

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

fermet.misis.ru

2025 Том 68 № 6
Vol. No.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Сравнительный анализ структуры и свойств
железнодорожных рельсов заэвтектоидного состава

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Структура и свойства сплавов специального назначения после отжига

Инженерия поверхности аморфного сплава $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$
эксимерным лазером

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

Анализ процесса обработки заготовки из мартенситной
нержавеющей стали 40X13, полученной методом проволочного
электронно-лучевого аддитивного производства

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2025 Том 68 № 6
Vol. No.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

Scientific and Technical Journal

Published since January 1958. Issued 6 times a year

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

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

Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия

Izvestiya. Ferrous Metallurgy

Учредители:



Редакционная коллегия:

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

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

Главный редактор:

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

Заместитель главного редактора:

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

Издатель:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Адреса подразделений редакции:

в Москве

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

в Новокузнецке

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

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

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

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



Статьи доступны под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

www.fermet.misis.ru

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

Alternative title:

Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya

Founders:



Editorial Board:

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

Editor-in-Chief:

Leopol'd I. Leont'ev, Academician, Adviser of the Russian Academy of Sciences; Dr. Sci. (Eng.), Prof., NUST "MISIS"; Chief Researcher, Institute of Metallurgy UB RAS, Moscow
4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"

Deputy Editor-in-Chief:

Evgenii V. Protopopov, Academician of the Russian Academy of Natural Sciences, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Publisher:

National University of Science and Technology "MISIS"

Editorial Office Address:

in Moscow

4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation
National University of Science and Technology "MISIS"
Tel.: +7 (495) 638-44-11 E-mail: ferrous@isis.ru

in Novokuznetsk

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

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

In accordance with paragraph 5 of the Rules for the formation of the Higher Attestation Commission list journal "Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the list of leading peer-reviewed scientific journals, publication in which is taken into account in the defense of candidate and doctoral dissertations, as indexed in international data bases.

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

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



Articles are available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Бессонова О.В., Полевой Е.В., Осколкова Т.Н., Комарова Т.А. Сравнительный анализ структуры и свойств железнодорожных рельсов заэвтектоидного состава 556
- Богданова Н.А., Жилин С.Г., Предеин В.В. Прочностные характеристики выплавляемых моделей, получаемых уплотнением порошков воскообразных материалов в поле действия центробежных сил 563

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Попова Н.А., Громов В.Е., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А., Юрьев А.А. Упрочнение поверхностных слоев головки длинномерных рельсов при длительной эксплуатации 572
- Климов С.А., Носков Ф.М., Токмин А.М., Масанский О.А. Получение карбидосталей на основе быстрорежущей стали методом индукционной наплавки 581
- Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Характеристики контакта стали Ст3 при сухом скольжении по стали 45 под переменным электрическим током высокой плотности при разных коэффициентах трансформации питающего трансформатора 587
- Попова М.В., Полунин А.М. Структура и свойства сплавов специального назначения после отжига 594
- Пермякова И.Е., Иванов А.А., Лукина И.Н., Костина М.В., Дюжева-Мальцева Е.В. Инженерия поверхности аморфного сплава $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ эксимерным лазером 598

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Дрозин А.Д., Дудоров М.В. Критерии существования локальных равновесий в переохлажденных расплавах 607

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ
И МАТЕРИАЛАХ

- Евстигнеев А.И., Одинокое В.И., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А., Дмитриев Э.А. Влияние кольцевых швов на напряженно-деформированное состояние в цилиндрической керамической оболочковой форме при затвердевании в ней стальной отливки 613

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Bessonova O.V., Polevoi E.V., Oskolkova T.N., Komarova T.A. Comparative analysis of the structure and properties of hypereutectoid railway rails 556
- Bogdanova N.A., Zhilin S.G., Predein V.V. Strength characteristics of investment patterns obtained by compaction of waxy material powders in the field of centrifugal forces 563

MATERIALS SCIENCE

- Popova N.A., Gromov V.E., Yur'ev A.B., Nikonenko E.L., Porfir'ev M.A. Hardening of surface layers of long rail heads during long-term operation 572
- Klimov S.A., Noskov F.M., Tokmin A.M., Masanskii O.A. Production of carbide steels based on high-speed steel by induction surfacing 581
- Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Contact characteristics of C235 steel in dry sliding against C45 steel under high-density alternating current at different transformation coefficients of supply transformer 587
- Popova M.V., Polunin A.M. Structure and properties of special-purpose alloys after annealing 594
- Permyakova I.E., Ivanov A.A., Lukina I.N., Kostina M.V., Dyuzheva-Maltseva E.V. Surface engineering of $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ amorphous alloy by excimer laser 598

PHYSICO-CHEMICAL BASICS
OF METALLURGICAL PROCESSES

- Drozin A.D., Dudorov M.V. Criteria for the existence of local equilibria in supercooled melts 607

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES
AND MATERIALS

- Evstigneev A.I., Odinokov V.I., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A., Dmitriev E.A. Effect of annular seams on stress-strain state in cylindrical ceramic shell mold during solidification of a steel casting in it 613

СОДЕРЖАНИЕ (продолжение)

CONTENTS (Continuation)

Лехов О.С., Билалов Д.Х. Расчет температуры и термоупругих напряжений в бойках при получении стальных полых заготовок на установке совмещенного литья и деформации. Часть 2	621
Чжан Ц., Козлов В.Н., Чинахов Д.А., Клименов В.А., Чернухин Р.В. Анализ процесса обработки заготовки из мартенситной нержавеющей стали 40X13, полученной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства	626

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И АВТОМАТИЗАЦИЯ
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

Рыбенко И.А., Протопопов Е.В., Запольская Е.М. Общие принципы моделирования и оптимизации электросталеплавильного процесса	636
Члену-корреспонденту РАН О.В. Заякину 50!	646
Указатель статей, помещенных в 2025 г., том 68	648

Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Calculation of temperature and thermoelastic stresses in strikers during production of hollow steel billets in a unit of combined casting and deformation. Part 2	621
Zhang C., Kozlov V.N., Chinakhov D.A., Klimenov V.A., Chernukhin R.V. Analysis of processing 40Kh13 martensitic stainless steel billet obtained by wire electron beam additive manufacturing	626

