь состава 2; *в* – сталь состава 3;
 1 – расплав; 2 – δ -феррит; 3 – γ -фаза; 4 – α -фаза;
 5 – карбид $Me_{23}C_6$; 6, 7 – σ -фаза

Fig. 1. Phase composition of steels under conditions of thermodynamic equilibrium in the temperature range from 1500 to 500 °C:
a – composition 1; *б* – composition 2; *в* – composition 3;
 1 – melt; 2 – δ -ferrite; 3 – γ -phase; 4 – α -phase;
 5 – $Me_{23}C_6$ carbide; 6, 7 – σ -phase

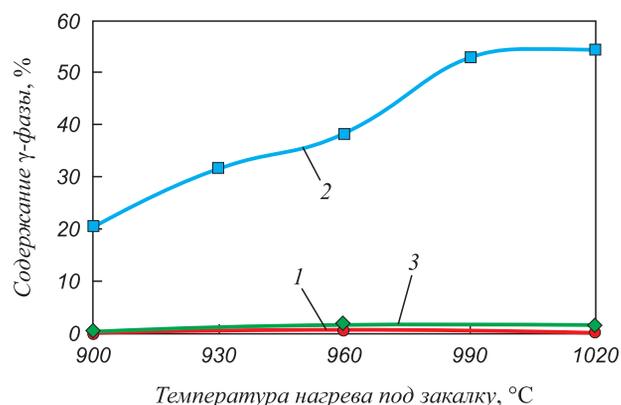


Рис. 2. Влияние температуры нагрева под закалку на содержание γ -фазы для сталей составов 1 – 3

Fig. 2. Influence of quenching temperature on content of γ -phase in the studied steels with compositions 1 – 3

– 2, со значительным количеством остаточного аустенита.

Сталь состава 1 после закалки от 960 до 1020 °С имеет структуру реечного мартенсита, размер исходного аустенитного зерна варьируется в зависимости от температуры нагрева в пределах 20 – 50 мкм. В стали состава 2 после закалки от 1020 °С структура крупнозернистая, содержащая пакетный мартенсит (рис. 3, *a*) и до 55 % остаточного аустенита (рис. 3, *б*).

Сталь состава 3 в закаленном состоянии имеет двухфазную структуру, состоящую из мартенсита и δ -феррита (рис. 4). Увеличение температуры нагрева под закалку от 960 °С (рис. 4, *a*) до 1020 °С (рис. 4, *б*) сопровождается ростом доли δ -феррита в структуре стали от 20 до 30 %.

Исследуемые стали были подвергнуты закалке от 960 °С, а затем отпущены в интервале температур от 530 до 590 °С. Для сталей мартенситного и мартенсито-ферритного классов во всем интервале температур отпуска характерны высокие значения предела текучести и временного сопротивления (рис. 5, *a*). Аустенито-мартенситная сталь переходного класса состава 2 обладает наибольшим пределом прочности – не менее 1080 МПа. Однако вследствие высокой доли остаточного аустенита имеет низкое значение предела текучести во всем диапазоне температур отпуска. Во всем интервале температур отпуска исследуемые стали сохраняли относительное удлинение в диапазоне от 18 до 22 %, что свидетельствует о достаточно высоком уровне их пластических свойств. Таким образом, для стали состава 2 окончательная термическая обработка по режиму закалки от 960 °С с однократным отпуском не позволяет получить однородную мартенситную структуру, обеспечивающую высокие значения предела текучести. Поэтому для получения преимущественно мартенситной структуры окончательную термическую обработку стали состава 2 проводили по режиму закалки от 1020 °С с последующим отжигом при 760 °С, 2 ч

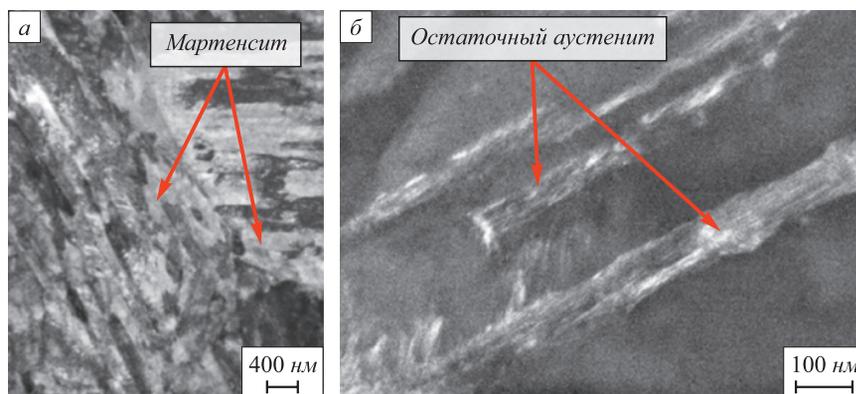


Рис. 3. Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения микроструктуры стали состава 2 после закалки от 1020 °С

Fig. 3. Bright-field (a) and dark-field (b) images of microstructure of steel 2 after quenching (1020 °C)

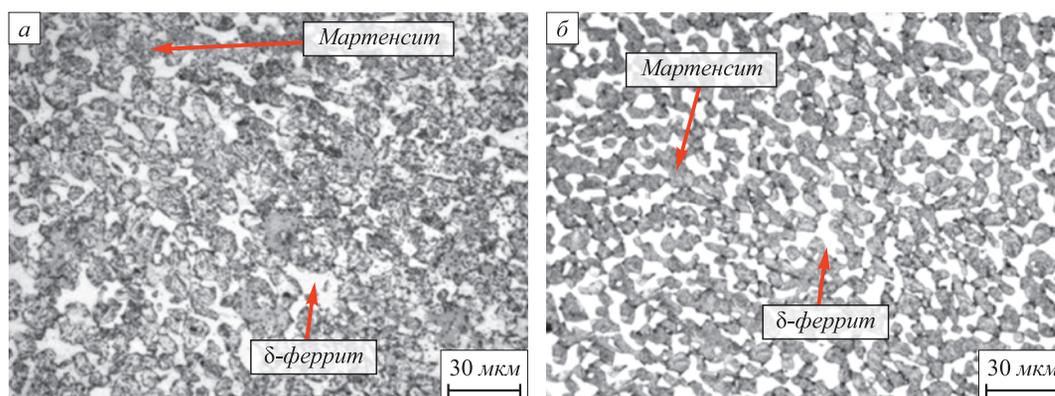


Рис. 4. Микроструктура стали состава 3 после закалки от температур 960 °С (а) и 1020 °С (б)

Fig. 4. Microstructure of steel 3 after quenching on temperatures of 960 °C (a) and 1020 °C (b)

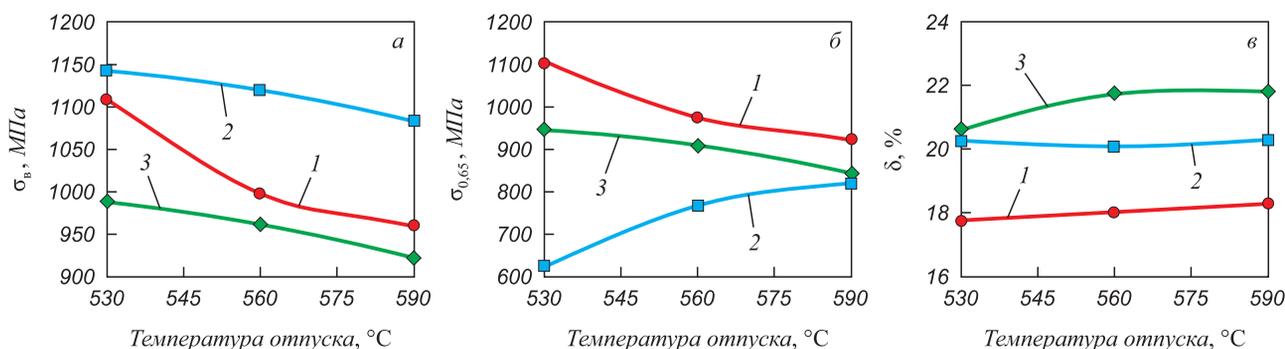


Рис. 5. Влияние температуры отпуска на пределы прочности (а), текучести (б) и относительное удлинение (в) для сталей составов 1 – 3

Fig. 5. Influence of tempering temperature on tensile strength (a), yield strength (b) and elongation (c) of steels with compositions 1 – 3

и финальным отпуском при 530 °С, 1 ч. Выбор высокой температуры нагрева под закалку направлен на обеспечение растворения наибольшего количества карбидных фаз и равномерное распределение легирующих элементов в твердом растворе [9, 17 – 20].

Отжиг при температуре выше точки A_{c3} (760 °С) приводит к выделению карбидных фаз из аустенита, что обедняет его по содержанию углерода и легирующих элементов, уменьшая его стабильность, в результа-

те чего повышается температура начала мартенситного превращения (точка M_H). Последующее охлаждение на воздухе до комнатной температуры сопровождается образованием мартенсита с сохранением выделившихся карбидных фаз. По данным рентгеноструктурного фазового анализа количество остаточного аустенита в стали состава 2 после отжига уменьшилось до 10 %.

Микроструктура стали этого состава после отжига представляет собой практически прямоугольные па-

кеты «свежего» (вновь образовавшегося) мартенсита, расположенные на месте бывшего аустенитного зерна (рис. 6, *a*), а также выделившихся из аустенита при отжиге частиц карбидной фазы (рис. 6, *b*). Карбиды, размером не более 150 нм, расположены преимущественно по границам бывшего аустенитного зерна и имеют вытянутую или близкую к глобулярной форму.

По результатам микрорентгеноспектрального анализа в отожженном состоянии стали состава 2, карбиды имеют повышенную концентрацию хрома и молибдена (рис. 7), что позволяет их отнести к типу $Me_{23}C_6$. Для достижения высокого комплекса прочностных свойств стали аустенито-мартенситного класса, после отжига проводят заключительный отпуск при температуре 530 °С, в ходе которого происходит выделение дисперсных карбидов при распаде «свежего» мартенсита, а также перераспределение и снижение плотности дислокаций. Это приводит к значительному увеличению предела текучести от 770 МПа (после отжига) до 970 МПа, при сохранении предела прочности не менее 1070 МПа и относительного удлинения в пределах 20 – 21 %.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Известно, что возможности варьирования химического состава в нержавеющих сталях мартенситного класса ограничены в значительной степени [21]. Повышение содержания хрома и других ферритообразующих элементов приводит к появлению в микроструктуре δ -феррита и соответствующему переходу к мартенси-

то-ферритному классу. Увеличение же общего содержания аустенитообразующих, а также ферритообразующих элементов способствует сохранению остаточного аустенита в микроструктуре с переходом стали к аустенито-мартенситному классу. Это показывает принципиальное влияние на возможность достижения высокого комплекса прочностных и вязкопластических характеристик наряду с коррозионной стойкостью.

Проведенные исследования показали, что выбранным сталям, отличающимся по составу, характерны различные температурные интервалы основных превращений. Сталь базового состава 1 является типичным представителем мартенситного (супермартенситного) класса. Повышение содержания хрома в стали состава 3 при легировании молибденом и вольфрамом определяет появление в микроструктуре, наряду с мартенситом, заметного количества феррита. В то же время более высокое содержание никеля в стали состава 2 приводит к образованию двухфазной аустенито-мартенситной структуры, что в целом соответствует по типу полуаустенитным высокопрочным сталям с дисперсионным упрочнением, например, UNS S15700, S14800 [22].

Оценка структурного класса исследованных сталей на основе известных эмпирических формул, рекомендованных в приложении D стандарта DIN EN 10088:1 [23] на нержавеющие стали, показала ряд особенностей (табл. 3). Сталь базового состава 1, согласно критериям [23], должна быть отнесена к мартенсито-ферритным, поскольку расчетный параметр FM, определяемый относительно положения линий на диаграмме Шеффлера-ДеЛонга, заметно ниже 1,0. При этом параметр MS_1 ,

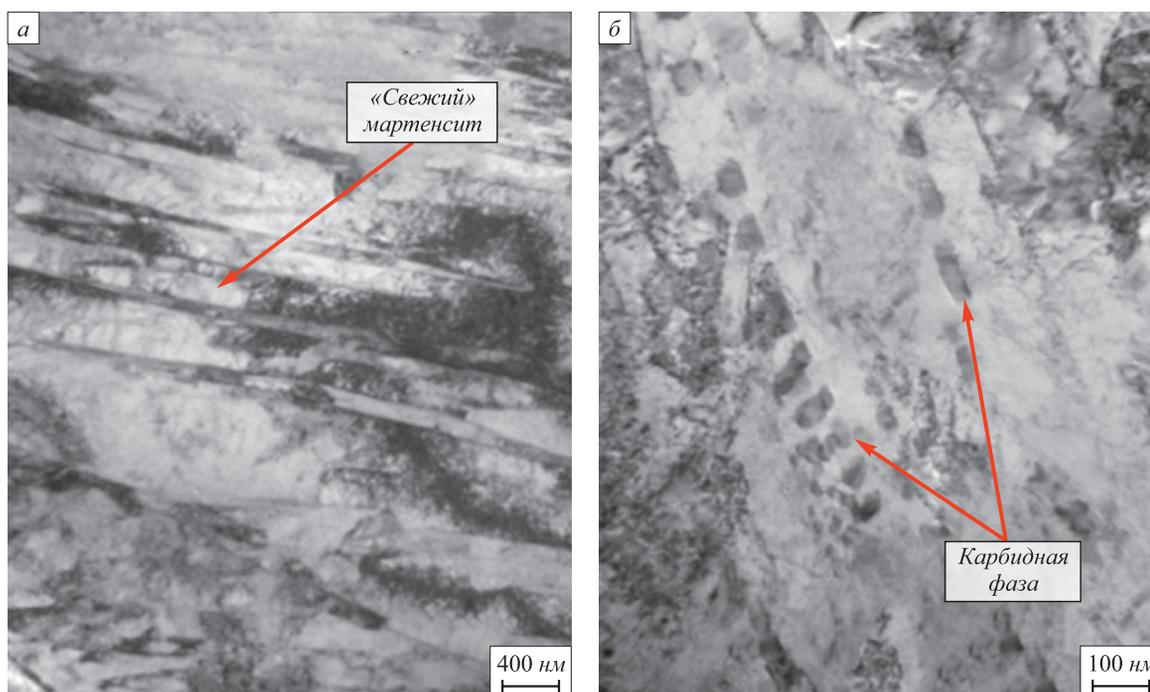


Рис. 6. «Свежий» реечный мартенсит (*a*) и карбиды (*b*) в микроструктуре стали состава 2 после закалки от 1020 °С и отжига при 760 °С

Fig. 6. Newly formed lath martensite (*a*) and carbides (*b*) in microstructure of steel 2 after quenching (1020 °С) and annealing (760 °С)

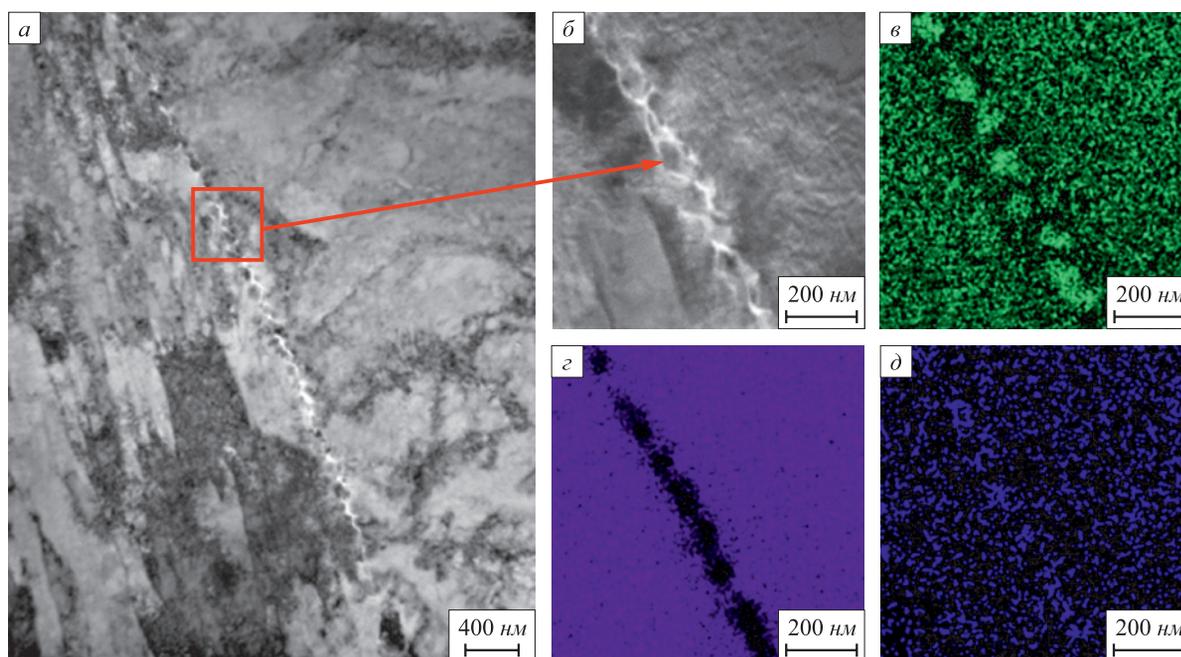


Рис. 7. Микроструктура (а, б) и распределение химических элементов (Cr (е), Fe (з), Mo (д)) в стали состава 2 после закалки от 1020 °С и отжига при 760 °С

Fig. 7. Microstructure (a, б) and distribution of chemical elements (Cr (e), Fe (z), Mo (d)) in steel 2 after quenching (1020 °C) and annealing (760 °C)

равный расчетной температуре начала мартенситного превращения по формуле Гуча [24], также не достигает диапазона значений для стали мартенситного класса (100 – 300). Следует отметить, что расчетные температуры мартенситного превращения MS_1 и MS_2 существенно ниже определяемой дилатометрически.

Применение вышеуказанных расчетных критериев не позволяет корректно определить структурный класс стали состава 2, поскольку параметр $MNA < 100$, рассчитываемый на основе МД30, позволяет отнести ее к метастабильным аустенитным. При этом температуры начала мартенситного превращения, рассчитанные по обеим формулам, заметно ниже определенных эмпирически.

Оценка класса стали состава 3 по наименьшему значению параметра FM позволяет отнести ее к мартенсито-ферритным. Оценки температур начала мар-

тенситного превращения также заметно снижены по сравнению с экспериментальными данными.

Таким образом, для всех исследованных сталей наблюдаются заметные расхождения в оценке структурного класса и температур мартенситного превращения на основе соотношений [23] и совокупности проведенных исследований. Следует отметить, что оценка по известной методике Я.М. Потака и Е.А. Сагалевич [15] дает более адекватные результаты для исследуемых составов, предсказывая наличие менее 1 – 2 % δ -феррита в стали состава 1, около 50 % аустенита в стали состава 2 и 30 % δ -феррита в стали состава 3.