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

Rybenko I.A., Protopopov E.V., Zapol'skaya E.M. General principles of modeling and optimization of electric steelmaking process	636
To the 50 th Anniverssary of O.V. Zayakin	646
Index of articles of "Izvestiya. Ferrous Metallurgy" for 2025, vol. 68	648



УДК 669.017.16:669.018.294.2

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-556-562



Оригинальная статья

Original article

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ ЗАЭВТЕКТОИДНОГО СОСТАВА

О. В. Бессонова¹, Е. В. Полевой¹, Т. Н. Осколкова² , Т. А. Комарова¹¹ АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42) oskolkova@kuz.ru

Аннотация. В связи с постоянным увеличением осевых нагрузок и массы подвижных составов, предназначенных для пассажирского и грузового тяжеловесного движения, выдвигаются более жесткие требования со стороны потребителей рельсовой продукции. Используемые в настоящее время для промышленного производства рельсов углеродистые стали перлитного класса обладают высокими показателями потребительских свойств, а именно, стойкостью к износу, образованию контактно-усталостных дефектов, что позволяет обеспечить работоспособность в широком диапазоне эксплуатационных и климатических условий на всей протяженности сети железных дорог. Важной технической задачей является установление закономерностей формирования микроструктуры рельсов в зависимости от химического состава стали и влияния структуры на свойства готовой продукции. Одним из основных параметров, определяющих структуру и потребительские свойства железнодорожных рельсов из перлитной стали, является величина межпластинчатого расстояния. Повышение эксплуатационной стойкости рельсов – одна из основных задач специалистов АО «ЕВРАЗ ЗСМК» – металлургического завода Кузбасса, входящего в пятерку крупнейших в мире производителей железнодорожных рельсов. В результате проведенных исследований представлены результаты сравнительного анализа химического состава, величины межпластинчатого расстояния, а также прочностных и пластических свойств металла железнодорожных рельсов перлитного класса. В соответствии с ГОСТ Р 51685 – 2022 сталь марки 90ХАФ по содержанию углерода является заэвтектидной. В результате проведенных исследований установлены связи между параметрами структуры и физико-механическими свойствами рельсов, а также между содержанием основных химических элементов в стали и межпластинчатым расстоянием перлита.

Ключевые слова: химический состав, механические свойства, твердость, микроструктура рельсов, параметры микроструктуры, межпластинчатое расстояние, дифференцированно термоупрочненные рельсы

Для цитирования: Бессонова О.В., Полевой Е.В., Осколкова Т.Н., Комарова Т.А. Сравнительный анализ структуры и свойств железнодорожных рельсов заэвтектидного состава. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):556–562.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-556-562>

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HYPEREUTECTOID RAILWAY RAILS

O. V. Bessonova¹, E. V. Polevoi¹, T. N. Oskolkova² , T. A. Komarova¹¹ JSC EVRAZ – United West Siberian Metallurgical Plant (16 Kosmicheskoe Route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654043, Russian Federation)² Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation) oskolkova@kuz.ru

Abstract. Due to the constant increase in axial loads and the weight of rolling stock intended for passenger and freight heavy traffic, more stringent requirements are being put forward by consumers of rail products. The pearlite-grade carbon steels currently used for the industrial production of rails have high consumer properties, namely, resistance to wear and the formation of contact and fatigue defects, which makes it possible to ensure operability in a wide range of operational and climatic conditions along the entire length of the railway network. An important technical task is to establish the patterns of formation of the microstructure of rails depending on the chemical composition of steel and influence of the structure on properties of the finished products. One of the main parameters determining the structure and consumer properties of pearlite

steel railway rails is the size of the interlamellar spacing. Improving the operational stability of rails is one of the main tasks of the specialists of JSC EVRAZ ZSMK, the Kuzbass Metallurgical Plant, one of the five largest manufacturers of railway rails in the world. The results of a comparative analysis of chemical composition, size of the interlamellar spacing, as well as the strength and plastic properties of the metal of pearlite-class railway rails are presented. In accordance with GOST R 51685-2022, 90KhAF steel is hypereutectoid in terms of carbon content. As a result of the conducted research, the relationships between parameters of the structure and the physico-mechanical properties of rails, as well as between content of the main chemical elements in steel and the interlamellar spacing of perlite, were established.

Keywords: chemical composition, mechanical properties, hardness, rail microstructure, microstructure parameters, interlamellar spacing, differentially heat-treated rails

For citation: Bessonova O.V., Polevoi E.V., Oskolkova T.N., Komarova T.A. Comparative analysis of the structure and properties of hypereutectoid railway rails. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):556–562. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-556-562>

ВВЕДЕНИЕ

Со стороны потребителей рельсовой продукции выдвигаются требования по увеличению сроков межремонтной наработки, повышению долговечности и надежности рельсов как основного и наиболее нагруженного элемента верхнего строения пути. Эксплуатационная стойкость рельсов в значительной степени определяется структурно-фазовым состоянием стали, в связи с чем важной технической задачей является установление закономерностей формирования микроструктуры рельсов в зависимости от ее химического состава и влияния структуры на свойства готовой продукции.

По результатам многочисленных исследований [1 – 3] выявлены основные закономерности влияния микроструктуры на эксплуатационную стойкость рельсов. В настоящее время в мире наиболее распространены рельсы из высокоуглеродистой стали перлитного класса, в которой в результате ускоренного охлаждения формируется структура дисперсной пластинчатой феррито-карбидной смеси (перлита), обеспечивающей высокие значения твердости, прочностных и пластических свойств, ударной вязкости, трещиностойкости, контактно-усталостной прочности и износостойкости [4 – 6]. Одним из основных параметров, определяющих структуру и потребительские свойства железнодорожных рельсов из перлитной стали, является величина межпластинчатого расстояния (МПР) – сумма толщин ферритной и цементитной пластинок, которые формируются в рельсах после прокатки и дифференцированной термообработки [7 – 9]. Однако этот вопрос до сих пор остается недостаточно изученным [10 – 12]. В связи с изложенным оценка данного структурного параметра необходима при разработке составов стали, режимов термоупрочнения и температурно-деформационных режимов прокатки, обеспечивающих получение требуемых показателей качества металлоизделий.

В настоящей работе представлены результаты сравнительного анализа химического состава, величины межпластинчатого расстояния, а также прочностных и пластических свойств металла железнодорожных рельсов типа Р65 производства АО «ЕВРАЗ Объеди-

ненный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») [13].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования использовали железнодорожные дифференцированно термоупрочненные с остаточного тепла предпрокатного нагрева рельсы типа Р65, по содержанию углерода сталь марки 90ХАФ по ГОСТ Р 51685 – 2022 является заэвтектоидной.

С целью исследования качества металла рельсов проведены испытания на растяжение (в соответствии с ГОСТ 1497 – 2023 на испытательной универсальной машине Z-250), испытания на ударный изгиб (в соответствии с ГОСТ 9454 – 78 на копре маятниковом РКР-450) и измерения твердости на поверхности катания головки (в соответствии с ГОСТ 9012 – 59 на твердом универсальном NEMESIS 9503).

Исследования и измерения параметров микроструктуры проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Tescan MIRA3. Оценку межпластинчатого расстояния и диаметра зерна проводили на поперечных шлифах, изготовленных из зоны выкружки после электрополировки и травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Исследуемая зона для измерения МПР находилась на расстоянии 2 – 4 мм от поверхности катания головки рельса. Выбор указанного места исследования обусловлен реализацией в этом участке максимальных контактных напряжений от взаимодействия с колесами подвижного состава при эксплуатации. В соответствии с методикой работы [14] измерения межпластинчатого расстояния проводили в перлитных колониях с явно выраженным параллельным расположением пластинок, независимо от расстояний между ними (видимое МПР), с дальнейшей обработкой полученных данных с учетом показателя асимметрии и вычислением среднего значения истинного МПР. Не измеряли расстояния между пластинками с явными следами деформации (разрушенные, ломаные и существенно изогнутые).

Диаметр зерна в металле рельсов исследуемых составов определяли у поверхности выкружки (метод выявления – по сетке феррита или цементита в соот-

Таблица 1. Химический состав металла исследуемых рельсов

Table 1. Chemical composition of the studied rails metal

Состав	Содержание элементов, мас. %				(C + Cr), %
	C	Cr	V	Mo	
1	0,87	0,30	0,08	0,006	1,17
2	0,94	0,27	0,09	0,006	1,22
3	0,91	0,34	0,09	0,006	1,24
4	0,93	0,34	0,10	0,018	1,27
5	0,91	0,34	0,04	0,010	1,25
Требования ГОСТ Р 51685 – 2022 для стали марки 90ХАФ	0,85 – 0,94	0,20 – 0,60	0,03 – 0,15	–	–

ветствии с ГОСТ 5639 – 82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна»).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Химический анализ рельсов исследуемых составов, условно маркированных 1 – 5, представлен в табл. 1. Нагрев, прокатку и термическую обработку рельсов проводили по одинаковым температурно-временным технологическим режимам. Для каждого состава были отобраны и сгруппированы плавки, отличающиеся по содержанию углерода, хрома, ванадия и молибдена. Содержание остальных химических элементов не имеет существенных различий между плавками, соответствует требованиям ГОСТ Р 51685 – 2022 и в данном анализе не представлено.

Из приведенных данных следует, что все представленные составы по содержанию углерода, хрома и ванадия удовлетворяют требованиям ГОСТ Р 51685 – 2022. Дополнительное микролегирование стали молибденом допускается и не регламентируется стандартом. Сравнительный анализ химических составов показал, что наименьшее содержание углерода определено в рельсовом металле состава 1, наибольшее – в металле состава 2, промежуточные значения по содержанию углерода – в металле составов 3 – 5. При этом содержание ванадия находится на сопоставимом уровне, за исключением состава 5, значение содержания ванадия в котором на 0,04 – 0,06 % ниже остальных. Также следует отметить, что рельсовый металл составов 4 и 5 отличается повышенным содержанием молибдена в среднем на 0,012 и 0,004 % соответственно. Наименьшее содержание хрома выявлено в металле составов 1 и 2, составы 3 – 5 отличаются от первых двух несколько повышенными значениями по хрому: в среднем на 0,04 – 0,07 %.

Известно [15; 16], что карбидообразующие элементы значительно изменяют кинетику распада аустенита и, соответственно, вид диаграммы изотермического превращения, на которой появляется четкое разделение перлитного и бейнитного превращений и промежуточная область повышенной устойчивости

аустенита. В работах [17 – 19] установлено, что при легировании хромом стали с перлитной структурой происходит твердорастворное упрочнение феррита, легирование цементита хромом с образованием соединения $(Fe, Cr)_3C$ и, возможно, образование карбидов хрома. Авторами работы [20] проведен анализ условий формирования перлитной структуры при термоупрочнении рельсов и установлена связь суммарного содержания углерода и хрома $((C + Cr), \%)$, температуры перлитного превращения и межпластинчатого расстояния перлита в сталях исследуемых составов (табл. 1). Определены зависимости изменения прочностных и пластических свойств от содержания углерода и хрома, суммарное значение которых должно быть выше 1,2 %, что способствует увеличению дисперсности структуры перлита и обеспечению оптимального сочетания прочностных и пластических характеристик. В металле исследуемых составов суммарное содержание углерода и хрома находится на сопоставимом уровне и превышает значение 1,2 % (за исключением состава 1 (1,17 %)), что также подтверждается получением достаточно высоких значений прочностных характеристик при сохранении высокой пластичности металла (табл. 2).