Таким образом, установленные закономерности формирования фазового состава позволяют обеспечить достижение прочностных характеристик труб групп прочности Q125 и Q135 в соответствии с ГОСТ 31446 – 2017 при использовании стали мартенситного класса состава 3.

Таблица 3

Оценка структурного класса исследуемых сталей [23]

Table 3. Estimation of structural class of the studied steels [23]

Состав	FM	MS_1	MNK	MNA	MS_2	Оценочный класс
1	0,68	91,50	-16,2	158,3	55,5	Мартенсито-ферритная
2	0,79	-8,00	-20,8	68,0	-51,0	Метастабильная аустенитная
3	0,47	47,85	-21,1	94,1	-60,5	Мартенсито-ферритная

MS_1 – для стали мартенситного и мартенсито-ферритного классов;
 MS_2 – для стали аустенитного класса.

ва 1 в состоянии после закалки от 960 °С с последующим отпуском в интервале температур от 530 до 590 °С.

Минимизация количества остаточного аустенита в стали состава 2 с большим количеством хрома, но высоким содержанием никеля, может быть обеспечена за счет применения известного для полуаустенитных нержавеющей сталей приема – отжига в нижней части аустенитной области при 760 °С. Данный процесс сопровождается выделением карбидов типа $Me_{23}C_6$ и приводит к заметному повышению интервала мартенситного превращения за счет обеднения аустенита по углероду и карбидообразующим элементам [18]. В сочетании с отпуском при 530 °С это обеспечивает высокий уровень прочностных свойств при сохранении пластичности. Влияние связывания части хрома в карбида при такой обработке на коррозионную стойкость требует отдельного анализа.

Для стали мартенсито-ферритного класса состава 3 по режиму, аналогичному для состава 2, удается получить высокие прочностные свойства, удовлетворяющие требованиям группы прочности Q125. Однако высокая доля δ-феррита, достигающая 30 % и обусловленная повышенным содержанием ферритообразующих элементов, может привести к значительному снижению ударной вязкости [25, 26] и развитию локальной коррозии в местах его скопления.

Выбор состава стали определяется возможностью получения заданного комплекса свойств при обеспечении приемлемых технологических характеристик, в частности, горячей пластичности стали, которая в высокой степени зависит от фазового состава при температуре деформации. Предпочтительным является формирование полностью или преимущественно аустенитной структуры в интервале температур горячего прессования или прокатки (1050 – 1250 °С). С этой точки зрения стали составов 1 и 2 с максимальным отно-

шением количества аустенитообразующих и ферритообразующих элементов являются наиболее удобными, поскольку расчетное значение температуры начала образования δ-феррита из аустенита $T_{\gamma \rightarrow \delta}$ достаточно высоко (1155 °С). Повышенное содержание хрома и ферритообразующих элементов в стали состава 3 определяет более низкую температуру $T_{\gamma \rightarrow \delta}$ (1020 °С), что менее благоприятно, поскольку определяет наличие значительного количества δ-феррита при температуре нагрева под горячую деформацию.

Выводы

Проведенные исследования показали, что решение задачи повышения коррозионной стойкости нержавеющей стали за счет увеличения содержания хрома при обеспечении высокого уровня прочности, характерного для материалов мартенситного класса с базовым содержанием хрома около 13 %, затруднено значительными изменениями хода фазовых превращений даже при относительно небольших вариациях содержания аустенитообразующих и ферритообразующих элементов. Увеличение количества хрома и других ферритообразующих элементов определяет возможность появления в преимущественно мартенситной микроструктуре δ-феррита, а с повышением доли аустенитообразующих элементов в структуре сохраняется значительное количество остаточного аустенита, что затрудняет достижение высокопрочных состояний. На примере стали состава 2 показано, что в этой стали количество остаточного аустенита может быть существенно снижено за счет проведения промежуточного отжига при 760 °С, обеспечивающего выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$, что после проведения финального отпуска позволяет получить высокую прочность без уменьшения пластичности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Kimura M., Tamari T., Shimamoto K. High Cr stainless steel OCTG with high strength and superior corrosion resistance // *JFE GIHO*. 2005. No. 9. P. 7–12.
2. Bellarby J. *Well Completion Design*. Elsevier, 2009. 726 p.
3. Evaluation of the seabed temperature corrosion and sulphide stress cracking (SSC) resistance of weldable martensitic 13 % chromium stainless steel (WMSS) / University of Birmingham, 2014. URL: <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/6871/2/Dent16MPhil.pdf> (дата обращения 10.12.2021).
4. Ishiguro Y., Suzuki T., Eguchi K., Nakahashi T., Sato H. Martensite-based stainless steel OCTG of 15Cr-based and 17Cr based material for sweet and mild sour condition // *European Corrosion Congress*. 2014. 10 p.
5. Jiang W., Zhao K., Ye D., Li J. Effect of Heat Treatment on Reversed Austenite in Cr15 Super Martensitic Stainless Steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013. Vol. 20. No. 5. P. 61–65. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60099-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60099-0)
6. Jiang W., Zhao K., Liu X., Zhou Y.H., Ye D., Su J., Yong Q. The influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Cr15 super martensitic stainless steel // *Advanced Mate-*
1. Kimura M., Tamari T., Shimamoto K. High Cr stainless steel OCTG with high strength and superior corrosion resistance. *JFE GIHO*. 2005, no. 9, pp. 7–12.
2. Bellarby J. *Well Completion Design*. Elsevier, 2009, 726 p.
3. *Evaluation of the seabed temperature corrosion and sulphide stress cracking (SSC) resistance of weldable martensitic 13% chromium stainless steel (WMSS)*. University of Birmingham, 2014. Available at URL: <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/6871/2/Dent16MPhil.pdf> (Accessed 12.10.2021).
4. Ishiguro Y., Suzuki T., Eguchi K., Nakahashi T., Sato H. Martensite-based stainless steel OCTG of 15Cr-based and 17Cr based material for sweet and mild sour condition. *European Corrosion Congress*. 2014, 10 p.
5. Jiang W., Zhao K., Ye D., Li J. Effect of heat treatment on reversed austenite in Cr15 super martensitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013, vol. 20, no. 5, pp. 61–65. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60099-0](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60099-0)
6. Jiang W., Zhao K., Liu X., Zhou Y.H., Ye D., Su J., Yong Q. The influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Cr15 super martensitic stainless steel. *Advanced Materials*

- rials Research. 2012. Vol. 393–395. P. 440–443.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.393-395.440>
7. Tsai W.-J., Lin C.-K. Corrosion fatigue behaviour of a 15Cr-6Ni precipitation – hardening stainless steel in different tempers // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2008. Vol. 23. No. 6. P. 489–497.
<https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00313.x>
 8. Mariani F.E., Takeya G.S., Casteletti L.C., Lombardi A.N. Totten G.E. Heat treatment of precipitation-hardening stainless steels alloyed with niobium // *Materials Performance and Characterization*. 2016. Vol. 5. No. 1. P. 38–46.
<https://doi.org/10.1520/MPC20150039>
 9. Wang Z., Li H., Shen Q., Liu W., Zhanyong W. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 156. P. 158–171. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.031>
 10. Prabowo H., Pratesa Y., Munir B., Ulum R., Wahyuadi J. Preliminary assessment of 22Cr and 15Cr materials selection for CO₂ enhanced oil recovery program // *MATEC Web of Conferences*. 2019. Vol. 269. Article 03014.
<https://doi.org/10.1051/mateconf/201926903014>
 11. Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Алиева Е.С., Гусев А.А., Михайлов С.Б., Лобанов М.Л. Особенности фазовых превращений в сталях мартенситного класса для высокопрочных коррозионноустойчивых труб нефтяного сортамента // *Металлург*. 2021. № 11. С. 35–42.
https://doi.org/10.52351/00260827_2021_11_35
 12. Алексеев В.И., Юсупов В.С., Лазаренко Г.Ю. Механизм влияния молибдена и меди на антикоррозионные свойства стали // *Перспективные материалы*. 2009. № 6. С. 21–29.
 13. Chenna Krishna S., Pant B., Jha A., George K.M., Gangwar N.K. Microstructure and properties of 15Cr-5Ni-1Mo-1W martensitic stainless steel // *Steel Research International*. 2015. No. 86. No. 1. P. 51–58. <https://doi.org/10.1002/srin.201400035>
 14. Kumar A.V., Gupta R.K., Narahari P., Amruth M., Ramkumar P., Narahari P. Development and characterization of 15Cr-5Ni-1W martensitic precipitation hardening stainless steel for aerospace applications // *Materials Science Forum*. 2015. Vol. 830–831. P. 15–18.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.830-831.15>
 15. Потак Я.М. Высокопрочные стали. Москва: Металлургия, 1972. 208 с.
 16. Thermo-Calc. URL: <https://thermocalc.com/products/thermo-calc> (дата обращения 04.11.2020).
 17. Медь в черных металлах: Сборник статей / Под ред. И. Ле Мэя, Л.М.-Д. Шетки; пер. с англ. Москва: Металлургия, 1988. 311 с.
 18. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. Москва: Металлургия, 1982. 184 с.
 19. Тарасенко Л.В., Унчикова М. В. Влияние двойного старения на механические и коррозионные свойства мартенситно-старееющей стали 06X14H6Д2МБТ // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение*. 2014. № 4. С. 123–130.
 20. Тарасенко Л.В., Унчикова М.В. Термическая обработка коррозионноустойчивой стали для изготовления силоизмерительных упругих элементов // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение*. 2007. № 2. С. 82–88.
 21. ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Vol. 1. ASM International, 1990. 1063 p. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>
 22. ASM Specialty Handbook: Stainless Steels. Davis J.R. ed. ASM International, 1994. 576 p.
 23. DIN EN 10088:1-2014 Stainless steels – Part 1: List of stainless steels. 01.12.2014. 50 p.
 - Research. 2012, vol. 393–395, pp. 440–443.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.393-395.440>
 7. Tsai W.-J., Lin C.-K. Corrosion fatigue behaviour of a 15Cr-6Ni precipitation – hardening stainless steel in different tempers. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2008, vol. 23, no. 6, pp. 489–497.
<https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00313.x>
 8. Mariani F.E., Takeya G.S., Casteletti L.C., Lombardi A.N. Totten G.E. Heat treatment of precipitation-hardening stainless steels alloyed with niobium. *Materials Performance and Characterization*. 2016, vol. 5, no. 1, pp. 38–46.
<https://doi.org/10.1520/MPC20150039>
 9. Wang Z., Li H., Shen Q., Liu W., Zhanyong W. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel. *Acta Materialia*. 2018, vol. 156, pp. 158–171. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.031>
 10. Prabowo H., Pratesa Y., Munir B., Ulum R., Wahyuadi J. Preliminary assessment of 22Cr and 15Cr materials selection for CO₂ enhanced oil recovery program. *MATEC Web of Conferences*. 2019, vol. 269, article 03014.
<https://doi.org/10.1051/mateconf/201926903014>
 11. Pumpyansky D.A., Pyshmintsev I.Yu., Bitiukov S.M., Alieva E.S., Gusev A.A., Mikhailov S.B., Lobanov M.L. Features of phase transformations in martensitic steel for high-strength stainless oil country tubular goods (OCTG). *Metallurg*. 2021, no. 11, pp. 35–42. (In Russ.). https://doi.org/10.52351/00260827_2021_11_35
 12. Alekseev V.I., Yusupov V.S., Lazarenko G.Yu. Mechanism of influence of molybdenum and copper on anticorrosion properties of steel. *Perspektivnye materialy*. 2009, no. 6, pp. 21–29. (In Russ.).
 13. Chenna Krishna S., Pant B., Jha A., George K.M., Gangwar N.K. Microstructure and properties of 15Cr-5Ni-1Mo-1W martensitic stainless steel. *Steel Research International*. 2015, no. 86, no. 1, pp. 51–58. <https://doi.org/10.1002/srin.201400035>
 14. Kumar A.V., Gupta R.K., Narahari P., Amruth M., Ramkumar P., Narahari P. Development and characterization of 15Cr-5Ni-1W martensitic precipitation hardening stainless steel for aerospace applications. *Materials Science Forum*. 2015, vol. 830–831, pp. 15–18.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.830-831.15>
 15. Potak Ya.M. *High-Strength Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1972, 208 p. (In Russ.).
 16. *Thermo-Calc*. Available at URL: <https://thermocalc.com/products/thermo-calc> (Accessed 11.04.2020).
 17. *Copper in Ferrous Metals: Coll. of Papers*. Le Mei I., Shetka M.-D. eds. Moscow: Metallurgiya, 1988, 311 p. (In Russ.).
 18. Pickering F.Brian. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ. ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.)
 19. Tarasenko L.V., Unchikova M.V. Effect of double aging on mechanical and corrosion properties of maraging steel 06Cr14Ni6Cu-2MoNbTi. *Vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Bauman. Seriya Mashinostroenie*. 2014, no. 4, pp. 123–130. (In Russ.).
 20. Tarasenko L.V., Unchikova M.V. Heat treatment of corrosion-resistant steel for manufacture of force-measuring elastic elements. *Vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Bauman. Seriya Mashinostroenie*. 2007, no. 2, pp. 82–88. (In Russ.).
 21. *ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. Vol. 1. ASM International, 1990, 1063 p. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>
 22. *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*. Davis J.R. ed. ASM International, 1994, 576 p.
 23. *DIN EN 10088:1-2014 Stainless steels – Part 1: List of stainless steels*. 01.12.2014, 50 p.

24. Gooch T. Welding martensitic stainless steels // *Welding Institute Research Bulletin*. 1977. No. 18. P. 343–349.
25. Hu X., Luo X., Xiao N., Li D. Effects of δ -ferrite on the microstructure and mechanical properties in a tungsten-alloyed 10 % Cr ultra-supercritical steel // *Acta Metallurgica Sinica*. 2009. Vol. 45. No. 5. P. 553–558.
26. Корнеев А.Е., Громов А.Ф., Киселев А.М. Влияние δ -феррита на свойства мартенситных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 8. С. 46–50.
24. Gooch T. Welding martensitic stainless steels. *Welding Institute Research Bulletin*. 1977, no. 18, pp. 343–349.
25. Hu X., Luo X., Xiao N., Li D. Effects of δ -ferrite on the microstructure and mechanical properties in a tungsten-alloyed 10 % Cr ultra-supercritical steel. *Acta Metallurgica Sinica*. 2009, vol. 45, no. 5, pp. 553–558.
26. Korneev A.E., Gromov A.F., Kiselev A.M. Effect of δ -ferrite on the properties of martensitic steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013, no. 55, pp. 445–450.
<http://dx.doi.org/10.1007/s11041-013-9652-2>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Дмитрий Александрович Пумпянский, к.т.н., д.э.н., председатель Наблюдательного совета, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

Игорь Юрьевич Пышминцев, д.т.н., профессор, генеральный директор, ООО «ТМК НТЦ»
E-mail: pyshmintseviu@rosniti.ru

Сергей Михайлович Битюков, к.т.н., заведующий лабораторией, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»
E-mail: secretariat@rosniti.ru

Михаил Антонович Гервасьев, д.т.н., профессор, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

Алексей Антонович Гусев, младший научный сотрудник, ООО «ТМК НТЦ»
E-mail: GusevAA1@tmk-group.com

Dmitrii A. Pumpyanskii, Cand. Sci. (Eng.), Dr. Sci. (Economics), Chairman of the Supervisory Board, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., General Director, LLC "TMK STC"
E-mail: pyshmintseviu@rosniti.ru

Sergei M. Bityukov, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory, Russian Scientific Research Institute of the Pipe Industry
E-mail: secretariat@rosniti.ru

Mikhail A. Gervas'ev, Dr. Sci.(Eng.), Prof., Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

Aleksei A. Gusev, Junior Researcher, LLC "TMK STC"
E-mail: GusevAA1@tmk-group.com

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Д. А. Пумпянский – постановка задач, формулировка выводов, обоснование и планирование исследований.

И. Ю. Пышминцев – обоснование концепции и планирование исследований, разработка программы экспериментальных исследований, анализ литературных и экспериментальных данных, интерпретация результатов исследования, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

С. М. Битюков – планирование исследований, разработка программы экспериментальных исследований, анализ экспериментальных данных, интерпретация и обобщение результатов исследования, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

М. А. Гервасьев – анализ литературных и экспериментальных данных, интерпретация и обобщение результатов исследования, проведение сравнительного анализа, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

А. А. Гусев – сбор и анализ литературных данных, проведение экспериментальных исследований (термическая обработка, пробоподготовка образцов, просвечивающая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ), моделирование, анализ экспериментальных данных, интерпретация результатов исследования, формулировка выводов, оформление, редактирование и переработка рукописи.

D. A. Pumpyanskii – setting the research goals, planning of the experiments, formation of the conclusions.

I. Yu. Pyshmintsev – substantiation of the research concept, planning of the experiments, analysis of literature and experimental data, interpretation of the research results, formation of the conclusions, editing and revision of the manuscript.

S. M. Bityukov – planning of the experiments, analysis of experimental data, interpretation and generalization of the research results, formation of the conclusions; editing and revision of the manuscript.

M. A. Gervas'ev – analysis of literature and experimental data, interpretation and generalization of the research results, comparative analysis, formation of the conclusions, editing and revision of the manuscript.

A. A. Gusev – search and analysis of literature data; conducting experimental studies (conducting heat treatment, sample preparation, transmission electron microscopy and X-ray spectral microanalysis) and simulations; analysis of experimental data; interpretation of the research results; formation of the conclusions; design, editing and revision of the manuscript.

Поступила в редакцию 26.04.2022
После доработки 22.08.2022
Принята к публикации 26.08.2022

Received 26.04.2022
Revised 22.08.2022
Accepted 26.08.2022



Оригинальная статья

УДК 669.112:539.4

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-654-661

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2398>

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

К. В. Аксенова¹, В. Е. Громов¹, Ю. Ф. Иванов²,
Е. С. Ващук³, О. А. Перегудов⁴

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

²Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/3)

³Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевск (Россия, 653039, Кемеровская обл. – Кузбасс, Прокопьевск, ул. Ноградская, 32)

⁴Омский государственный технический университет (Россия, 644050, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Приведены результаты анализа эволюции дефектной субструктуры перлита пластинчатой морфологии рельсовой стали Э76ХФ в условиях деформации одноосным сжатием. Показано, что деформационное упрочнение исследуемой стали при пластической деформации одноосным сжатием носит многостадийный характер. Деформация стали сопровождается фрагментацией перлитных зерен, которая усиливается по мере увеличения степени деформации и достигает при $\epsilon = 50\%$ примерно 0,4 объема исследуемой фольги. Фрагменты, формирующиеся в пластинах феррита, разделены малоугловыми границами. Средние размеры фрагментов пластин феррита при увеличении степени деформации уменьшаются от 240 нм ($\epsilon = 15\%$) до 200 нм ($\epsilon = 50\%$). Выявлена фрагментация пластин цементита. Установлено, что размер фрагментов изменяется в пределах 15 – 20 нм и слабо зависит от степени деформации стали. Разрушение пластин цементита протекает путем их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цементита, размеры которых составляют 2 – 4 нм. В процессе деформации стали формируется неоднородная дислокационная субструктура, что обусловлено торможением дислокаций частицами цементита. Увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено их уходом в малоугловые границы, а также их аннигиляцией. Установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита, расположенные в объеме пластин феррита частицы второй фазы.

Ключевые слова: рельсовая сталь, структура, эволюция, дислокации, пластинчатый перлит, пластическая деформация, одноосное сжатие

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-32-60001) и стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП-4517.2021.1).

Благодарности: Авторы выражают благодарность Е.А. Полевому за предоставленные образцы рельсовой стали и Н.А. Поповой за помощь в обсуждении результатов эксперимента.

Для цитирования: Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 654–661.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-654-661>

Original article

EVOLUTION OF STRUCTURE OF RAIL STEEL LAMELLAR PEARLITE UNDER COMPRESSION DEFORMATION

K. V. Aksenova¹, V. E. Gromov¹, Yu. F. Ivanov²,
E. S. Vashchuk³, O. A. Peregudov⁴

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

²Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

³Prokopyevsk Branch of the Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev (32 Nogradskaya Str., Prokopyevsk, Kemerovo Region – Kuzbass 653039, Russian Federation)

⁴Omsk State Technical University (11 Mira Ave., Omsk 644050, Russian Federation)

Abstract. The article presents the results of analysis of evolution of the defective substructure of rail steel pearlite with lamellar morphology under deformation by uniaxial compression. The strain hardening of the studied steel under such deformation has a multistage character. Deformation of steel is accompanied by fragmentation of pearlite grains, which intensifies as the degree of deformation increases and reaches 0.4 of the studied foil volume at $\varepsilon = 50\%$. Fragments formed in ferrite plates are separated by low-angle boundaries. It was established that the average sizes of ferrite plate fragments decrease from 240 nm ($\varepsilon = 15\%$) to 200 nm ($\varepsilon = 50\%$) with an increase in the deformation degree. Fragmentation of cementite plates was revealed. It was found that the size of the fragments varies within 15–20 nm and weakly depends on the degree of steel deformation. Fracture of cementite lamellae, proceeding by their dissolution and cutting by mobile dislocations, was discovered. Carbon atoms that have passed from the crystal lattice of cementite to dislocations are carried out into the interlamellar space and form particles of tertiary cementite, the size of which is 2–4 nm. In the process of steel deformation, an inhomogeneous dislocation substructure is formed, which is due to the deceleration of dislocations by cementite particles. It was found that an increase in the deformation degree is accompanied by a decrease in the scalar and excess density of dislocations, which may be due to the escape of dislocations into low-angle boundaries, as well as their annihilation. It was established that the sources of internal stress fields are the interfaces between pearlite grains and colonies, cementite plates in pearlite grains, particles of the second phase located in the volume of ferrite plates.

Keywords: rail steel, structure, evolution, dislocations, lamellar pearlite, plastic deformation, uniaxial compression

Funding: The work was supported by a grant from the Russian Foundation for Basic Research (project No. 19-32-60001) and a scholarship of the President of the Russian Federation for young scientists and postgraduate students carrying out promising research and development in priority areas of modernization of the Russian economy (project SP-4517.2021.1).

Acknowledgments: The authors express their gratitude to E.A. Polevoi for providing the samples of rail steel and N.A. Popova for help in discussing the experimental results.

For citation: Aksenova K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vashchuk E.S., Peregudov O.A. Evolution of structure of rail steel lamellar pearlite under compression deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 654–661. (In Russ.).

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-654-661>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время вследствие возрастающей интенсивности и грузонапряженности железнодорожного движения возникает необходимость в дальнейшем повышении эксплуатационной стойкости рельсов [1]. Одним из способов изменения структуры и свойств материалов, характеризующих сопротивление хрупкому разрушению, является деформационное упрочнение [2–5]. Как известно, пластическая деформация – это сложный процесс, в результате которого вместе с изменением строения и формы исходного материала меняются его физико-химические и механические свойства. При самых разных видах и режимах пластической деформации в кристаллических материалах с различным типом кристаллической решетки наблюдается фундаментальное явление фрагментации, т. е. деформационное измельчение структуры материалов до порядка 100–200 нм [6–8].

Рельсы являются важным стратегическим продуктом, поэтому проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при пластической деформации является важной научно-технической задачей [9–14]. При интенсивной пластической деформации перлитной стали (0,86 % C) кручением под высоким давлением наблюдается измельчение феррита до размера зерна 10 нм, которое сопровождается полным растворением цементита и увеличением твердости до 11 ГПа [11]. Совместное применение метода испытания на растяжение и рентгеноструктурного анализа [12] показало, что уменьшение межпластинчатого расстояния в 1,5 раза приводит практически к двукратному увеличению критического напряжения сдвига в феррите. В работе [13] показано, что разрушение перлитной структуры в стали 9ХФ при деформации прокаткой и ударном

нагрузении мало зависит от условий нагружения и начинается с зарождения микротрещин в местах локально высоких напряжений: по межфазным границам α -фаза – цементит. В условиях циклического деформирования растяжением-сжатием в перлитной стали [14] возникает циклическое разупрочнение, причиной которого предположительно является разупрочнение ферритной фазы за счет обратимого движения дислокаций. Таким образом, знание закономерностей формирования структуры и свойств рельсовой стали при различных видах пластической деформации необходимо для управления процессом деформационного упрочнения.

Целью настоящей работы является анализ эволюции структуры и фазового состава перлитной стали при пластической деформации одноосным сжатием.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Э76ХФ, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685–2013 [15]. Деформацию одноосным сжатием образцов размерами 9,6×4,7×4,7 мм осуществляли при комнатной температуре на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин и автоматической записи нагрузки и размеров образца.

Структуру металла исследовали методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM 2100F). Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым способом из средней части столбика параллельно поверхности нагружения. Анализировали структурно-фазовое состояние стали, подвергнутой деформированию на 15, 30 и 50 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ кривых деформационного упрочнения металлов основывается на учении о стадийности деформационного упрочнения, которое отображает эволюцию дислокационной структуры в процессе деформации [16 – 18]. Образцы стали Э76ХФ при испытании на сжатие не удалось довести до разрушения, поскольку они сплюснулись из-за того, что исследуемая сталь способна достаточно сильно деформироваться без разрушения. На деформационной кривой рельсовой стали (рис. 1, а) можно выделить стадию упругой деформации (I) и стадию пластической деформации (II) с параболической функциональной зависимостью

$$\sigma = \sigma_0 + \theta \varepsilon^n, \tag{1}$$

где $\sigma_0 = 900 \div 930$ МПа – предел упругости; $\theta(\varepsilon) = \partial\sigma/\partial\varepsilon = f(\sigma)$ – коэффициент деформационного упрочнения; $n < 1$ – показатель деформационного упрочнения [16].

После обработки деформационной кривой (рис. 1, а) в координатах $\partial\sigma/\partial\varepsilon = f(\sigma)$ выявляется стадийность деформационного упрочнения рельсовой стали (рис. 1, б). По точкам перегиба кривой упрочнения, перестроенной в этих координатах, судят о структурных изменениях, происходящих в материале [18]. Для исследуемой стали выделяются следующие стадии: переходная (II), следующая за пределом упругости и демонстрирующая рост коэффициента деформационного упрочнения; стадия II с постоянным или почти постоянным высоким упрочнением; стадии III и IV, где коэффициент деформационного упрочнения уменьшается (зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ на этом участке имеет параболический или близкий к нему характер); стадия V с очень низким и постоянным коэффициентом упрочнения.

Из литературных источников [16 – 18] известно, что стадийность пластического течения связана со сменой механизма упрочнения, а значит, с качественно различными дефектными структурами, возникающими на последовательных стадиях кривой деформации. Исследованию подвергались образцы с низким коэффициентом деформационного упрочнения (рис. 1, б, координаты исследованных образцов на кривой зависимости $\partial\sigma/\partial\varepsilon = f(\sigma)$ обозначены кружком).

Ранее в работах [19, 20] было показано, что в структуре исследуемой стали по морфологическому признаку можно выделить следующие составляющие: зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна феррито-карбидной смеси (зерна нерегулярного перлита) и зерна структурно свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых нет частиц карбидной фазы). Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,27; остальное (0,03) – зерна структурно свободного феррита. В объеме всех

указанных выше структурных составляющих стали наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или, реже, дислокационных сеток. Скалярная плотность дислокаций в зернах феррита $\langle \rho \rangle = 3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в зернах перлита $\langle \rho \rangle = 4,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [19, 20].

При деформации стали одноосным сжатием наблюдается существенное преобразование структуры стали, а именно, фрагментация материала, усиливающаяся по мере увеличения степени деформации. При $\varepsilon = 50\%$ фрагментированная структура стали занимает 0,37 объема исследуемой фольги. Характерное электронно-микроскопическое изображение структуры перлита, формирующейся при данной степени деформации, при-

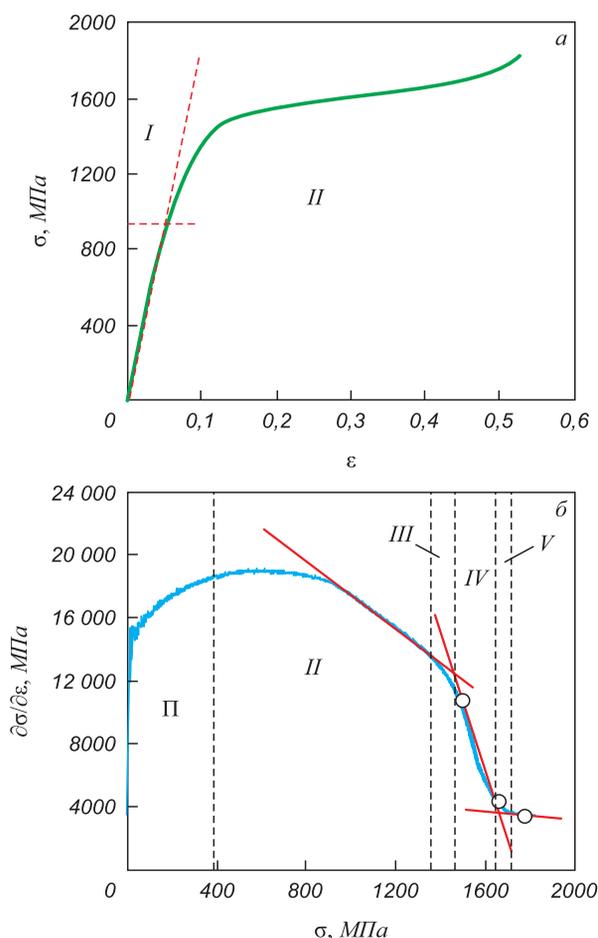


Рис. 1. Деформационная кривая (а) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения $\partial\sigma/\partial\varepsilon = f(\sigma)$ (б) образцов рельсовой стали, подвергнутой нагружению одноосным сжатием. Штриховыми линиями на а указан предел упругости материала, на б – стадии деформационного упрочнения материала. Окружностями обозначены координаты образцов, использованных для исследования структурно-фазового состояния стали

Fig. 1. Deformation curve (a) and dependence of the coefficient of deformation hardening $\partial\sigma/\partial\varepsilon = f(\sigma)$ (b) of the samples of rail steel subjected to uniaxial compression: dashed lines on a – elastic limit of the material, dashed lines on b – stages of deformation hardening of the material, circles on b – coordinates of the samples used to study the structural-phase state of steel

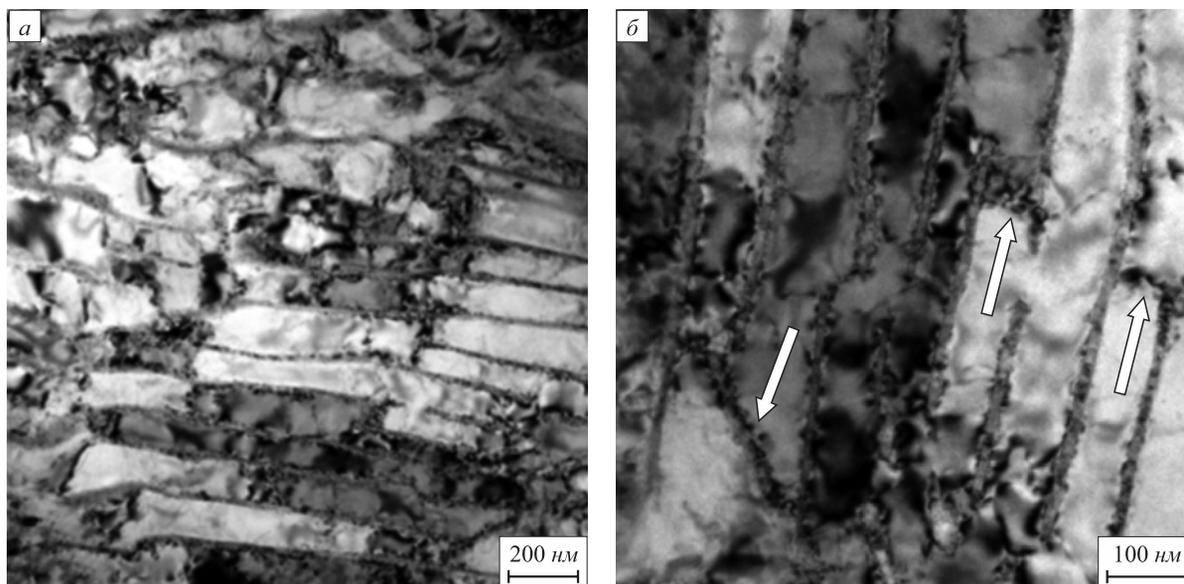


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение фрагментированной структуры стали при деформации $\epsilon = 50\%$ (стрелками указаны малоугловые границы, присутствующие в ферритных пластинах колонии перлита)

Fig. 2. SEM-image of fragmented steel structure of at $\epsilon = 50\%$: arrows indicate small-angle boundaries in ferrite plates of perlite colony

ведено на рис. 2. Фрагменты, формирующиеся в пластинках феррита, разделены малоугловыми границами (рис. 2, б, границы указаны стрелками). С увеличением степени деформации средние размеры фрагментов пластинок феррита уменьшаются от 240 нм ($\epsilon = 15\%$) до 200 нм ($\epsilon = 50\%$).

Также фрагментируются и пластины цементита, размер которых изменяется в пределах 15 – 20 нм и слабо зависит от степени деформации стали. Одновременно с фрагментацией наблюдается растворение и разреза-

ние пластинок цементита. Атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цементита размерами 2 – 4 нм.

Деформация зерен перлита сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры стали. В структуре исходной стали дислокации распределены квазиравномерно по объему пластинок феррита (рис. 3, а). Деформация стали приводит к формиро-

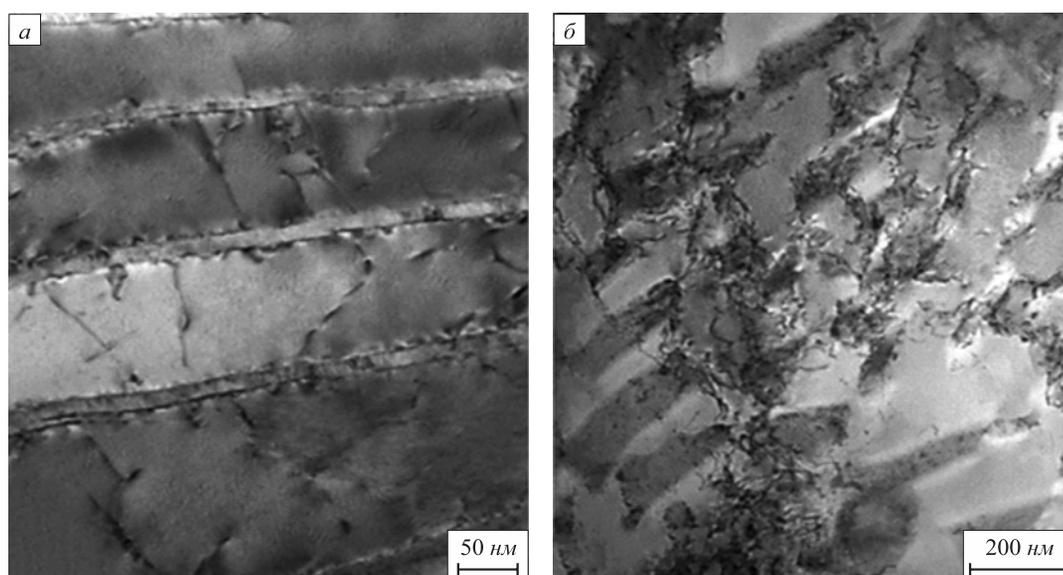


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры стали в исходном состоянии (а) и после деформации сжатием при $\epsilon = 50\%$ (б)

Fig. 3. SEM-image of dislocation steel substructure in initial state (a) and after compression deformation at $\epsilon = 50\%$ (b)

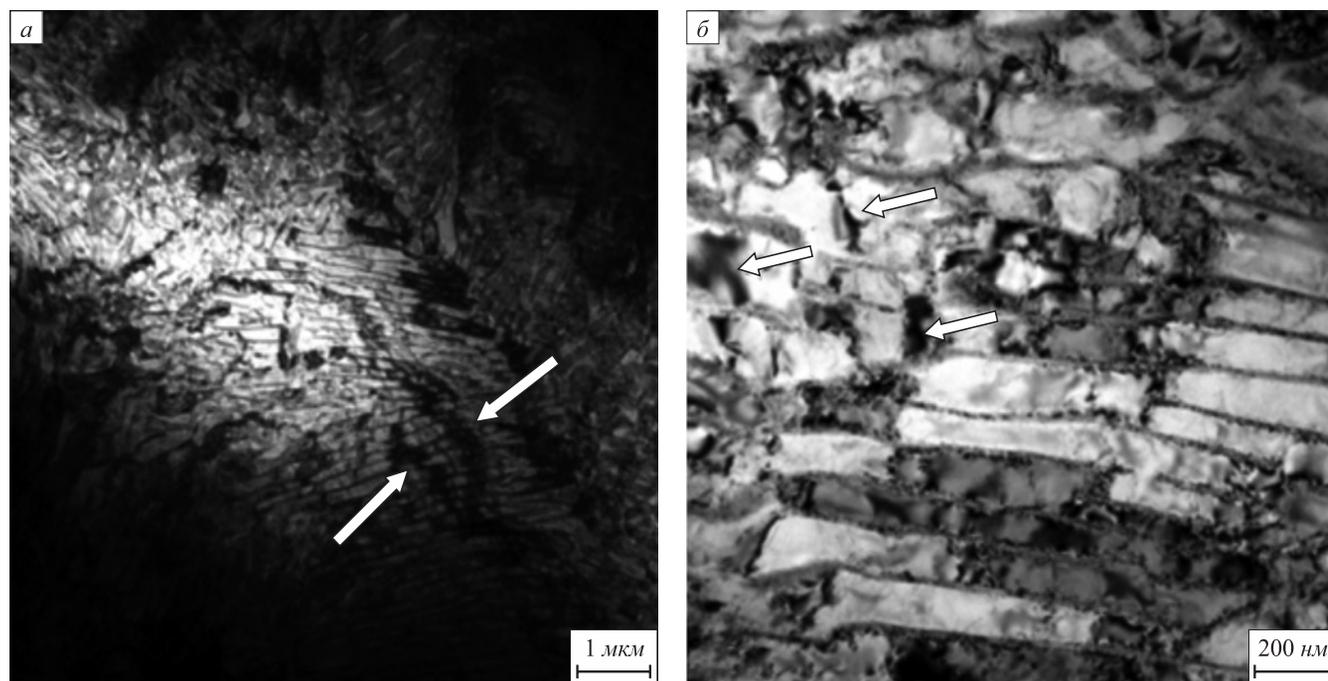


Рис. 4. Структура деформированной рельсовой стали ($\epsilon = 50\%$) (стрелками указаны изгибные контуры экстинкции)

Fig. 4. Structure of deformed rail steel at $\epsilon = 50\%$: arrows indicate bending contours of extinction

ванию скоплений дислокаций вокруг частиц цемента (рис. 3, б). Увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной плотности дислокаций, расположенных в объеме фрагментов с $2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\epsilon = 15\%$) до $0,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\epsilon = 50\%$). Это может быть обусловлено уходом дислокации в малоугловые границы, а также их аннигиляцией. Ранее подобное изменение дислокационной субструктуры в формирующихся при деформации фрагментах отмечалось в работах [21, 22].