Результаты испытаний показали, что по механическим свойствам при растяжении, ударной вязкости, а также твердости на поверхности катания головки металл исследуемых составов значительно превышает требования стандарта для рельсов заэвтектидного состава, предназначенных для производства рельсов категорий ДТ370ИК и ДТ400ИК. Следует отметить, что при одновременном увеличении содержания углерода, хрома и ванадия (сплав 3) наблюдается наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств, а также ударной вязкости. При этом значение твердости, измеренное на поверхности катания головки рельса из сплава 3, повышается незначительно относительно сплава 1 с наименьшим содержанием углерода и указанных выше элементов. При увеличении содержания молибдена (в три раза) в сплаве 4 наблюдается значительное увеличение ударной вязкости, а также увеличе-

Таблица 2. Механические свойства и твердость

Table 2. Mechanical properties and hardness

Состав		Механические свойства при растяжении				KCU (+20 °C), Дж/см ²	Твердость на поверхности катания головки, НВ
		σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ , %	ψ , %		
1		920	1370	10,5	27	26,5	393
2		980	1430	10,5	31	26,0	412
3		1030	1450	10,5	29	25,0	409
4		1028	1480	11,0	24	30,0	424
5		1049	1447	9,0	22	21,5	420
Требования ГОСТ Р 51685 – 2022 для рельсов категории	ДТ370ИК	не менее					370 – 415
	ДТ400ИК	870	1280	8,0	14,0	15	400 – 455
			1300				

ние прочностных и пластических характеристик относительно остальных исследуемых сплавов. Следует отметить, что при снижении содержаний ванадия и молибдена в экспериментальном сплаве 5 значительно снижаются значения ударной вязкости и пластических характеристик металла при сохранении прочностных характеристик и твердости на поверхности катания головки готового рельсового проката.

Исследуемая рельсовая сталь после прокатки и дифференцированной термической обработки имеет перлитную структуру преимущественно с пластинами перлита регулярного строения (рис. 1).

Также встречается значительное количество деформированных колоний перлита с ломаными и «волнистыми» пластинами, а также участки с переплетением перлитных колоний (рис. 2).

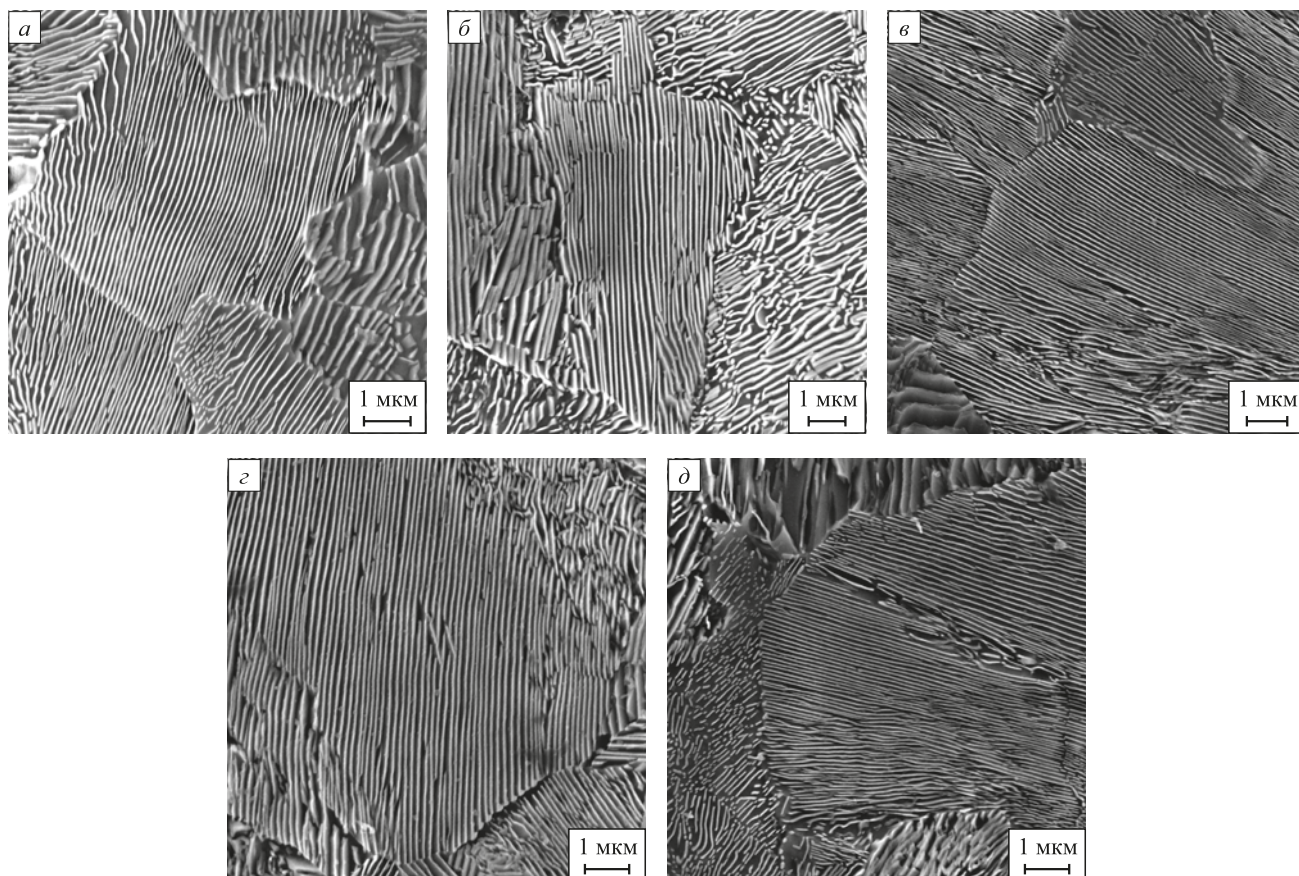


Рис. 1. Микроструктура металла исследуемых рельсов составов 1 – 5 (а – д)

Fig. 1. Microstructure of the studied rails metal of compositions 1 – 5 (a – d)

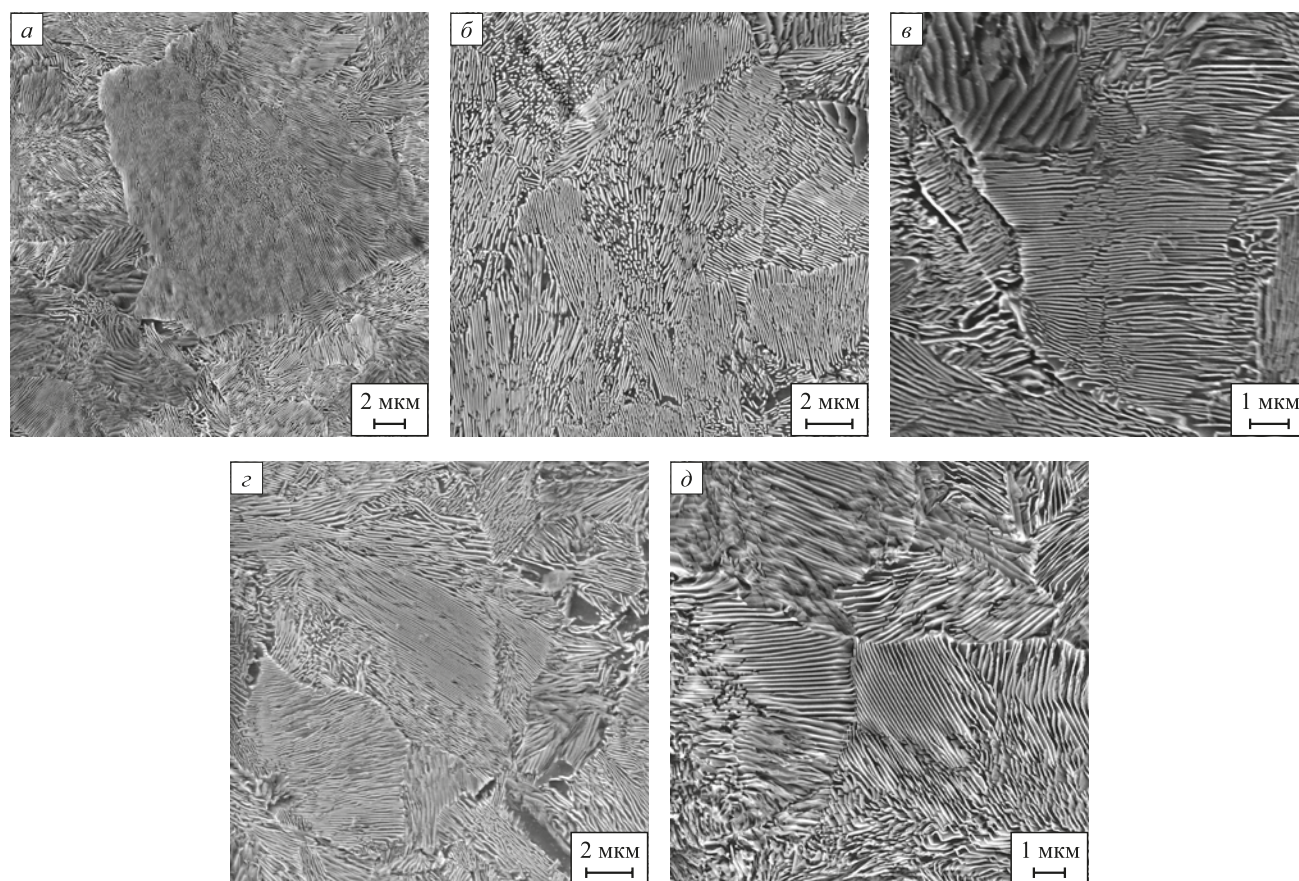


Рис. 2. Микроструктура металла исследуемых рельсов составов 1 – 5 с деформируемыми пластинами (а – д)

Fig. 2. Microstructure of the studied rails metal of compositions 1 – 5 with deformable plates (a – d)

В результате количественного анализа оценивали такие параметры микроструктуры, как межпластинчатое расстояние (дисперсность) и диаметр зерна.

В табл. 3 представлены результаты проведенных измерений параметров микроструктуры, представляющих собой среднеарифметические значения с определением стандартного отклонения.

Из представленных данных следует, что средние значения межпластинчатого расстояния перлита и размеров зерен, измеренные в микроструктуре металла рельсов исследуемых составов, находятся на сопоставимом уровне, за исключением составов 1 и 2, в которых МПР составляет 0,116 и 0,112 мкм соответственно, что ука-

зывает на пониженные значения прочности. В микроструктуре металла рельсов состава 4 средний размер зерен значительно ниже (примерно на 3 – 5 мкм), чем в металле рельсов остальных исследуемых составов (табл. 3). Повышение содержания ванадия и молибдена в металле рельсовой стали состава 4, вероятно, способствовало повышению ударной вязкости, прочностных и пластических характеристик, что в целом можно объяснить способностью торможения роста зерен при термической обработке рельсов [21].

Выводы

Проведен сравнительный анализ химического состава, прочностных и пластических характеристик, а также количественной оценки параметров микроструктуры железнодорожных рельсов пяти исследуемых составов, произведенных из заэвтектоидной стали марки 90ХАФ.

Наилучшее сочетание прочностных и пластических характеристик получено в результате испытаний на растяжение, ударный изгиб, а также значение твердости на поверхности катания головки рельса, произведенного из опытного состава 4 с несколько повышенными значениями по содержанию таких микролегирую-

Таблица 3. Параметры микроструктуры

Table 3. Microstructure parameters

Состав	МПР, мкм	Диаметр зерна, мкм
1	$0,116 \pm (0,019)$	$18,36 \pm (4,04)$
2	$0,112 \pm (0,020)$	$19,30 \pm (4,80)$
3	$0,100 \pm (0,013)$	$20,23 \pm (2,82)$
4	$0,110 \pm (0,011)$	$15,14 \pm (2,83)$
5	$0,109 \pm (0,011)$	$20,60 \pm (3,90)$

щих элементов, как ванадий и молибден в среднем на 0,01 – 0,06 и 0,080 – 0,012 % соответственно.

В результате количественной оценки параметров микроструктуры среднее значение межпластинчатого расстояния перлита в исследуемых образцах находится на сопоставимом уровне. Структура металла (состав 4) рельсов является более мелкозернистой (диаметр зерна меньше на 3 – 5 мкм), что в совокупности с наличием дисперсной структуры перлита и повлияло на получение оптимального сочетания прочностных и пластических характеристик исследуемых рельсов.