Изучение дефектной субструктуры деформированной стали методами просвечивающей электронной микроскопии выявил на электронно-микроскопических изображениях изгибные экстинкционные контуры (рис. 4). Их наличие указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал [23]. Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений, т. е. выявить концентраторы напряжений и оценить их относительную величину. В результате выполненных в настоящей работе исследований установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен и колоний перлита (рис. 4, а), пластин цемента в зернах перлита (рис. 4, б), расположенные в объеме пластин феррита частицы второй фазы (рис. 4, б).

Одной из характеристик кривизны кручения кристаллической решетки является избыточная плотность дислокаций. Следуя методике анализа кривизны кру-

чения кристаллической решетки, впервые изложенной в работе [24], в настоящей работе была проведена оценка величины избыточной плотности дислокаций. Результаты выполненной оценки показали, что избыточная плотность дислокаций снижается с увеличением степени деформации стали подобно величине скалярной плотности дислокаций.

Выводы

В результате исследования эволюции дефектной субструктуры перлита пластинчатой морфологии при одноосном сжатии образцов рельсовой стали Э76ХФ установлено, что деформационное упрочнение носит многостадийный характер. Деформация стали сопровождается фрагментацией перлитных зерен, которая усиливается по мере увеличения степени деформации и достигает при $\epsilon = 50\%$ примерно 0,4 объема исследуемой фольги. С увеличением степени деформации уменьшаются средние размеры фрагментов пластин феррита от 240 нм ($\epsilon = 15\%$) до 200 нм ($\epsilon = 50\%$).

Выявлена фрагментация пластин цемента, размеры фрагментов изменяются в пределах 15 – 20 нм и слабо зависят от степени деформации стали. Обнаружено разрушение пластин цемента, протекающее путем их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цемента на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цемента, размер которых составляют 2 – 4 нм.

В процессе деформации стали формируется неоднородная дислокационная субструктура, что связано с торможением дислокаций частицами цементита. Увеличение степени деформирования сопровождается

снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено уходом дислокаций в малоугловые границы, а также их аннигиляцией.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Корнева Л.В., Юнин Г.Н., Козырев Н.А., Атконова О.П., Полевой Е.В. Сравнительный анализ показателей качества рельсов ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» и зарубежных производителей // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 38–42.
2. Zhao Y., Tan Y., Ji X., Xiang Z., He Y., Xiang S. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels // Materials Science and Engineering: A. 2018. Vol. 731. P. 93–101. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.114>
3. Song R., Ponge D., Raabe D. Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing // Acta Materialia. 2005. Vol. 53. No. 18. P. 4881–4792. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.07.009>
4. Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Зубкова Т.А., Чукин М.В., Копцева Н.В. Структурные уровни деформации перлита в углеродистой стали эвтектоидного состава // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 5. С. 468–478.
5. Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging // Acta Materialia. 2011. Vol. 59. No. 2. P. 658–670. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>
6. Kumar B.R., Raabe D. Tensile deformation characteristics of bulk ultrafine-grained austenitic stainless steel produced by thermal cycling // Scripta Materialia. 2012. Vol. 66. No. 9. P. 634–637. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.01.052>
7. Skakov M.K., Uazyrkhanova G.K., Popova N.A., Scheffler M. Influence of heat treatment and deformation on the phase-structural state of steel 30CrMnSiA // Key Engineering Materials. 2013. Vol. 531–532. P. 13–17. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.531-532.13>
8. Zrnik J., Dobatkin S., Raab G., Fujda M., Kraus L. Ultrafine grain structure development in steel with different initial structure by severe plastic deformation // Revista Materia. 2010. Vol. 15. No. 2. P. 240–246. <https://doi.org/10.1590/S1517-70762010000200022>
9. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear // Materials Characterization. 2017. Vol. 132. P. 397–404. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.05.031>
10. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 95. P. 172–242. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.001>
11. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. No. 18. P. 5555–5570. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00419-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00419-1)
12. Yahyaoui H., Sidhom H., Braham C., Baczmanski A. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling // Materials & Design. 2014. Vol. 55. P. 888–897. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.062>
13. Ветер В.В., Жулейкин С.Г., Игнатенко Л.Н., Коваленко В.В., Громов В.Е., Попова Н.А., Козлов Э.В. Градиентные структуры, возникающие при пластической деформации перлитной стали // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2003. Т. 67. № 10. С. 1375–1379.
1. Korneva L.V., Yunin G.N., Kozyrev N.A., Atkonova O.P., Polevoi E.V. Comparative analysis of rail product quality indexes of JSC “Novokuznetsk Metallurgical Plant” and foreign manufacturers. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 12, pp. 38–42. (In Russ.).
2. Zhao Y., Tan Y., Ji X., Xiang Z., He Y., Xiang S. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2018, vol. 731, pp. 93–101. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.114>
3. Song R., Ponge D., Raabe D. Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing. *Acta Materialia*. 2005, vol. 53, no. 18, pp. 4881–4792. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.07.009>
4. Tereshchenko N.A., Yakovleva I.L., Zubkova T.A., Chuikin M.V., Koptseva N.V. Structure levels of pearlite deformation in carbon steel of eutectoid composition. *The Physics of Metals and Metallography*. 2013, vol. 114, no. 5, pp. 430–439. <https://doi.org/10.1134/S0031918X13050116>
5. Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia*. 2011, vol. 59, no. 2, pp. 658–670. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>
6. Kumar B.R., Raabe D. Tensile deformation characteristics of bulk ultrafine-grained austenitic stainless steel produced by thermal cycling. *Scripta Materialia*. 2012, vol. 66, no. 9, pp. 634–637. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.01.052>
7. Skakov M.K., Uazyrkhanova G.K., Popova N.A., Scheffler M. Influence of heat treatment and deformation on the phase-structural state of steel 30CrMnSiA. *Key Engineering Materials*. 2013, vol. 531–532, pp. 13–17. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.531-532.13>
8. Zrnik J., Dobatkin S., Raab G., Fujda M., Kraus L. Ultrafine grain structure development in steel with different initial structure by severe plastic deformation. *Revista Materia*. 2010, vol. 15, no. 2, pp. 240–246. <https://doi.org/10.1590/S1517-70762010000200022>
9. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear. *Materials Characterization*. 2017, vol. 132, pp. 397–404. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.05.031>
10. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*. 2018, vol. 95, pp. 172–242. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.001>
11. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Materialia*. 2003, vol. 51, no. 18, pp. 5555–5570. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00419-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00419-1)
12. Yahyaoui H., Sidhom H., Braham C., Baczmanski A. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling. *Materials & Design*. 2014, vol. 55, pp. 888–897. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.062>
13. Veter V.V., Zhuleikin S.G., Ignatenko L.N., Kovalenko V.V., Gromov V.E., Popova N.A., Kozlov E.V. Gradient structures formed by plastic deformation of pearlite steel. *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Ser. Fizicheskaya*. 2003, vol. 67, no. 10, pp. 1375–1380.

14. Wang Y., Tomota Y., Harjo S., Gong W., Ohmura T. In-situ neutron diffraction during tension-compression cyclic deformation of a pearlite steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 676. P. 522–530. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.122>
15. ГОСТ Р 51685 – 2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия. Москва: ФГУП «Стандартинформ», 2013.
16. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский, И.Д. Горная, А.Д. Васильев. Киев: Наукова думка, 1989. 256 с.
17. Kocks U.F., Mesking H. Physics and phenomenology of strainhardening: the FCC case // *Progress in Materials Science*. 2003. Vol. 48. No. 3. P. 171–273. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(02\)00003-8](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(02)00003-8)
18. Подрезов Ю.Н., Фирстов С.А. Два подхода к анализу кривых деформационного упрочнения // *Физика и техника высоких давлений*. 2006. Т. 16. № 4. С. 37–48.
19. Громов В.Е., Юрьев А.Б., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В. Структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура дифференцированно закаленных рельсов // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2014. Т. 57. № 12. С. 29–32.
20. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsarava K.V. Formation of fine structure of differentially hardened rails // *Applied Mechanics and Materials*. 2014. Vol. 682. P. 41–45. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.682.41>
21. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Скалярная плотность дислокаций во фрагментах с разными типами субструктур // *Письма о материалах*. 2011. Т. 1. № 1. С. 15–18.
22. Конева Н.А., Козлов Э.В., Попова Н.А. Влияние размера зерен и фрагментов на плотность дислокаций в металлических материалах // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2010. Т. 7. № 1. С. 64–70.
23. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. *Microstructure of quenched rails*. Cambridge, ISP Ltd, 2016. 153 p.
24. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты // *Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Сб. трудов международной конференции*. Томск: ТГУ, 1990. С. 83–93.
14. Wang Y., Tomota Y., Harjo S., Gong W., Ohmura T. In-situ neutron diffraction during tension-compression cyclic deformation of a pearlite steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 676, pp. 522–530. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.122>
15. GOST R 51685 – 2013. *Railway rails. General technical conditions*. Moscow: Standartinform, 2013. (In Russ.).
16. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D., Vasil'ev A.D. *Deformation Hardening and Destruction of Polycrystalline Materials*. Kiev: Naukova dumka, 1989, 256 p. (In Russ.).
17. Kocks U.F., Mesking H. Physics and phenomenology of strainhardening: the FCC case. *Progress in Materials Science*. 2003, vol. 48, no. 3, pp. 171–273. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(02\)00003-8](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(02)00003-8)
18. Podrezov Yu.N., Firstov S.A. Two approaches to analysis of deformation hardening curves. *Fizika i tekhnika vysokikh davlenii*. 2006, vol. 16, no. 4, pp. 37–48. (In Russ.).
19. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Alsarava K.V. Structure phase states and defect substructure of differentially hardened rails. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 12, pp. 29–32. (In Russ.).
20. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsarava K.V. Formation of fine structure of differentially hardened rails. *Applied Mechanics and Materials*. 2014, vol. 682, pp. 41–45. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.682.41>
21. Kozlov E.V., Popova N.A., Koneva N.A. Scalar dislocation density in fragments with different types of substructures. *Pis'ma o materialakh*. 2011, vol. 1, no. 1, pp. 15–18. (In Russ.).
22. Koneva N.A., Kozlov E.V., Popova N.A. Effect of grain and fragment size on dislocation density in metallic materials. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2010, vol. 7, no. 1, pp. 64–70. (In Russ.).
23. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. *Microstructure of Quenched Rails*. Cambridge: ISP Ltd, 2016, 153 p.
24. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Lychagin D.V. Long-range stress fields, curvature-torsion of crystal lattice and stages of plastic deformation. Measurement methods and results. In: *New Methods in Physics and Mechanics of Deformable Solids. Proceedings of the Int. Conf.* Tomsk: TSU, 1990, pp. 83–93. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Крестина Владимировна Аксенова, к.т.н., доцент кафедры естественных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-4908-6776
E-mail: 19krestik91@mail.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории плазменной эмиссионной электроники, Институт сильноточной электроники СО РАН
ORCID: 0000-0001-8022-7958
E-mail: yufi55@mail.ru

Екатерина Степановна Ващук, к.т.н., доцент кафедры естественных дисциплин, Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевск
E-mail: vashuk2012@bk.ru

Олег Александрович Перегудов, к.т.н., помощник ректора по молодежной политике, Омский государственный технический университет
ORCID: 0000-0001-5154-5498
E-mail: olegomgtu@mail.ru

Krestina V. Aksenova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-4908-6776
E-mail: 19krestik91@mail.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Plasma Emission Electronics, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-8022-7958
E-mail: yufi55@mail.ru

Ekaterina S. Vashchuk, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Science, Prokopyevsk Branch of the Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev
E-mail: vashuk2012@bk.ru

Oleg A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Rector's Assistant for Youth Policy, Omsk State Technical University
ORCID: 0000-0001-5154-5498
E-mail: olegomgtu@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

К. В. Аксенова – обзор литературы, обсуждение результатов, редактирование текста статьи.

В. Е. Громов – формирование концепции работы, научное руководство, написание текста статьи.

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

Е. С. Ващук – подготовка текста статьи, обсуждение результатов.

О. А. Перегудов – подготовка образцов для исследований методом просвечивающей электронной микроскопии, обсуждение результатов.

K. V. Aksenova – literature review, discussion of the results, editing the text.

V. E. Gromov – formation of the concept, scientific guidance, writing the text.

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

E. S. Vashchuk – writing the text, discussion of the results.

O. A. Peregudov – preparation of the samples for research by the method of transmission electron microscopy, discussion of the results.

Поступила в редакцию 24.03.2022

После доработки 31.03.2022

Принята к публикации 04.04.2022

Received 24.03.2022

Revised 31.03.2022

Accepted 04.04.2022



Оригинальная статья

УДК 621.357.75

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-662-670

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2399>

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЛАТУННОГО ПОКРЫТИЯ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛОКОРДА

Д. Н. Москалев^{1,2}, И. А. Цыганов¹¹ Липецкий государственный технический университет (Россия, 398055, Липецк, ул. Московская, 30)² ООО «Бекарт Липецк» (Россия, 399050, Липецкая область, Грязинский район, станция Казинка Липецк, ОЭЗ ППТ Липецк)

Аннотация. Целью исследования являлось выявление переходных диффузионных слоев в системе стальная проволока – латунное покрытие. Латунированная проволока задействована в производстве металлокорда. В работе использовалась латунированная проволока, произведенная из стали 80 путем сухого волочения, двухстадийного нанесения латунного покрытия (медь + цинк) и последующего диффузионного отжига. Химический состав определен с помощью растрового электронного микроскопа TESCAN Vega3 SBH с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) Oxford Instruments. Для получения карт распределения элементов применялось наложение полученных кадров. При исследовании химического состава латунного покрытия стальной проволоки под металлокорд по спектрам определен градиент концентрации меди, выявлено содержание железа в покрытии и содержание меди в стальном сердечнике. Авторы определили наличие переходного диффузионного слоя от латунного покрытия к стальному сердечнику на проволоке под мокрое волочение диаметрами 1,67 и 1,85 мм на двух участках с различной толщиной латунного покрытия на противоположных участках (максимум и минимум). Статья содержит карту поэлементного распределения Fe, Cu и Zn, а также общую карту наложения содержания Fe, Cu и Zn. Представлены графики содержания элементов по двум исследуемым поперечным сечениям. Переходный диффузионный слой имеет градиентный переход по концентрациям элементов Fe, Cu и Zn, что характеризует хорошее соединение латунного покрытия со сталью. Изучен диффузионный слой латунного покрытия стальной проволоки диаметром 0,30 мм, произведенной путем мокрого волочения стальной проволоки диаметром 1,67 мм. Получено изображение покрытия путем наложения кадров. Толщина покрытия вместе с диффузионным слоем имеет среднее значение 1,4 мкм при видимой толщине покрытия 0,5 мкм.

Ключевые слова: проволока, латунирование, латунное покрытие, металлокорд, градиент концентрации, диффузия железа, взаимная диффузия

Для цитирования: Москалев Д.Н., Цыганов И.А. Исследование химического состава латунного покрытия стальной проволоки для производства металлокорда // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 662–670. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-662-670>

Original article

CHEMICAL COMPOSITION OF BRASS COATING FOR STEEL CORD

D. N. Moskalev^{1,2}, I. A. Tsyganov¹¹ Lipetsk State Technical University (30 Moskovskaya Str. Lipetsk, 398055, Russian Federation)² “Bekaert Lipetsk” LLC (Special Economic Zone “Lipetsk”, Kazinka Lipetsk Station, Gryazi District, Lipetsk Region 399050, Russian Federation)

Abstract. The objective of the research was to identify transitional diffusion layers in the steel wire – brass coating system. Brass wire is used in the production of steel cord. Such wire made from steel 80 by dry drawing, two-stage deposition of brass coating (Cu + Zn) and subsequent diffusion annealing was used for this research. The chemical composition was studied using a TESCAN Vega3 SBH scanning electron microscope with an Oxford Instruments attachment for X-ray microanalysis (MRSА). To obtain maps of the elements distribution, the overlay of the received frames was used. The authors studied chemical composition of the brass coating of steel wire for steel cord by spectra; the copper concentration gradient was determined; iron content in the coating and copper content in the steel core were revealed. The presence of a transitional diffusion layer from a brass coating to a steel core on a wire for wet drawing with a diameter of 1.67 mm and 1.85 mm was determined in two parts with different thicknesses of a brass coating in opposite sections (maximum and minimum). A map of the elemental distribution of Fe, Cu and Zn is shown, as well as a general map of overlay of Fe, Cu and Zn content; graphs of the elements' content for two studied cross-sections are presented. It was established that the transition diffusion layer has gradient transition in concentrations of Fe, Cu and Zn, which characterizes good connection of the brass coating with steel. Diffusion layer of a brass coating of a steel wire with a diameter of 0.30 mm, produced by wet drawing of a steel wire with a diameter of 1.67 mm, was studied. An image of the coating was obtained by overlaying frames. Thickness of the coating together with the diffusion layer was determined, the average value of which is 1.4 μm with an apparent coating thickness of 0.5 μm.