Следует отметить, что в условиях реальной эксплуатации стойкость к образованию в рельсах дефектов контактной усталости и стойкость к образованию дефектов могут зависеть от большого количества факторов. Понимание механизмов формирования структуры и оптимального соотношения структуры и механических свойств позволяет разрабатывать рельсы персонализированные для различных участков дороги и тем самым повышать эффективность их использования и обеспечивать увеличение срока их службы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Мухранов Н.В., Фомичев М.С., Белокурова Е.В., Беликов С.В. Исследование структурно-фазовых превращений при охлаждении рельсовой стали. *Сталь*. 2015;(11):86–91.
Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Mukhranov N.V., Fomichev M.S., Belokurova E.V., Belikov S.V. Structural and phase transformations in the cooling of rail steel. *Steel in Translation*. 2015;45(11):894–899.
<https://doi.org/10.3103/S0967091215110066>
2. Полевой Е.В., Добужская А.Б., Темлянцева М.В. Влияние скорости охлаждения на формирование структуры рельсовой стали, микролегированной ванадием и ниобием. *Вестник ПНИПУ*. 2016;18(4):7–20.
Polevoy E.V., Dobuzhskaya A.B., Temlyantsev M.V. Influence of speed of cooling on formation of structure of a rail steel microalloyed by vanadium and niobium. *Bulletin of PNRPU*. 2016;18(4):7–20. (In Russ.).
3. Singh A., Kesharwani Er.G.S., Mandal V., Ruhela A. Improvement of the mechanical properties of rail Thermo welds by heat treatment. *International Railway Journal of Engineering and Technology*. 2020;7(7):419–432.
4. Ивано Г., Кацун И. Технологические и эксплуатационные характеристики рельсов с высоким содержанием углерода. В кн.: *Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: сб. науч. тр.* Екатеринбург: ОАО «УИМ»; 2012:72–81.
5. Gray G.T., Thompson A.W., Williams J.C. Influence of microstructure on fatigue crack initiation in fully pearlitic steels. *Metallurgical Transactions A*. 1985;16(3):753–760.
<https://doi.org/10.1007/BF02814826>
6. Masaharu U., Kenji M. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels. *Wear*. 2020;444–445:203120.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203120>
7. Шур Е.А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов. В кн.: *Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов: Сборник научных трудов*. Екатеринбург: ОАО «УИМ»; 2006:37–63.
8. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Гизатулин Р.А. Производство рельсов повышенной износостойкости. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2007;50(10):35–37.
Pavlov V.V., Godik L.A., Korneva L.V., Kozyrev N.A., Gizatulin R.A. Production of wear-resistant rails. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007;50(10):35–37. (In Russ.).
9. Godefroid L.B., Souza A.T., Pinto M.A. Fracture toughness, fatigue crack resistance and wear resistance of two railroad steels. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(5):9588–9597.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.092>
10. Ray A. Microalloying with niobium in rail steels. *Materials Science and Technology*. 2017;33(14):1584–1600.
<https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1309111>
11. Babachenko O.I., Kononenko H.A., Podolskiy R.V., Safonova O.A. Steel for railroad rails with improved operating properties. *Materials Science*. 2021;56(6):814–819.
<https://doi.org/10.1007/s11003-021-00499-1>
12. Guo N., Liu Q., Xin Yu., Luan B., Zhou Z. The application of back-scattered electron imaging for characterization of pearlitic steels. *Science China. Technological Sciences*. 2011;54(9):2368–2372.
<https://doi.org/10.1007/s11431-011-4500-3>
13. Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Головатенко А.В., Темлянцева М.В. Новейшие разработки рельсовой продукции в АО «ЕВРАЗ ЗСМК». *Сталь*. 2019;(7):55–58.
Polevoy E.V., Yunin Gh.N., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V. Recent developments of rail steel products at the “West Siberian Iron & Steel Works”. *Stal’*. 2019;(7):55–58. (In Russ.).
14. Бессонова О.В., Полевой Е.В., Осолкова Т.Н. Сравнительный анализ микроструктуры и свойств рельсов различного химического состава. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):46–56.
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-46-56](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-46-56)
Bessonova O.V., Polevoi E.V., Oskolkova T.N. Comparative analysis of the microstructure and properties of rails with various chemical compositions. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):46–56. (In Russ.).
[http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-46-56](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-46-56)
15. Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Мусорина Е.В., Рубанникова Ю.А. Перераспределение углерода в структуре рельсовой стали после длительной эксплуатации. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2017;(4):4–8.
Yur’ev A.A., Ivanov Yu.F., Gromov E.V., Musorina E.V., Rubannikova Yu.A. Redistribution of carbon in the structure of rail steel after long-term operation. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2017;(4):4–8.
16. Егорова Л.Ю. Влияние структурного состояния перлита на физико-механические и коррозионные свойства высокоуглеродистых сталей: автореф. дис. канд. техн. наук. Екатеринбург: ИФМ УрО РАН; 2014:23.

17. Shur Ev.A., Bychkova N.Ya., Trushevsky S.M. Physical aspects of rolling contact fatigue of rail steels. *Wear*. 2005;258(7-8):1165–1171.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2004.03.027>
18. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of rail-way rails and wheels: Effect of high strain rate deformation. *Steel Tech*. 2008;3(1):19–23.
19. Новожилов И.С., Чередников В.А., Полевой Е.В., Рубцов В.Ю., Улегин К.А. Влияние микролегирования и горячей деформации на кинетику распада аустенита рельсовой стали. *Калибровочное бюро*. 2022;(20): 11–22.
- Novozhilov I.S., Cherednikov V.A., Polevoj E.V., Rubtsov V.Yu., Ulegin K.A. Micro-alloying effect and hot deformation on austenite decay kinetics of rail steel. *Roll Pass Design Bureau*. 2022;(20):11–22. (In Russ.).
20. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Полевой Е.В., Бессонова О.В. Разработка методики оценки межпластиночного расстояния перлита в рельсовой стали. В кн.: *Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: сб. науч. тр.* Екатеринбург: ОАО «УИМ»; 2022:137–151.
21. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия; 1979:208.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Ольга Валерьевна Бессонова, главный специалист металловед по электронной микроскопии и исследовательским работам, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ORCID: 0009-0002-2883-5766

E-mail: Olga.Bessonova@evraz.com

Егор Владимирович Полевой, к.т.н., начальник научно-исследовательского отдела, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ORCID: 0000-0001-9025-5442

E-mail: Egor.Polevoj@evraz.com

Татьяна Николаевна Осолкова, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1310-1284

E-mail: osolkova@kuz.ru

Татьяна Анатольевна Комарова, главный специалист, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ORCID: 0009-0005-4913-7141

E-mail: Tatyana.Komarova3@evraz.com

Olga V. Bessonova, Chief Specialist in Electron Microscopy and Research, JSC EVRAZ – United West Siberian Metallurgical Plant

ORCID: 0009-0002-2883-5766

E-mail: Olga.Bessonova@evraz.com

Egor V. Polevoi, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Research Department, JSC EVRAZ – United West Siberian Metallurgical Plant

ORCID: 0000-0001-9025-5442

E-mail: Egor.Polevoj@evraz.com

Tat'yana N. Oskolkova, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-1310-1284

E-mail: osolkova@kuz.ru

Tat'yana A. Komarova, Chief Specialist, JSC EVRAZ – United West Siberian Metallurgical Plant

ORCID: 0009-0005-4913-7141

E-mail: Tatyana.Komarova3@evraz.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

О. В. Бессонова – проведение лабораторных исследовательских работ по изучению рельсовых сталей различного химического состава, подготовка текста статьи.

Е. В. Полевой – анализ и внесение предложений по химическим составам рельсовых сталей заэвтектидного состава, научное руководство.

Т. Н. Осолкова – проведение консультационных работ по результатам исследований, помощь в формировании статьи.

Т. А. Комарова – организация работ по выбору рельсовых сталей заэвтектидного состава.

O. V. Bessonova – conducting laboratory research on rail steels of various chemical compositions, writing the text.

E. V. Polevoi – analysis and making suggestions on the chemical compositions of hypereutectoid rail steels, scientific guidance.

T. N. Oskolkova – consulting on results, assistance in the article formation.

T. A. Komarova – selection of rail steels of hypereutectic composition.

Поступила в редакцию 28.03.2025

После доработки 01.09.2025

Принята к публикации 10.09.2025

Received 28.03.2025

Revised 01.09.2025

Accepted 10.09.2025



УДК 621.74.045: 53.09

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-563-571



Оригинальная статья

Original article

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫПЛАВЛЯЕМЫХ МОДЕЛЕЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ УПЛОТНЕНИЕМ ПОРОШКОВ ВОСКООБРАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПОЛЕ ДЕЙСТВИЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ

Н. А. Богданова[✉], С. Г. Жилин, В. В. Предеин

Институт машиноведения и металлургии Хабаровского Федерального исследовательского центра Дальневосточного отделения РАН (Россия, 681005, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, ул. Металлургов, 1)

✉ joyful289@inbox.ru

Аннотация. Использование процесса литья по выплавляемым моделям направлено на получение отливок сложной конфигурации с повышенной размерной и геометрической точностью из широкого диапазона литейных сталей и цветных сплавов. Ряд операций при осуществлении такого процесса сопровождается появлением дефектов теплофизической природы (усадка модельного материала и его температурное расширение при выплавлении, приводящее к нарушению целостности керамической формы), что, в известной мере, препятствует расширению номенклатуры литья. Формирование экспериментальных пористых выплавляемых моделей прессованием порошков воскообразных материалов направлено на устранение данных дефектов, но, в силу недостатка сведений о процессах, сопровождающих уплотнение воскообразных порошков (в ряде случаев, проявляющихся в упругом отклике материала или изменении прочностных характеристик прессовок), требует отдельного изучения. Ранее было установлено, что распределение значений плотности в прессовке, выполненной из порошка парафина, обеспечивается направленным нагружением уплотняемого материала, в том числе в поле действия центробежных сил, что позволяет получать конфигурацию поверхности тела вращения с прогнозируемым распределением свойств в каждом его участке. В настоящей работе, на примере формирования участка тела вращения, приведено сравнение расчетных и экспериментальных зависимостей относительной плотности прессовок (полученных из разных фракций материала ПС 50/50) от напряжений, возникающих при их уплотнении в поле действия центробежных сил, а также средних значений плотностей прессовок от скорости вращения форм. Представлены картины напряженно-деформированного состояния прессовок при определении значений их прочности на сжатие, характерные для различных воскообразных материалов. Результаты эксперимента направлены на решение задач повышения эффективности процессов получения выплавляемых моделей, конфигурация которых представляет собой тело вращения, образованное уплотнением порошковых воскообразных материалов в поле действия центробежных сил.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, черные и цветные сплавы, экспериментальное моделирование, машиностроительные процессы, поле действия центробежных сил, напряженно-деформированное состояние, прессовка, пористость, упругий отклик, прочность

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института машиноведения и металлургии Хабаровского Федерального исследовательского центра Дальневосточного отделения РАН. В работе использованы фото Фирсова С.В.

Для цитирования: Богданова Н.А., Жилин С.Г., Предеин В.В. Прочностные характеристики выплавляемых моделей, получаемых уплотнением порошков воскообразных материалов в поле действия центробежных сил. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):563–571. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-563-571>

STRENGTH CHARACTERISTICS OF INVESTMENT PATTERNS OBTAINED BY COMPACTION OF WAXY MATERIAL POWDERS IN THE FIELD OF CENTRIFUGAL FORCES