Keywords: wire, brass plating, brass coating, metal cord, gradient concentration, iron diffusion, mutual diffusion

For citation: Moskalev D.N., Tsyganov I.A. Chemical composition of brass coating for steel cord. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 662–670. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-662-670>

ВВЕДЕНИЕ

Химический состав поверхности латунированной проволоки под металлокорд является основной характеристикой, необходимой для создания нужных адгезионных свойств системы металлокорд – резина при вулканизации. На сегодняшний момент в литературе имеется мало информации о распределении железа в покрытии латуни и распределении элементов покрытия в стальном сердечнике.

В работе [1] представлены некоторые количественные данные о содержании железа в покрытии после мокрого волочения, однако отсутствует информация о его градиенте, распределении меди и цинка покрытия в стальной проволоке после мокрого волочения, а также о диффузионном переходном слое в системе латунное покрытие – стальная проволока.

В данном исследовании представлены значения градиента концентрации железа в латунном покрытии, а также распределение меди и цинка в поверхностном слое стали на границе с ним.

Изучение точного химического состава латунного покрытия проволоки позволит лучше понять динамику процесса, происходящего внутри покрытия на границе системы сталь – покрытие, и построить более точную физическую модель покрытия [1], включающую переходный диффузионный слой системы латунное покрытие – стальная проволока для дальнейшего совершенствования процесса электроосаждения меди на стальную проволоку. Замечено, что в литературе ничего не говорится об анизотропии латунного покрытия на границе системы сталь – покрытие и переходного участка данной системы.

Эффект взаимной диффузии с участием меди и железа подробно рассматривался в работе [2] для трехкомпонентной системы Cu–Fe–Ni, где некоторые образцы показали немонотонный характер распределения элементов. Свойства широкого переходного диффузионного слоя для системы сталь – ванадиевый сплав – сталь подробно рассмотрены в работах [3, 4]. Для переходного диффузионного слоя в системе стальная проволока – латунь, используемой при производстве металлокорда, таких исследований нет.

Как известно [5], при мокром волочении проволоки на малый диаметр латунное покрытие дополнительно насыщается атомами железа. Эти атомы имеют более высокую диффузионную активность при малой толщине покрытия во время мокрого волочения. Наличие атомов железа в покрытии способствует увеличению его прочности. Низкое содержание меди в нем, приближенное к минимальному кондиционному значению

для обрешивания в современных производственных условиях (62,5 – 64,5 %), способствует уменьшению пористости покрытия и образованию равномерной пленки оксида на поверхности.

По литературным данным [6], железо легко диффундирует в тонкий слой латуни. После мокрого волочения примерно треть покрытия по глубине со стороны поверхностного слоя является простой латунью, остальная часть содержит железо. Однако небольшое количество атомов железа может выходить на поверхность.

Концентрация меди непосредственно на самой поверхности латунного покрытия, как правило, составляет 48 – 56 %, медь присутствует на поверхности в виде диспергированного слоя [7].

Целью исследования являлось улучшение физической модели покрытия проволоки под металлокорд [1], изучение кривых распределения железа в покрытии и в переходных зонах, а также изучение зоны раздела системы сталь – покрытие и определение толщины диффузионного переходного слоя на различных участках.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе проведен послойный химический анализ латунного покрытия проволоки из стали 80 двух видов: «толстой» проволоки диаметрами 1,67 и 1,85 мм, и «тонкой» диаметром 0,30 мм. Исследование осуществлялось с помощью растрового электронного микроскопа TESCAN Vega 3 SBH и приставки для микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) Oxford Instruments с применением энергодисперсионного микроанализа. Было проведено отдельное картирование распределения химических элементов Fe, Cu и Zn при наложении 125 кадров как для «толстой», так и для «тонкой» проволоки, а также общее картирование при наложении 125 кадров для «толстой» проволоки и 500 кадров для «тонкой» проволоки. Химический состав определялся по двум сечениям на «северном» и «южном» слоях проволоки в зависимости от толщины покрытия (противоположные участки с минимальной и максимальной толщиной латунного покрытия соответственно) для проволоки диаметром 1,67 мм с общим содержанием меди в покрытии, равным 61,4 % [8].

Образец латунированной проволоки разбивался на 12 равных участков, в каждом из которых проводилось измерение содержания трех элементов: Fe, Cu и Zn. Изучались образцы с различным содержанием меди в покрытиях % (по массе): «низкая медь» – 61,4, «нормальная медь» – 62,4, «высокая медь» – 65,0, что составляет существенное технологическое отличие для производства, когда для производства металлокорда

применяется проволока с «нормальным» содержанием меди в покрытии в диапазоне значений 62,4 – 64,4 %. Содержание меди в покрытии определялось путем его стравливания с 1 кг проволоки и последующего определения концентрации стандартным рентгенофлуоресцентным методом.

Скорость гальванизации в ваннах составляла 40 м/с для проволоки диаметром 1,67 мм и 36 м/с для проволоки диаметром 1,85 мм.

Вводимые понятия – «южный» и «северный» слой покрытия проволоки соответствуют максимальной толщине покрытия самого близкого участка к растворимому аноду меди («южный» слой) и самой минимальной толщине и удаленной точке от анода меди («северный» слой).

Точки, в которых проводился МРСА «толстой» проволоки, показаны на рис. 1. Спектр 1 соответствует измерению химического состава вблизи раздела системы сталь – покрытие на расстоянии от раздела до 0,5 мкм. Спектр 2 соответствует измерению химического состава покрытия, прилегающего к разделу системы сталь – покрытие. Спектр 3 соответствует измерению химического состава в центре покрытия. Спектр 4 соответствует измерению химического состава на поверхности покрытия.

Химический состав «тонкой» проволоки диаметром 0,30 мм изучался на 12 участках по двум спектрам: спектр 1 – на глубине 0,5 мкм под покрытием, спектр 2 – середина покрытия. Анализ осуществлялся в режиме вторичных электронов (SE), в местах с наибольшим контрастом латунного покрытия. Изображение в негативе латунного покрытия проволоки диаметром 0,30 мм, произведенной путем мокрого волочения латунированной проволоки диаметром 1,67 мм с исходным содержанием меди в покрытии, равным 64,5 %, получали наложением 500 кадров изображений распределения на поверхности покрытия элементов Fe, Cu и Zn, снятых с помощью МРСА.

Для изучения распределения элементов Fe, Cu и Zn по сечению латунированной проволоки диаметром 0,30 мм исследовались 12 различных участков образца.

Диффузионный отжиг для получения латунного покрытия на «толстой» проволоке из двойного покрытия

Cu–Zn проводился в промышленных условиях в печи при температурах 500 – 600 °С.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На основании средних результатов по двенадцати измерениям каждого из четырех спектров был построен график концентрации меди и железа, который характеризует градиент концентрации железа по толщине покрытия «толстой» проволоки, представленный на рис. 2.

Как видно из рис. 2, наличие меди в спектре 1 и наличие железа в покрытии «толстой» проволоки после диффузионного отжига для образования латунного покрытия указывает на взаимодиффузию элементов и наличие переходных слоев покрытия. Характер распределения элементов имеет монотонный характер и границу раздела сталь – покрытие.

Элементы покрытия проникают в поверхность стали. По результатам химического анализа исследуемой проволоки установлено, что железо находится во всем объеме покрытия и выходит на поверхность, где его содержание уменьшается. Переходный слой сталь – покрытие состоит из верхнего слоя – покрытия, насыщенного железом, и нижнего – стали, насыщенной медью и цинком, проникающих на глубину до 1,0 мкм. Железо в покрытии находится в твердом

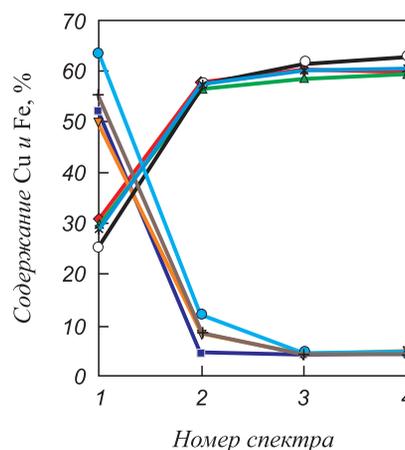


Рис. 2. Послойное распределение концентрации меди и железа в проволоке для мокрого волочения по четырем спектрам в соответствии с указанными на рис. 1 зонами проведения микрохимического анализа:

- ◆ – «низкая медь», содержание Cu; ■ – «низкая медь», содержание Fe; ▲ – «нормальная медь», содержание Cu; ▼ – «нормальная медь», содержание Fe;
- – «высокая медь», содержание Cu; ● – «высокая медь», содержание Fe; × – среднее значение содержания Cu; * – среднее значение содержания Fe

Fig. 2. Layered distribution of Cu and Fe concentration in the wire for wet drawing, for four spectra in the zones of microchemical analysis shown in Fig. 1:

- ◆ – “low copper”, Cu content; ■ – “low copper”, Fe content; ▲ – “normal copper”, Cu content; ▼ – “normal copper”, Fe content;
- – “high copper” Cu content; ● – “high copper”, Fe content; × – average Cu content; * – average Fe content

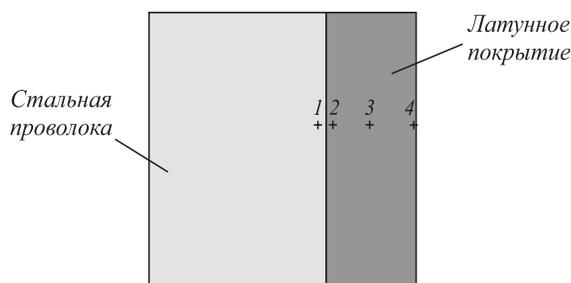


Рис. 1. Изучаемые спектры латунного покрытия «толстой» проволоки

Fig. 1. Studied spectra of the brass coating of «thick» wire

растворе, дополнительно искажая кристаллическую решетку латуни.

Результаты исследования химического состава «тонкой» проволоки диаметром 0,30 мм по двум спектрам представлены на рис. 3.

Уточненная схема покрытия «толстой» проволоки под мокрое волочение представлена на рис. 4 со следующими зонами: 1 – Cu₂O + ZnO [1]; 2 – Cu + ZnO + Fe [1]; 3 – Cu + Zn (латунь) + Fe [1]; 4 – латунь, насыщенная Fe (диффузионный слой); 5 – раздел системы покрытие – сталь [1]; 6 – сталь, насыщенная атомами покрытия (диффузионный слой); 7 – сталь.

В отличие от исследований других авторов, представленных в работе [1], в системе сталь – покрытие было выявлено присутствие двух дополнительных зон – 4 и 6.

На рис. 5 изображена подробная карта распределения химических элементов покрытия. Карта наложения элементов Fe, Cu и Zn представлена на рис. 5, д.

Анализ наложенного изображения в негативе показывает, что между стальной проволокой и латунным покрытием наблюдается тонкий переходный диффузионный слой. Более точное исследование толщины диффузионного слоя было проведено с помощью сравнения двух участков – «южного» и «северного» слоев латунированной проволоки. Толщина покрытия «южного» слоя составляла 6 мкм, «северного» – 1 мкм. Как видно из рис. 6, толщина переходного диффузионного слоя на

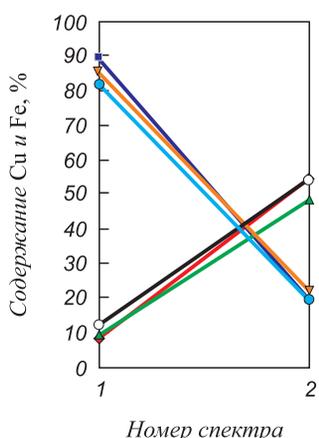


Рис. 3. Содержание меди и железа в покрытии «тонкой» проволоки диаметром 0,30 мм по двум спектрам: спектр 1 характеризует состав под разделом сталь – покрытие; спектр 2 – в середине покрытия:

- ◆ – «низкая медь», содержание Cu; ■ – «низкая медь», содержание Fe;
- ▲ – «нормальная медь», содержание Cu;
- ▼ – «нормальная медь», содержание Fe; ○ – «высокая медь», содержание Cu;
- – «высокая медь», содержание Fe

Fig. 3. Cu and Fe concentration in the coating of «thin» wire with diameter 0.30 mm, for two spectra: spectrum 1 characterizes composition of the steel-coating section; spectrum 2 – in the middle of the coating:

- ◆ – «low copper», Cu content; ■ – «low copper», Fe content;
- ▲ – «normal copper», Cu content;
- ▼ – «normal copper», Fe content; ○ – «high copper», Cu content;
- – «high copper», Fe content

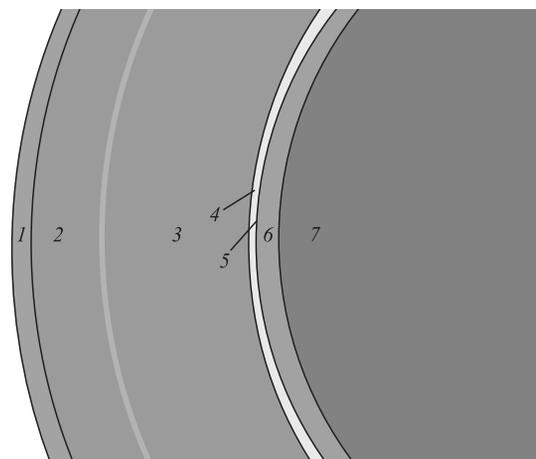


Рис. 4. Схема латунного покрытия «толстой» проволоки под мокрое волочение

Fig. 4. Scheme of brass coating for «thick» wire used in wet drawing

данных участках одинакова и составляет 1,2 мкм, что согласуется с изображением данного слоя на рис. 5, д.

Содержание железа в покрытии увеличивается после мокрого волочения в процессе холодной деформации проволоки [1]. Концентрация диффундирующего элемента по сечению покрытия может быть непостоянна и иметь вид скачкообразной кривой. Такие скачки происходят по границам фаз, соответствующих диаграмме состояния Cu–Zn (61,0 % Cu). Силами, которые заставляют активироваться диффузионный процесс, являются перепад концентраций элементов по сечению и объему, разность потенциалов при электроосаждении и температура. Поэтому структура представляет собой смесь фаз, которые находятся на своем пределе концентрации, и двухфазная зона невозможна [9].

Подробные карты распределения химических элементов (Fe, Cu и Zn) на участке образца «тонкой» латунированной проволоки диаметром 0,30 мм представлены на рис. 7. Анализ наложенного изображения латунного покрытия в негативе (рис. 7, д) показывает, что диффузионный слой «размывается» вследствие деформации стальной проволоки путем мокрого волочения.

Для изучения диффузионного слоя исследовались 12 различных участков латунированного образца проволоки диаметром 0,30 мм (рис. 8). Для каждого участка получали графики распределения элементов, полученные значения сравнивались между собой.

Исходя из анализа графиков, покрытие может не иметь пересечений кривых Fe и Cu, так как в нем может присутствовать высокое содержание железа. Толщина латунного диффузионного покрытия от самой поверхности до пика содержания Cu составляет на всех участках в среднем 0,5 мкм, как и было отмечено в работе [8] (видимое латунное покрытие). Глубина диффузии меди и цинка в стальную проволоку от поверхности до их минимального наблюдаемого содержания составляет примерно 1,1 – 2,0 мкм на всех исследуемых участках.

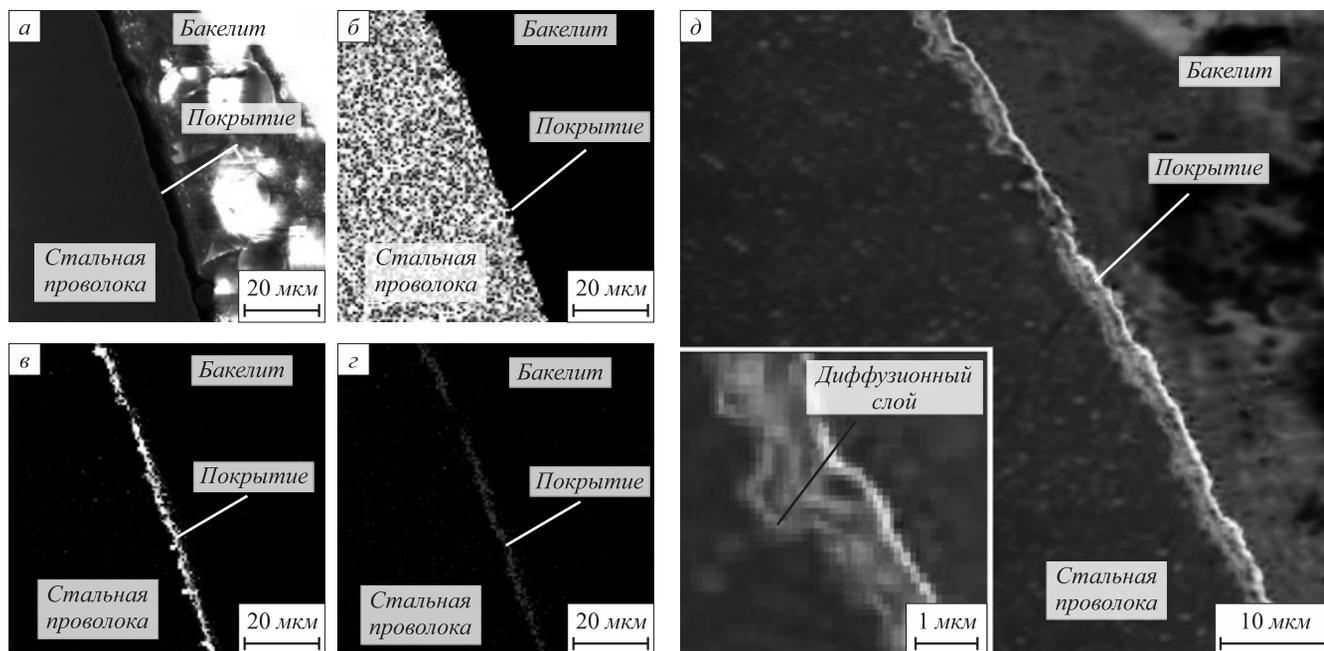


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение участка сталь – покрытие «толстой» проволоки диаметром 1,67 мм: а – электронно-микроскопическое изображение системы сталь – покрытие на поперечном шлифе; б – карта распределения Fe; в – карта распределения Cu; г – карта распределения Zn; д – наложенное изображение распределения элементов латунного покрытия Fe, Cu и Zn на стальной проволоке и изображение переходного диффузионного слоя

Fig. 5. Electron-microscopic image of the steel-coating section of «thick» wire with diameter 1.67 mm: а – electron-microscopic image of steel-coating system on cross-section of the sample; б – maps of Fe distribution; в – maps of Cu distribution; г – maps of Zn distribution; д – overlaid image of Fe, Cu and Zn distribution in brass coating on steel wire and image of transition diffusion layer

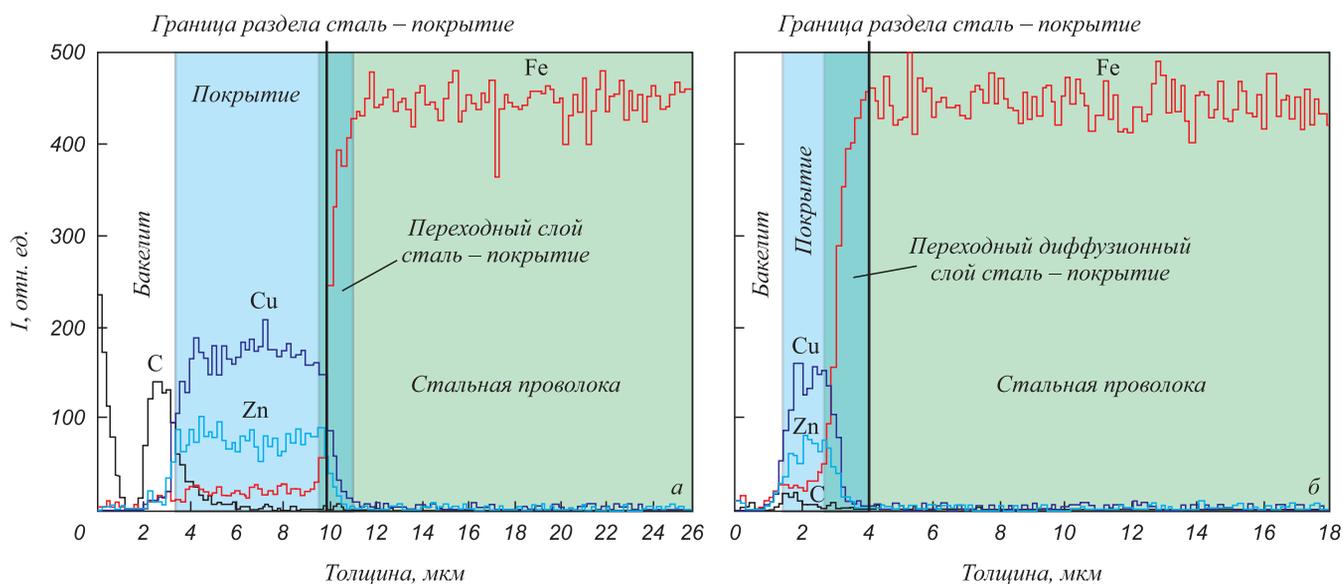


Рис. 6. Графики распределения химических элементов по поперечному сечению «толстой» стальной проволоки диаметром 1,67 мм: а – «южный» слой проволоки, толщина покрытия 6 μm; б – «северный» слой проволоки, толщина покрытия 1 μm

Fig. 6. Graphs of chemical elements distribution across the cross-section of «thick» wire with diameter 1.67 mm: а – «south» layer of the wire, thickness of brass coating 6 μm; б – «north» layer of wire, thickness of brass coating 1 μm

Средняя толщина латунного покрытия с учетом диффузионного слоя составляет 1,4 мкм.

В результате диффузии в металле возникают напряжения и вакансии, которые сильно влияют на зону, в которой происходит сама диффузия. Дефекты кри-

сталлической решетки, как правило, имеющиеся в избытке в тонком покрытии, являются легкими путями для диффузии элементов [10].

Дефекты покрытия являются своего рода каналами для диффузии атомов, что может привести к зонирова-

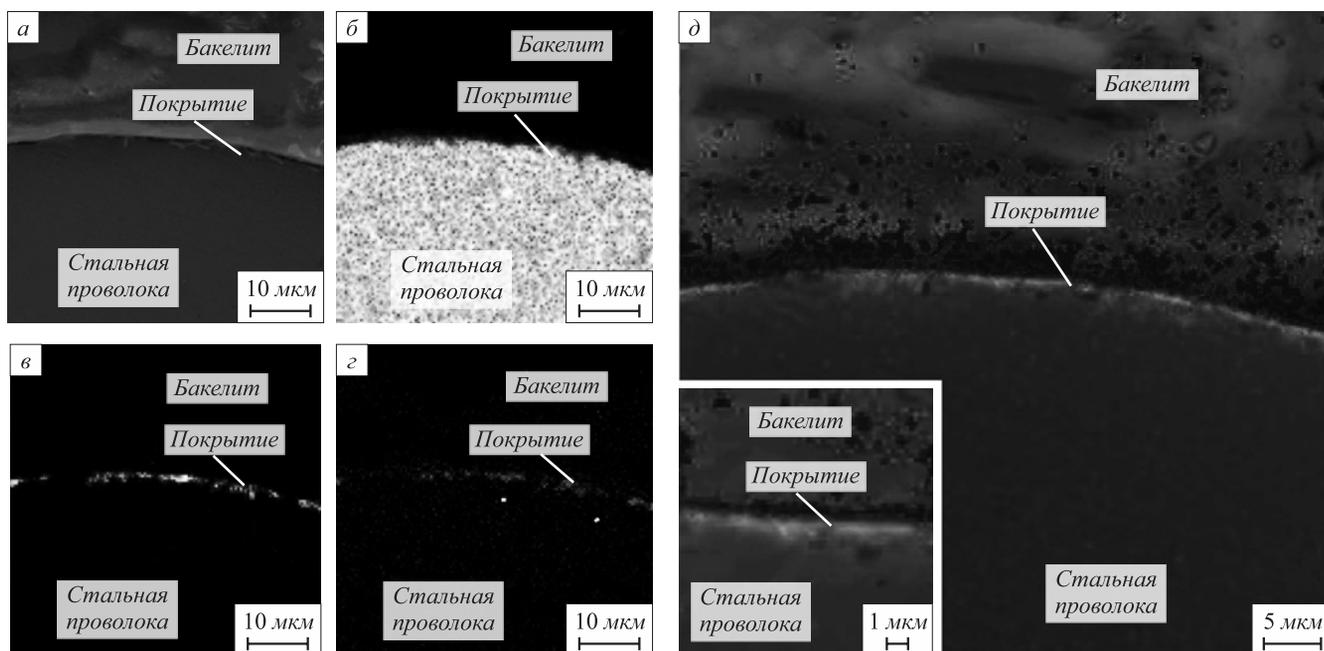


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение участка сталь – покрытие «тонкой» проволоки диаметром 0,30 мм: а – электронно-микроскопическое изображение системы сталь – покрытие на поперечном шлифе; б – карта распределения Fe; в – карта распределения Cu; г – карта распределения Zn; д – наложенное изображение распределения элементов латунного покрытия Fe, Cu и Zn на стальной проволоке

Fig. 7. Electron-microscopic image of the steel-coating section of “thin” wire with diameter 0.30 mm: а – electron-microscopic image of the steel-coating system on cross section of the sample; б – maps of Fe distribution; в – maps of Cu distribution; г – maps of Zn distribution; д – overlaid image of Fe, Cu and Zn distribution in brass coating

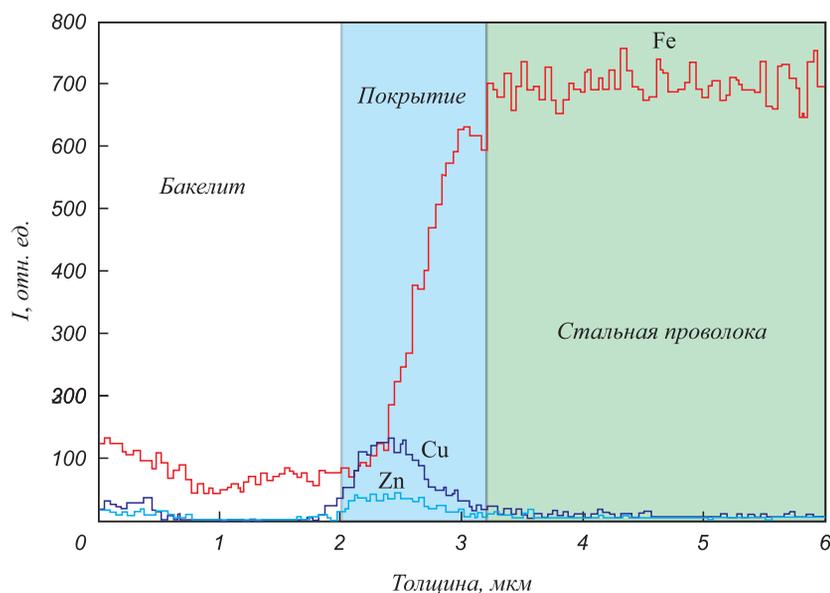


Рис. 8. График распределения химических элементов по поперечному сечению для «тонкой» проволоки диаметром 0,30 мм

Fig. 8. Graphs of chemical elements distribution across the cross-section for “thin” wire with diameter 0.30 mm

нию диффузии при их неравномерном расположении в объеме. Это влечет за собой анизотропию твердости по сечению образца, образование β-фазы латуни и увеличение градиента концентрации меди. Совершенство структуры, полученной осаждением из электролита, увеличивается с толщиной покрытия. Наиболее несо-

вершена структура поверхности стальной проволоки, где выходят дефекты ее кристаллического строения к латунному покрытию.

Благодаря диффузионному отжигу, в покрытии существенно снижаются напряжения, происходит их релаксация из-за перестройки двухслойной структуры

(нанесенные электроосаждением слои Cu и Zn) в простую латунь [11], текстура выравнивается и становится более сбалансированной, меняются оси кристаллитов, происходит насыщение цинка медью и перестройка кристаллической решетки материала покрытия под действием температуры, выходит накопившаяся энергия дефектного строения [12]. Некоторые количественные данные о содержании железа в латунном покрытии на стальной проволоке приведены в литературных источниках [1, 13].

Диффузионный процесс в покрытии после холодной деформации не заканчивается, а продолжается. Стремясь к равновесному состоянию, атомы железа диффундируют по каналам дефектов в покрытие, скапливаясь или выходя на поверхность, их количество растет с увеличением деформации стального сердечника из-за обжатия, структурной неоднородности, напряжений, наличия дислокаций, выходящих на поверхность, а также из-за степени дефектности самого покрытия. Количество диффундирующих атомов железа в покрытии велико у поверхности стального сердечника, так как структура там наиболее несовершенна.

Авторы работы [14] проводили исследование влияния импульсного тока на технологические параметры, качество и структуру состава покрытия медь – цинк в электролите на основе сорбидола. В работе [15] разрабатывались новые растворы для электроосаждения двухкомпонентного покрытия медь – цинк, а в работе [16] на металлическую основу наносилось двухкомпонентное покрытие цинк – медь, исследовалась связь морфологии поверхности и фазового состава удельной поверхности покрытия. Авторы работы [17] искали результаты влияния свободных цианидов на качество покрытия медь – цинк. Из результатов множества работ, в том числе [14 – 17], можно сделать вывод, что основным направлением в развитии электроосаждения латуни является получение новых электролитов и подбор оптимальных характеристик нанесения покрытия.

Следует отметить, что многочисленные работы (например, [14 – 17]), связанные с получением более качественного латунного покрытия, были направлены на создание новых [14] и модификацию существующих [15] электролитов, а также улучшение технологии электроосаждения [16, 17], не ставили перед собой цели формирования оптимального строения покрытия и дальнейшего совершенствования процесса электроосаждения меди на стальную проволоку с использованием экранирования катода.

Обобщенные данные исследования толщины латунного покрытия «толстой» и «тонкой» проволоки представлены авторами в работе [18] в виде диаграмм. При сопоставлении диаграмм между собой наблюдается зависимость между максимальной и минимальной толщиной латунного покрытия «толстой» проволоки и максимальной и минимальной глубиной диффу-

зионного слоя «тонкой» проволоки при средней толщине покрытия в 0,5 мкм на всех исследуемых участках.

В проведенных ранее исследованиях не рассматривалась возможность физического воздействия на ближайший к растворимому аноду меди участок («южный» слой) латунного покрытия для уменьшения его избыточной толщины без негативных последствий для латунного покрытия.

Выводы

Латунное покрытие применяется для формирования хорошей адгезии между стальной проволокой и резиной в автомобильных шинах. Степень адгезии зависит от содержания меди в латунном покрытии и химического состава резины.

Латунное покрытие на стальной проволоке имеет разнотолщинность, которая увеличивает расход меди во время электроосаждения [8]. В настоящей работе на противоположных участках «толстой» стальной проволоки были изучены диффузионные слои латунного покрытия и определена их толщина, которая оказалась одинаковой в обоих случаях и составила 1,2 мкм.

Установлено, что во время мокрого волочения на тонкий диаметр (0,30 мм) переходный диффузионный слой размывается и глубина проникновения атомов меди в стальную проволоку в этом случае достигает 1,1 – 2,0 мкм. Диффузионный слой «толстой» латунированной проволоки четко выражен по сравнению с размывтым диффузионным слоем «тонкой» латунированной проволоки. Это происходит вследствие пластической деформации «тонкой» проволоки в волоках. Толщина латунного диффузионного покрытия «тонкой» проволоки составляет на всех исследуемых участках в среднем 0,5 мкм [18], что достигается независимо от сильной разницы (6 и 1 мкм) толщины латунного покрытия на противоположных сторонах «толстой» (диаметром 1,67 мм) стальной проволоки. Полученный результат дает в перспективе возможность устранения разнотолщинности латунного покрытия на «толстой» проволоке любого диаметра путем использования способа экранирования катода (стальной проволоки) от растворимого анода меди во время двухступенчатого нанесения покрытия медь + цинк перед диффузионным отжигом без негативных последствий для латунного покрытия.

Данное исследование также может быть полезно для моделирования процесса электроосаждения меди на стальную проволоку и моделирования пластической деформации во время мокрого волочения.

Совершенствование процесса электроосаждения меди на стальную проволоку поможет снизить затраты на анодную медь и улучшить качество латунного покрытия, создав минимальную разнотолщинность и исключив обратное течение покрытия во время деформации мокрым волочением, тем самым снизив его трибологический и откольный съем.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Алексеев Ю.Г., Кувалдин Н.А. Металлокорд для автомобильных шин. Москва: Металлургия, 1992. 192 с.
2. Угасте Ю.Э., Коденцов А.А., Ф. Ван Лоо. Перераспределение концентрации компонентов в процессе взаимной диффузии в системе Cu–Fe–Ni // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. № 12. С. 1251–1262.
3. Nechaykina T., Molotnikov A., Estrin Y., Nikulin S., Rozhnov A., Zavodchikov S. Proving the viability of manufacturing of multi-layer steel/vanadium alloy/steel composite tubes by numerical simulations and experiment // Journal of Nuclear Materials. 2018. Vol. 503. P. 178–190. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.02.043>
4. Нечайкина Т.А., Никулин С.А., Рогачев С.О., Турилина В.Ю., Баранова А.П. Сопротивление разрушению переходной зоны трехслойного материала сталь – ванадиевый сплав – сталь после деформационно-термической обработки // Известия вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 6. С. 447–453. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-6-447-453>
5. Андрианов Н.В., Савенок А.Н., Кравцов А.А., Леднева А.А. Адгезия резины к металлокорду и ее сохранение // Литье и металлургия. 2005. № 2(34). С. 36–44.
6. Шмурак И.Л., Матюхин С.А., Дашевский Л.И. Технология крепления шинного корда к резине. Москва: Химия, 1993. 129 с.
7. Кувалдин Н.А. Гальванотермическое латунирование проволоки для металлокорда: Автореферат диссертации ... кандидата технических наук: 02.00.05. Днепропетровск, 1992. 25 с.
8. Москалев Д.Н., Цыганов И.А., Мочалин И.М. Исследование неравномерности толщины латунного покрытия проволоки под металлокорд // Гальванотехника и обработка поверхности. 2020. № 1. Т. 28. С. 11–19. http://dx.doi.org/10.47188/0869-5326_2020_28_1_11
9. Защитные покрытия: Учебное пособие / М.Л. Любанов, Н.И. Кардонина, Н.Г. Россина, А.С. Юровских. Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2014. 200 с.
10. Гегузин Я.Е. Очерки о диффузии в кристаллах: 2-е издание, переработанное и дополненное. Москва: Наука, 1974. 254 с.
11. Гирин О.Б., Ковенский И.М. Особенности образования дефектов кристаллического строения электроосаждаемых металлов // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2012. Т. 2. № 5(56). С. 44–47.
12. Поветкин В.В., Ковенский И.М. Структура электролитических покрытий. Москва: Металлургия, 1989. 136 с.
13. Tashiro H., Tarui T. State of the art for high tensile strength steel cord // Nippon Steel Technical Report. 2003. No. 88. P. 87–91.
14. Винокуров Е.Г., Кандырин К.Л., Бондарь В.В. Моделирование состава раствора и исследование электроосаждения сплава Cu–Zn // Журнал прикладной химии. 2010. Т. 83. № 4. С. 606–610.
15. Михедова Е.В., Яскельчик В.В., Черник А.А., Жарский И.М. Электрохимическое осаждение желтой латуни в условиях импульсного электролиза // Известия национальной академии наук Беларуси. Серия химических наук. 2014. № 3. С. 48–52.
16. Денисова А.Г., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Шафеев М.Р., Бекин В.В., Грызунов А.М. Особенности морфологии и фазового состава медь-цинковых покрытий, полученных электролитическим способом // Известия РАН. Серия физическая. 2017. Т. 81. № 11. С. 1500–1504. <https://doi.org/10.7868/S0367676517110126>
17. Saadatmand M., Sadeghpour S., Aghazadeh Mohandesi J. Optimization of brass plating condition in plating of patented steel wire // Surface Engineering. 2011. Vol. 27. No. 1. P. 19–25. <https://doi.org/10.1179/026708410X12459349719972>
1. Alekseev Yu.G., Kuvaldin N.A. *Steel Cord for Car Tires*. Moscow: Metallurgiya, 1992, 192 p. (In Russ.).
2. Ugaste Yu.E., Kodentsov A.A., Van Loo F. Redistribution of concentration of components during interdiffusion in Cu–Fe–Ni system. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2012, vol. 113, no. 12, pp. 1182–1192. <https://doi.org/10.1134/S0031918X12120125>
3. Nechaykina T., Molotnikov A., Estrin Y., Nikulin S., Rozhnov A., Zavodchikov S. Proving the viability of manufacturing of multi-layer steel/vanadium alloy/steel composite tubes by numerical simulations and experiment. *Journal of Nuclear Materials*. 2018, vol. 503, pp. 178–190. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.02.043>
4. Nechaikina T.A., Nikulin S.A., Rogachev S.O., Turilina V.Yu., Baranova A.P. Fracture resistance of “transition” area in three-layer steel/vanadium alloy/steel composite after thermomechanical treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 6, pp. 447–453. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-6-447-453>
5. Andrianov N.V., Savenok A.N., Kravtsov A.A., Ledneva A.A. Adhesion of rubber to steel cord and its preservation. *Lit'e i metallurgiya*. 2005, no. 2(34), pp. 36–44. (In Russ.).
6. Shmurak I.L., Matyukhin S.A., Dashevskii L.I. *Technology for Attaching a Tire Cord to Rubber*. Moscow: Khimiya, 1993, 129 p. (In Russ.).
7. Kuvaldin N.A. *Electroplated brass plating of wire for steel cord: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.* Dnepropetrovsk, 1992, 25 p. (In Russ.).
8. Moskalev D.N., Tsyganov I.A., Mochalin I.M. The research of the brass coating thickness for steel cord. *Gal'vanotekhnika i obrabotka poverkhnosti*. 2020, vol. 28, no. 1, pp. 346–351. (In Russ.). http://dx.doi.org/10.47188/0869-5326_2020_28_1_11
9. Lobanov M.L., Kardonina N.I., Rossina N.G., Yurovskikh A.S. *Protective Coatings: Tutorial*. Yekaterinburg: Izd-vo Ural'skogo universiteta, 2014, 200 p. (In Russ.).
10. Geguzin Ya.E. *Essays on Diffusion in Crystals*. Moscow: Nauka, 1974, 254 p. (In Russ.).
11. Girin O.B., Kovenskii I.M. Features of formation of crystal structure defects in electrodeposited metals. *Vostochno-Evropeskii zhurnal peredovykh tekhnologii*. 2012, vol. 2, no. 5(56), pp. 44–47. (In Russ.).
12. Povetkin V.V., Kovenskii I.M. *Structure of Electrolytic Coatings*. Moscow: Metallurgiya, 1989, 136 p. (In Russ.).
13. Tashiro H., Tarui T. State of the art for high tensile strength steel cord. *Nippon Steel Technical Report*. 2003, no. 88, pp. 87–91.
14. Vinokurov E.G., Kandyrin K.L., Bondar' V.V. Modeling of the solution composition and a study of the electrodeposition of the Cu–Zn alloy. *Russian Journal of Applied Chemistry*. 2010. vol. 83, no. 4, pp. 659–663. <https://doi.org/10.1134/S1070427210040166>
15. Mikhedova E.V., Yaskel'chik V.V., Chernik A.A., Zharskii I.M. Electrochemical deposition of yellow brass under pulse electrolysis conditions. *Izvestiya natsional'noi akademii nauk Belarusi: seriya khimicheskikh nauk*. 2014, no. 3, pp. 48–52. (In Russ.).
16. Denisova A.G., Gryzunova N.N., Vikarchuk A.A., Shafeev M.R., Bekin V.V., Gryzunov A.M. Morphologies and phase compositions of copper–zinc coatings obtained by electrolysis. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2017, vol. 81, no. 11, pp. 1348–1352. <https://doi.org/10.3103/S1062873817110065>
17. Saadatmand M., Sadeghpour S., Aghazadeh Mohandesi J. Optimization of brass plating condition in plating of patented steel wire. *Surface Engineering*. 2011, vol. 27, no. 1, pp. 19–25. <https://doi.org/10.1179/026708410X12459349719972>

18. Москалев Д.Н., Цыганов И.А. Разнотолщинность латунного покрытия тонкой проволоки диаметром 0,30 мм // Материалы областного профильного семинара «Школа молодых ученых» по проблемам технических наук, 19 ноября 2021. Липецк: Издательство Липецкого государственного технического университета. 2021. С. 20–22.

18. Moskalev D.N., Tsyganov I.A. Non-uniform thickness of brass coating on fine wire with diameter of 0.30 mm. In: *Materials of the Regional Spec. Seminar "School of Young Scientists" on the Problems of Technical Sciences, November 19, 2021*. Lipetsk: Izdatel'stvo LSTU, 2021, pp. 20–22. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Дмитрий Николаевич Москалев, аспирант кафедры физического металловедения, Липецкий государственный технический университет; машинист по навивке канатов, ООО «Бекарт Липецк»

E-mail: dmitriy.moskalev.official@yandex.ru

Игорь Анатольевич Цыганов, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой физического металловедения, Липецкий государственный технический университет

E-mail: zyganov.igor@gmail.com

Dmitrii N. Moskalev, Postgraduate of the Chair of Physical Metallography, Lipetsk State Technical University; Rope Winding Machinist, "Bekaert Lipetsk" LLC

E-mail: dmitriy.moskalev.official@yandex.ru

Igor' A. Tsyganov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Physical Metallography, Lipetsk State Technical University

E-mail: zyganov.igor@gmail.com

Поступила в редакцию 01.10.2021

После доработки 16.05.2022

Принята к публикации 26.05.2022

Received 01.10.2021

Revised 16.05.2022

Accepted 26.05.2022



Оригинальная статья

УДК 669.046.4:519.8

DOI 10.17073/0368-0797-2022-9-671-676

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2400>



МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НАГРЕВА ПОЛОСЫ ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА АТАКУЮЩИМИ СТРУЯМИ

Н. С. Бялобжеский, О. А. Евтехова, И. А. Левицкий

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

Аннотация. Исследована интенсивность нагрева движущейся полосы термически тонкого металла на участке конечной протяженности системой атакующих струй нейтрального газа. Работа посвящена решению проблемы создания системы нагрева полосы движущегося металла атакующими струями нейтрального газа путем оценки интенсивности нагрева полосы металла при помощи методов математического моделирования. Дано описание дифференциальной задачи теплопроводности и ее последующее упрощение с учетом сделанных допущений для получения эффективного расчетного алгоритма. Приведены эмпирические соотношения, выбранные для расчета локальных и средних значений коэффициентов теплоотдачи, а также базовые параметры для вариантов расчетов. Для сравнительного моделирования рассматривался участок длиной 20 м, на котором происходит нагрев полосы, входящей с температурой 500 °С, нейтральным газом с температурой 800 °С. Представлены результаты расчета зависимости средней по сечению температуры полосы от скорости ее движения (в диапазоне от 0,1 до 2 м/с) при двух значениях скорости истечения газа (20 и 40 м/с). На их основании авторы делают выводы о том, что только при малых скоростях движения полосы достигается приемлемая интенсивность нагрева, а также что скорость истечения газа (в рассмотренном диапазоне) не является резервом для существенного увеличения этой интенсивности.

Ключевые слова: математическое моделирование, нагрев движущейся полосы металла, термически тонкое тело, струйный нагрев, атакующие струи, локальный коэффициент теплоотдачи

Для цитирования: Бялобжеский Н.С., Евтехова О.А., Левицкий И.А. Математическая модель нагрева полосы листового металла атакующими струями // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 9. С. 671–676. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-671-676>

Original article

MATHEMATICAL MODEL OF SHEET METAL STRIP HEATING BY ATTACKING JETS

N. S. Byalobzheskii, O. A. Evtekhova, I. A. Levitskii

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

Abstract. The authors investigated the intensity of heating of a moving strip of thermally thin metal on a finite length section by a system of attacking neutral gas jets. The article is devoted to solving the problem of creating a system for heating a strip of moving metal by attacking jets of neutral gas by estimating the intensity of heating a metal strip using mathematical modeling methods. The main options for heat treatment of sheet metal are named. The article describes the differential heat conduction problem and its subsequent simplification, considering the assumptions made to obtain an effective calculation algorithm; the empirical relations selected for calculating local and average values of heat transfer coefficients; and the basic parameters for variant calculations. For comparative modeling, a 20m-long section was considered, where a strip entering with a temperature of 500 °C is heated by neutral gas with temperature of 800 °C. The results of calculating the dependence of average cross-sectional temperature of the strip on its movement speed (in the range from 0.1 m/s to 2 m/s) at two values of the gas flow velocity (20 m/s and 40 m/s) are presented, on the basis of which the authors concluded that acceptable heating intensity is achieved only at low speeds of the strip, and the gas flow rate (in the considered range) is not a reserve for a significant increase in this intensity.

Keywords: mathematical modeling, heating of a strip of moving metal, thermally thin body, jet heating, attacking jets, local heat transfer coefficient

For citation: Byalobzheskii N.S., Evtekhova O.A., Levitskii I.A. Mathematical model of sheet metal strip heating by attacking jets. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 9, pp. 671–676. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-671-676>

Современная промышленность ориентирована на получение листового металла, для достижения соответствующих структуры и свойств которого после холодной прокатки необходима термическая обработка.

Обычно она осуществляется либо в протяжных, либо в садочных печах, и каждый из вариантов обладает своими недостатками. В то же время известны агрегаты скоростного струйного нагрева металла [1 – 3], в которых

осуществляется непосредственное воздействие струй продуктов сгорания газообразного топлива на поверхность нагреваемого металла. Поскольку термообработке подлежит уже практически готовая продукция, которую нельзя подвергать окислению, струйный нагрев в его исходном варианте использовать для этого нельзя. Возможность создания системы нагрева полосы движущегося металла атакующими струями нейтрального газа (предварительно получившего теплоту от продуктов сгорания в каком-либо теплообменном устройстве) требует тщательного изучения как с точки зрения технических возможностей, так и с позиций экономической рентабельности.

Для анализа процессов, происходящих при нагреве слябов, широко распространено математическое моделирование. В ряде работ предлагаются эффективные статистические модели [4, 5], а также расчеты, основанные на аналитическом решении [6]. Однако более продуктивны детерминированные модели, основанные на численном решении уравнений теплообменных процессов [7 – 9], в том числе разностных аналогов задачи теплопроводности [10, 11] как при использовании имеющихся CFD-продуктов [12], так и при рассмотрении ряда оптимизационных задач [13 – 15].

Целью данной работы является математическое моделирование нагрева движущейся полосы термически тонкого металла на участке конечной протяженности системой атакующих струй нейтрального газа. При получении заметного технического эффекта будет иметь смысл проектировать соответствующий агрегат и оценивать его техническую и экономическую эффективность.

Рассмотрим полосу металла толщиной δ и шириной B , движущуюся на участке длиной L .

Обозначим направление движения полосы x , направление по ширине полосы y , а по толщине z , и поместим начало координат в центр входного сечения полосы.

Примем ряд допущений:

- 1) режим теплообмена является стационарным;
- 2) полоса перемещается в продольном направлении с постоянной скоростью u , м/с;
- 3) во входном сечении температурное поле полосы однородно и соответствует постоянной начальной температуре T_H ;
- 4) интенсивность внешнего теплообмена может быть описана граничными условиями третьего рода с заданным распределением коэффициента теплоотдачи по поверхностям полосы и постоянной заданной температурой греющей среды;
- 5) толщина полосы δ достаточно мала, чтобы считать ее термически тонким телом;
- 6) на выходе из рассматриваемой зоны температура полосы металла стабилизируется.

Допущения 1 и 2 позволяют использовать для описания распространения теплоты в металле стационар-

ное трехмерное уравнение теплопроводности для движущейся полосы [16]

$$\rho c u \frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right),$$

$$0 < x < L, \quad -\frac{B}{2} < y < \frac{B}{2}, \quad -\frac{\delta}{2} < z < \frac{\delta}{2}, \quad (1)$$

допущение 3 позволяет дополнить его однородным граничным условием (которое иногда называют начальным)

$$T(0, y, z) = T_H, \quad (2)$$

а допущение 4 – граничными условиями на боковых поверхностях полосы

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=-\frac{B}{2}} = \alpha^{\rightarrow} \left(T_0^{\rightarrow} - T_{y=-\frac{B}{2}} \right);$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{y=\frac{B}{2}} = \alpha^{\leftarrow} \left(T_0^{\leftarrow} - T_{y=\frac{B}{2}} \right), \quad (3)$$

а также на ее нижней и верхней поверхностях

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=-\frac{\delta}{2}} = \alpha^{\uparrow} \left(T_0^{\uparrow} - T_{z=-\frac{\delta}{2}} \right);$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=\frac{\delta}{2}} = \alpha^{\downarrow} \left(T_0^{\downarrow} - T_{z=\frac{\delta}{2}} \right), \quad (4)$$

В выражениях (1) – (4) приняты следующие обозначения: ρ и c – плотность, кг/м³ и удельная теплоемкость, Дж/(кг·К) материала полосы; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К) материала полосы; T_0^{\rightarrow} и T_0^{\leftarrow} , T_0^{\uparrow} и T_0^{\downarrow} – температура греющей среды сбоку от полосы, а также снизу и сверху, К; α^{\rightarrow} и α^{\leftarrow} , α^{\uparrow} и α^{\downarrow} – коэффициенты теплоотдачи на левой и правой торцевых поверхностях полосы, а также на нижней и верхней ее поверхностях, Вт/(м²·К).

В качестве второго граничного условия вдоль оси x примем условие стабилизации температуры вдоль полосы на выходе из расчетной области (допущение 6)

$$\frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=L} = 0. \quad (5)$$

Для того, чтобы воспользоваться допущением 5, введем понятие средней (по толщине полосы) температуры

$$\tilde{T}(x, y) = \frac{1}{\delta} \int_{-\frac{\delta}{2}}^{\frac{\delta}{2}} T(x, y, z) dz \quad (6)$$

и проинтегрируем уравнение (1) по толщине полосы, что позволит получить его в следующем виде:

$$\rho c u \frac{\partial \tilde{T}}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial \tilde{T}}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial \tilde{T}}{\partial y} \right) + \frac{1}{\delta} \left(\lambda \frac{\partial \tilde{T}}{\partial z} \Big|_{z=\frac{\delta}{2}} - \lambda \frac{\partial \tilde{T}}{\partial z} \Big|_{z=-\frac{\delta}{2}} \right), \quad (7)$$

после чего воспользуемся граничными условиями (4) и допущением 5, переходя к форме записи

$$\rho c u \frac{\partial \tilde{T}}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial \tilde{T}}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial \tilde{T}}{\partial y} \right) + \frac{\alpha^\downarrow (T_0^\downarrow(x, y) - \tilde{T}(x, y)) + \alpha^\uparrow (T_0^\uparrow(x, y) - \tilde{T}(x, y))}{\delta}.$$

Таким образом, получено уравнение теплопроводности, записанное относительно средней (по толщине полосы) температуры. В дальнейшем для упрощения будем для этой величины использовать обозначение T , имея в виду, что $T = T(x, y)$:

$$\rho c u \frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\alpha^\downarrow (T_0^\downarrow - T) + \alpha^\uparrow (T_0^\uparrow - T)}{\delta}, \quad (8)$$

$$0 < x < L, \quad -\frac{B}{2} < y < \frac{B}{2}.$$

Именно это уравнение теплопроводности, дополненное граничными условиями (2), (3), (5), составляет основу математической модели рассматриваемой задачи [17].

В соответствии с рекомендациями работы [18] для вычисления максимального значения коэффициента теплоотдачи α_m (в точке удара струи о поверхность) применены формулы

$$\text{Nu}_m = 1,6 \text{Re}_m^{0,5} \text{Pr}^{0,33} \left(\frac{h}{d_0} \right)^{-0,11}, \quad \text{при } \frac{h}{d_0} < 6,2; \quad (9)$$

$$\text{Nu}_m = 5,25 \text{Re}_m^{0,5} \text{Pr}^{0,3} \left(\frac{h}{d_0} \right)^{-0,77}, \quad \text{при } \frac{h}{d_0} > 6,2,$$

в которых d_0 – диаметр сопла, из которого исходит струя, m (является определяющим размером в критериях Нуссельта и Рейнольдса); h – расстояние от среза сопла до атакуемой поверхности, m .

Изменение локального коэффициента теплоотдачи по атакуемой поверхности описывали экспоненциальной зависимостью [17,18]

$$\alpha_r = \alpha_m e^{-\frac{2r}{h}}, \quad (10)$$

где r – расстояние от точки пересечения полосы осью струи.

Соотношения (9) и (10) предложены для максимального и локального значений коэффициента теплоотдачи при воздействии на поверхность одиночной струи. Для случая воздействия на поверхность системы струй не существует достоверной информации о коэффициенте теплоотдачи в областях пересечения этих струй. Имеются лишь критериальные соотношения, описывающие средние (по поверхности полосы) значения коэффициентов теплоотдачи от системы струй [19, 20],

$$\overline{\text{Nu}}_s = 0,933 \left(\frac{d_0}{h} \right)^{0,625} \text{Re}_s^{0,625} \text{Pr}^{0,33}, \quad \text{при } \frac{h}{d_0} \geq 8; \quad (11)$$

$$\overline{\text{Nu}}_s = 0,286 \text{Re}_s^{0,625} \text{Pr}^{0,33}, \quad \text{при } \frac{h}{d_0} < 8,$$

причем характерным размером в критериях является расстояние между осями струй s .

В связи с этим в данной работе было принято решение ввести понятие «пятна воздействия» для струи, внутри которого можно использовать соотношение (10).

Базовые значения параметров и интервал их варьирования

Basic values of the parameters and interval of their variation

Показатель	Значение	Диапазон
Ширина полосы, мм	1500	
Длина участка, м	20	
Толщина полосы, мм	1	1 – 2
Скорость движения полосы, м/с	1	0,1 – 2
Плотность металла, кг/м ³	7800	
Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	300	
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)	35	
Расстояние от среза сопла до поверхности полосы, мм	250	100 – 300
Диаметр отверстия сопла струи, мм	50	30 – 60
Средняя скорость струи на выходе из сопла, м/с	20	15 – 40
Фоновое значение коэффициента теплоотдачи, Вт/(м ² ·К)	5	
Количество струй вдоль полосы	12	
Количество струй поперек полосы	4	
Начальная температура полосы металла, °С	500	
Температура греющей среды, °С	800	

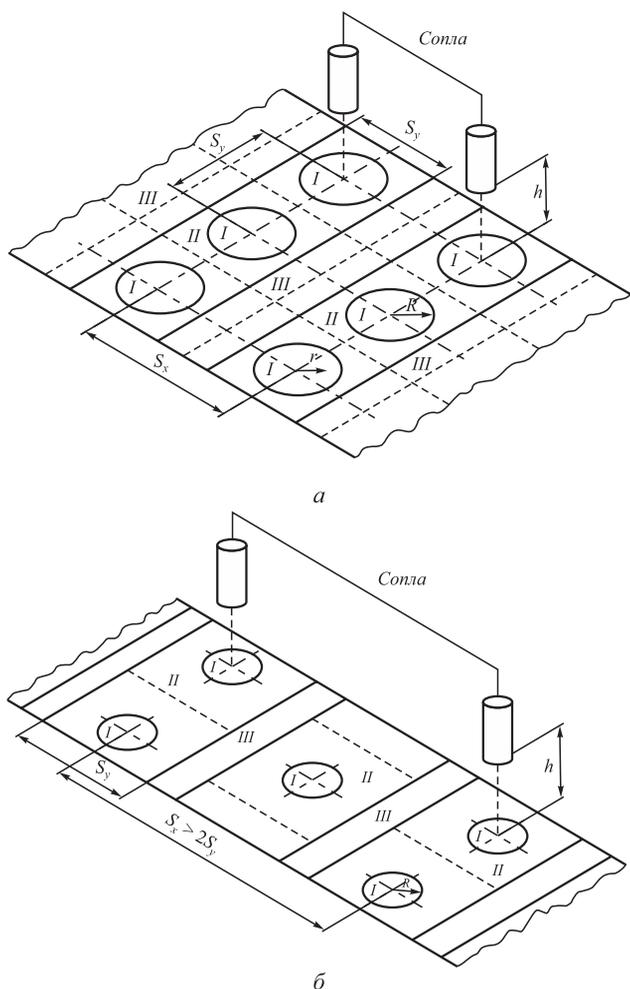


Рис. 1. Схема расположения сопел относительно листа:
 а – коридорное расположение сопел, $R \leq S_y/2$; б – шахматное расположение сопел, $R \leq S_y$; S_x – шаг расположения сопел вдоль полосы; S_y – шаг расположения сопел поперек полосы; h – расстояние от среза сопла до полосы; R – радиус «пятна воздействия»; I – область, в которой вычисляется локальное значение коэффициента теплоотдачи по формуле (10); II – область, в которой вычисляется постоянное значение на основе формулы (11) при $S = S_y$; III – область, в которой вычисляется постоянное значение на основе формулы (11) при $S = S_x$

Fig. 1. Scheme of the nozzles relative to the sheet:
 а – corridor, $R \leq S_y/2$; б – chess, $R \leq S_y$; S_x – nozzle spacing along the strip; S_y – nozzle spacing across the strip; h – distance from the nozzle cut to the strip; R – radius of the “footprint”; I – area in which the local value of the heat transfer coefficient is calculated with formula (10); II – area in which a constant value is calculated with formula (11) for $S = S_y$; III – area in which a constant value is calculated with formula (11) for $S = S_x$

Вне пятна воздействия задается значение коэффициента теплоотдачи, определяемое на основе средних значений, вычисленных по формулам (11).

Решение дифференциальной задачи, постановка которой описывается соотношениями (2), (3), (5) и (8), дополненными формулами (9) – (11), осуществляли численно методом разностной аппроксимации [16] на расчетной сетке с постоянными шагами Δx и Δy [16, 17]. Положение сопел относительно полосы металла схе-

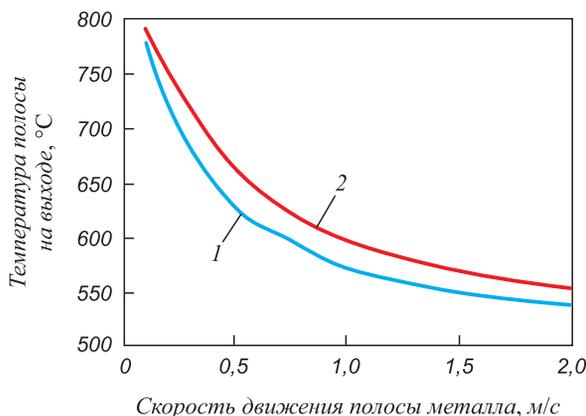


Рис. 2. Зависимость средней по сечению температуры полосы от ее скорости движения при двух значениях скорости газа:
 1 – 20 м/с; 2 – 40 м/с

Fig. 2. Dependence of cross-sectional average temperature of the strip on its speed at two values of the gas velocity:
 1 – 20 m/s; 2 – 40 m/s

матично изображено на рис. 1 как для коридорного (а), так и для шахматного (б) их расположения.

Программная реализация модели была осуществлена в среде Builder C++ 6.0 в виде автономного исполняемого модуля.

Поскольку в данной задаче очень большое количество параметров, было решено некоторый фиксированный набор считать базовым, а для тех из них, влияние которых решено изучать, задать интервал варьирования (при варьировании значений отдельных параметров остальным параметрам придавались базовые значения). Базовые значения и интервал варьирования основных параметров задачи представлены в таблице.

На рис. 2 приведена полученная зависимость средней по сечению полосы температуры (на выходе из рассматриваемого участка) от скорости ее движения при двух значениях скорости истечения газа из сопел. Поскольку греющая среда имела температуру 800 °С, то для малых скоростей движения полосы (меньше 0,5 м/с) результат можно считать приемлемым. Однако для более высоких скоростей интенсивность нагрева на таком большом участке очень мала. Влияние скорости струи (в рассмотренном диапазоне) оказывается небольшим, и этот фактор нельзя считать резервом для интенсификации нагрева.

Выводы

Разработана и программно реализована математическая модель нагрева движущейся полосы термически тонкого металла на участке конечного размера системой атакующих струй нейтрального газа, представляющая собой двумерную стационарную задачу теплопроводности в неподвижной системе координат.

В результате проведения вариантных расчетов получено, что приемлемая скорость нагрева поло-

сы при коэффициентах теплоотдачи, полученных по эмпирическим формулам, достигается только для очень небольших скоростей движения полосы (менее 0,5 м/с).

Влияние скорости истечения нейтрального газа из сопел (рассмотренное для диапазона значений от 20 до 40 м/с) не является существенным фактором интенсификации нагрева.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Асцатуров В.Н., Краснокутский П.Г., Берковская П.С. Скоростной струйный нагрев металла. Киев: Техника, 1984. 121 с.
2. Исатаев С.И., Жанабаев З.Ж. Теплоотдача тел при струйном обтекании. Киев: Техника, 1989. 304 с.
3. Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Ратников П.Э. Возможности применения струйного нагрева металла перед прокаткой // Литье и металлургия. 2007. № 2 (42). С. 63–66.
4. Бельский А.М., Богатова М.Ж., Чибизова С.И. Статистическое моделирование температурных режимов работы нагревательных печей с шагающими балками // Черные Металлы. 2021. № 8. С. 32–37. <http://doi.org/10.17580/chm.2021.08.06>
5. Богатова М.Ж., Чибизова С.И. Статистическое моделирование температурных режимов работы нагревательных печей листовых станов горячей прокатки // Известия вузов. Черная металлургия. 2021 Т. 64. № 5. С. 374–381. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-5-374-381>
6. Левицкий И.А. Линейная задача теплопроводности для тел правильной формы при граничных условиях третьего рода // Черные металлы. 2019. № 10. С. 67–72.
7. Mathews J.H. Computer derivations of numerical differentiation formulae // International Journal of Mathematics Education in Science and Technology. 2003. Vol. 34. No. 2. P. 280–287. <https://doi.org/10.1080/0020739031000158317>
8. Singh V.K., Talukdar P. Comparisons of different heat transfer models of a walking beam type reheat furnace // International Communications in Heat and Mass Transfer. 2013. Vol. 47. P. 20–26. <https://doi.org/10.1016/j.icheatmasstransfer.2013.06.004>
9. Tang G., Wu B., Bai D., Wang Y., Bodnar R., Zhou C.Q. Modeling of the slab heating process in a walking beam reheating furnace for process optimization // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2017. Vol. 113. P. 1142–1151. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.06.026>
10. Han S.H., Chang D., Kim C.Y. A numerical analysis of slab heating characteristics in a walking beam type reheating furnace // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2010. Vol. 53. No. 19–20. P. 3855–3861. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.05.002>
11. Курносов В.В., Левицкий И.А., Прибытков И.А. Исследование нагрева массивных заготовок с различными скоростями в печах периодического действия // Известия вузов. Черная металлургия. 2012. Т. 55. № 9. С. 27–31. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-9-27-31>
12. Mayr B., Prieler R., Demuth M., Moderer L., Hochenauer C. CFD analysis of a pusher type reheating furnace and the billet heating characteristic // Applied Thermal Engineering. 2017. Vol. 115. No. 25. P. 986–994. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.01.028>
13. Jang J.-Y., Huang J.-B. Optimization of a slab heating pattern for minimum energy consumption in a walking-beam type reheating furnace // Applied Thermal Engineering. 2015. Vol. 85. P. 313–321. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2015.04.029>
14. Tang L., Liu J., Rong A., Yang Z. An effective heuristic algorithm to minimise stack shuffles in selecting steel slabs from the slab yard for heating and rolling // Journal of the Operational Research Society. 2001. Vol. 52. No. 10. P. 1091–1097. <https://doi.org/10.1057/palgrave.jors.2601143>
15. Курносов В.В., Левицкий И.А. Математическое моделирование нагрева заготовок с переменными теплофизическими характеристиками и теплового режима, соответствующего заданному графику нагрева // Известия вузов. Черная металлургия. 2012. Т. 55. № 7. С. 19–22. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-7-19-22>
1. Astsaturov V.N., Krasnokutskii P.G., Berkovskaya P.S. *High-Speed Jet Heating of Metal*. Kiev: Tekhnika, 1984, 121 p. (In Russ.).
2. Isataev S.I., Zhanabaev Z.Zh. *Heat Transfer of Bodies in Jet Flow*. Kiev: Tekhnika, 1989, 304 p. (In Russ.).
3. Timoshpol'skii B.I., Trusova I.A., Ratnikov P.E. Possibilities of application of jet heating of metal before rolling. *Lit'e i metallurgiya*. 2007, no. 2 (42), pp. 63–66. (In Russ.).
4. Belen'kiy A.M., Bogatova M.Zh., Chibizova S.I. Statistical modeling of metal heating in furnaces with walking beams. *Chernyye Metally*. 2021, no. 8, pp. 32–37. (In Russ.). <http://doi.org/10.17580/chm.2021.08.06>
5. Bogatova M.Zh., Chibizova S.I. Statistical modeling of temperature operating modes of heating furnaces for hot strip mills. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 5, pp. 374–381. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-5-374-381>
6. Levitskii I.A. The linear heat conduction problem for bodies with a regular shape under boundary conditions of the third kind. *Chernyye Metally*. 2019, no. 10, pp. 67–72.
7. Mathews J.H. Computer derivations of numerical differentiation formulae. *International Journal of Mathematics Education in Science and Technology*. 2003, vol. 34, no. 2, pp. 280–287. <https://doi.org/10.1080/0020739031000158317>
8. Singh V.K., Talukdar P. Comparisons of different heat transfer models of a walking beam type reheat furnace. *International Communications in Heat and Mass Transfer*. 2013, vol. 47, pp. 20–26. <https://doi.org/10.1016/j.icheatmasstransfer.2013.06.004>
9. Tang G., Wu B., Bai D., Wang Y., Bodnar R., Zhou C.Q. Modeling of the slab heating process in a walking beam reheating furnace for process optimization. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2017, vol. 113, pp. 1142–1151. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.06.026>
10. Han S.H., Chang D., Kim C.Y. A numerical analysis of slab heating characteristics in a walking beam type reheating furnace. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2010, vol. 53, no. 19–20, pp. 3855–3861. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.05.002>
11. Kurnosov V.V., Levitskii I.A., Pribytkov I.A. Massive billets different rates heating in batch furnaces study. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, vol. 55, no. 9, pp. 27–31. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-9-27-31>
12. Mayr B., Prieler R., Demuth M., Moderer L., Hochenauer C. CFD analysis of a pusher type reheating furnace and the billet heating characteristic. *Applied Thermal Engineering*. 2017, vol. 115, no. 25, pp. 986–994. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.01.028>
13. Jang J.-Y., Huang J.-B. Optimization of a slab heating pattern for minimum energy consumption in a walking-beam type reheating furnace. *Applied Thermal Engineering*. 2015, vol. 85, pp. 313–321. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2015.04.029>
14. Tang L., Liu J., Rong A., Yang Z. An effective heuristic algorithm to minimise stack shuffles in selecting steel slabs from the slab yard for heating and rolling. *Journal of the Operational Research Society*. 2001, vol. 52, no. 10, pp. 1091–1097. <https://doi.org/10.1057/palgrave.jors.2601143>
15. Kurnosov V.V., Levitskii I.A. Mathematic simulation of workpieces heating with variable thermal characteristics and thermal condition, corresponding to a given heating curve. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, vol. 55, no. 7, pp. 19–22. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2012-7-19-22>

16. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. Москва: Metallurgiya, 1990. 239 с.
17. Бялобжеский Н.С. Разработка математической модели и исследование струйного нагрева полосы металла: ВКР магистр металлургии. Москва, 2020. 73 с.
18. Ноткин В.Л. Глубокое охлаждение конструкций летательных аппаратов при теплопрочностных испытаниях. Москва: Спутник+, 2012. 142 с.
19. Мاستрюков Б.С. Теория конструкции и расчеты металлургических печей. Москва: Metallurgiya, 1986. 376 с.
20. Расчет нагревательных и термических печей. Справочник / Под ред. В.М. Тымчака, В.Л. Гусовского. Москва: Metallurgiya, 1983. 480 с.
16. Arutyunov V.A., Bukhmirov V.V., Krupennikov S.A. *Mathematical Modeling of Industrial Furnaces Thermal Operation*. Moscow: Metallurgiya, 1990, 239 p. (In Russ.).
17. Byalobzheskii N.S. *Development of a mathematical model and study of jet heating of a metal strip: WRC Master of Metallurgy*. Moscow, 2020, 73 p. (In Russ.).
18. Notkin V.L. *Deep Cooling of Aircraft Structures during Heat-Strength Tests*. Moscow: Sputnik +, 2012, 142 p. (In Russ.).
19. Mastryukov B.S. *Theory of Design and Calculations of Metallurgical Furnaces*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 376 p. (In Russ.).
20. *Calculation of Heating and Thermal Furnaces. Directory*. Tymchak V.M., Gusovskii V.L. eds. Moscow: Metallurgiya, 1983, 480 p. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Никита Станиславович Бялобжеский, старший специалист по профнавигации и вопросам трудоустройства, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-4238-9937

E-mail: n.byalobzheskiy@gmail.com

Ольга Александровна Евтехова, аспирант кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-0630-4772

E-mail: olechka-evtekhova@yandex.ru

Игорь Анисимович Левицкий, к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-9345-3628

E-mail: lewwwis@mail.ru

Nikita S. Byalobzheskii, Senior Specialist for Career Navigation and Employment, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-4238-9937

E-mail: n.byalobzheskiy@gmail.com

Ol'ga A. Evtekhova, Postgraduate of the Chair "Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-0630-4772

E-mail: olechka-evtekhova@yandex.ru

Igor' A. Levitskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair "Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies", National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-9345-3628

E-mail: lewwwis@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Н. С. Бялобжеский – разработка математической модели.

О. А. Евтехова – уточнение математической модели, проведение вариантных расчетов.

И. А. Левицкий – общее руководство, программная реализация.

N. S. Byalobzheskii – development of the mathematical model.

O. A. Evtekhova – refinement of the mathematical model, carrying out variant calculations.

I. A. Levitskii – general guidance, software implementation.

Поступила в редакцию 05.07.2022

После доработки 25.08.2022

Принята к публикации 26.08.2022

Received 05.07.2022

Revised 25.08.2022

Accepted 26.08.2022



<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2401>



ПАМЯТИ АЛЕКСЕЯ ВАРНАВЬЕВИЧА ЕГОРОВА



27 августа 2022 г. скончался профессор кафедры металлургии стали и ферросплавов Московского технологического университета НИТУ «МИСиС» Алексей Варнавьевич Егоров.

Алексей Варнавьевич окончил в 1950 г. с серебряной медалью московскую школу № 12 и поступил в Московский институт стали им. И.В. Сталина. Среди его учителей были такие выдающиеся ученые, как В.С. Емельянов, А.М. Самарин, Н.В. Огоро-

ков и др. А.В. Егоров с отличием закончил институт. Инженерные знания он закреплял на Свердловском машиностроительном заводе в качестве плавильного мастера в литейном цехе. Как незаурядный специалист, он был приглашен в аспирантуру Московского института стали к профессору Н.В. Огорокову. Интерес будущего аспиранта в большей степени проявлялся к конструкции сталеплавильных агрегатов, энергетическим особенностям и тепловым процессам, протекающим в ванне. Это было основной темой его диссертационной работы, а далее любимым направлением и в научном плане, и в преподавательской деятельности. Диссертационную работу А.В. Егоров защитил в 1964 г. по проблемам тепловой работы дуговой сталеплавильной печи, а далее более 50 лет проработал в Московском институте стали и сплавов, ныне НИТУ «МИСиС».

Под руководством профессора А.В. Егорова подготовлено более 200 инженеров, бакалавров, магистров, 4 кандидата технических наук. Написано лично и в соавторстве порядка 30 учебных пособий и учебников, которые считаются настольными изданиями электрометаллургов России, стран ближнего и дальнего зарубежья. Его ученики работают как в странах СНГ, так и в Германии, Франции, Алжире, Египте, Болгарии, Латвии и др. Еще долгие и долгие годы его учебники будут оставаться основными путеводителями электрометаллургов, справочниками и подсказчиками для принятия грамотных профессиональных решений.

Мы глубоко скорбим по поводу кончины Алексея Варнавьевича Егорова – известного металлурга, который всю жизнь отдал любимому делу, воспитал многих известных ученых, инженеров.

Светлая память об Алексее Варнавьевиче останется в наших сердцах.

Друзья, коллеги, ученики.

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 25.09.2022. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,25. Заказ 15754. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17

IZVESTIYA

FERROUS METALLURGY

OPTIMIZATION OF WET DRAWING ACCORDING TO THE RATIO OF BREAKING STRESS TO DRAW STRESS

THE POSSIBILITY OF USING JET METAL HEATING

SLAG MODE REGULATION IN ELECTRIC ARC FURNACE BASED ON ELECTRICAL PARAMETERS CONTROL DURING MELTING OXIDATION PERIOD

DETERMINATION OF CHLORINE IN DUSTY WASTE IN FERRONICKEL PRODUCTION: ANALYSIS AND ESTIMATION OF UNCERTAINTY

PROPERTIES OF COATINGS OBTAINED BY SUPERSONIC ELECTRIC ARC METALLIZATION WITH AEROSOL FLUXING

FEATURES OF MICROSTRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND STRENGTHENING CAPABILITY OF STAINLESS STEELS WITH 13 – 17 % Cr

EVOLUTION OF STRUCTURE OF RAIL STEEL LAMELLAR PEARLITE UNDER COMPRESSION DEFORMATION

CHEMICAL COMPOSITION OF BRASS COATING FOR STEEL CORD

MATHEMATICAL MODEL OF SHEET METAL STRIP HEATING BY ATTACKING JETS

IN MEMORY OF ALEKSEI VARNAV'EVICH EGOROV