N. A. Bogdanova , S. G. Zhilin, V. V. Predein

Institute of Machinery and Metallurgy of the Khabarovsk Federal Research Center of the Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (1 Metallurgov Str., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681005, Russian Federation)

 joyful289@inbox.ru

Abstract. The use of investment casting process is aimed at producing castings of complex configuration with increased dimensional and geometric accuracy from a wide range of casting steels and non-ferrous alloys. A number of operations during the implementation of such a process are accompanied by the appearance of defects of a thermophysical nature (shrinkage of the pattern material and its thermal expansion during melting, leading to a violation of the ceramic mold integrity), which, to a certain extent, prevents the expansion of the casting nomenclature. The formation of experimental porous investment patterns by compaction of powders of waxy materials is aimed at eliminating such defects, but, due to the lack of information on the processes accompanying the compaction of waxy powders (in some cases manifested in the elastic response of the material or a change in the strength characteristics of the compacts), requires separate study. It was previously established that the distribution of density values in a paraffin powder compact is provided by directional loading of the compacted material, including in the field of centrifugal forces, which allows obtaining the surface configuration of a body of revolution with a predictable distribution of properties in each of its sections. In this paper, using the example of forming a section of a body of revolution, a comparison is given of the calculated and experimental dependencies of the relative density of compacts (obtained from different fractions of the PS50/50 material) on the stresses arising during their compaction in the field of centrifugal forces, as well as the average values of the density of compacts on the molds rotation speed. Pictures of the stress-strain state of compacts are presented when determining the values of their compressive strength characteristic of various waxy materials. The results of the experiment are aimed at solving the problems of increasing the efficiency of processes for obtaining investment patterns, the configuration of which is a body of revolution, formed by compaction of powdered waxy materials in the field of centrifugal forces.

Keywords: investment casting, ferrous and non-ferrous alloys, experimental modeling, mechanical engineering processes, field of centrifugal forces, stress-strain state, compact, porosity, elastic response, strength

Acknowledgements: This work was performed as part of a state assignment for the Institute of Machinery and Metallurgy of the Khabarovsk Federal Research Center of the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences. The authors used the photos by S.V. Firsov in this work.

For citation: Bogdanova N.A., Zhilin S.G., Predein V.V. Strength characteristics of investment patterns obtained by compaction of waxy material powders in the field of centrifugal forces. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):563–571.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-563-571>

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность решения вопросов повышения эффективности получения точных заготовок из широкого диапазона цветных и черных сплавов литьем по выплавляемым моделям обуславливает необходимость разработки и модернизации технологических процессов их формирования, направленную на устранение операций механической обработки [1] и рост номенклатуры изделий авиа-, судо-, и машиностроительного назначения. Получение отливок сложной пространственной конфигурации [2; 3], отличающихся высокой размерной и геометрической точностью, а также низкой шероховатостью осуществляется преимущественно литьем по выплавляемым моделям (ЛВМ) [4 – 6].

Общая последовательность традиционных операций в ЛВМ сводится к формированию выплавляемых моделей, их сборке в модельные блоки, последовательному нанесению на них и сушке слоев керамической оболочки, выплавлению из керамики модельной массы, прокатке оболочки в опорном наполнителе, а также

заливке оболочковой формы расплавом металла с последующей механической обработкой заготовок [7 – 9].

В ходе реализации процесса получения отливок в ЛВМ отмеченные выше технологические стадии сопровождаются теплофизическими явлениями, способными привести к искажению геометрии выплавляемой модели в виде усадки [10 – 13], деформации и разрушению участков керамических оболочковых форм по причинам теплового расширения модельных масс как на этапе выплавления, так на этапе прокаливания и заливки расплава [14 – 17].

Традиционным направлением повышения термостабильности выплавляемых моделей стал подбор компонентов с низким термическим расширением [18], а повышение стойкости керамических форм к трещинообразованию преимущественно достигается использованием армирующих элементов или новых связующих материалов [19; 20].

На решение комплекса проблем теплофизической природы направлены вариации получения литья в ЛВМ по пористым выплавляемым моделям, формируемым прессованием фракций воскообразных материалов.

Такие выплавляемые модели не имеют усадочных дефектов и не оказывают расширяющего воздействия на керамические формы [21]. В настоящее время серией экспериментов получены практические сведения о напряженно-деформированном состоянии воскообразных материалов, направленные на устранение упругой релаксации прессовок (величина которой более чем на порядок меньше размеров усадки и составляет около 1 % от объема прессовок), получаемых при их уплотнении [22].

Расширение возможностей подхода к формированию пористости в структуре выплавляемых моделей видится в реализации новой идеи уплотнения порошков воскообразных материалов в поле действия центробежных сил, что обеспечивает направленность нагружения порошкового тела при его уплотнении [23]. Прессовка порошков воскообразных материалов позволяет получать выплавляемую модель, выполненную в виде тел вращения, конфигурация внешней поверхности которой задается вращающейся пресс-формой. Достижение равномерного распределения свойств в теле прессовки такой конфигурации требует значительного усложнения конструкции пресс-формы, а получение выплавляемой модели тела вращения запрессовкой пастообразного модельного состава может привести к появлению усадочных дефектов при его остывании. Актуальность исследований в обозначенном направлении продиктована необходимостью поиска энергоэффективного варианта формирования прессовок с конфигурацией тел вращения в поле действия центробежных сил, обеспечивающего снижение скорости вращения формы при обеспечении технологически приемлемых значений прочности прессовок из различных воскообразных материалов.

Таким образом, целью настоящей работы является определение силовых параметров процесса прессования в поле действия центробежных сил фракций порошков воскообразного модельного материала ПС50/50 и анализ значений прочности таких прессовок в сравнении с прессовками, полученными при уплотнении в закрытой пресс-форме, в том числе для получаемых из парафина марки Т1.

Для реализации данных задач решались следующие вопросы:

- выбор расчетного метода получения зависимостей напряжений (полученных согласно формулам М.Ю. Бальшина и Г.Н. Ждановича), возникающих при вертикальном одноосном уплотнении прессовок из фракций 2,5 и 0,63 мм материала ПС50/50 от диапазона значений относительной плотности 0,8 – 1,0, наиболее полно удовлетворяющего экспериментальным данным, и сравнение адаптированных расчетных данных с результатами эксперимента;

- сравнение расчетной и экспериментальной скоростей вращения формы, требующихся для достижения значений усредненной плотности прессовок (принадлежащих диапазону значений 842 – 935 кг/м³, при

которых возможно достижение их функциональной прочности), формирующихся из фракций 2,5 и 0,63 мм материала ПС50/50;

- сравнение прочностных характеристик прессовок из воскообразных порошковых материалов марок Т1 и ПС50/50, полученных в результате одноосного вертикального уплотнения и в поле действия центробежных сил.

МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для реализации цели и задач настоящей работы в качестве воскообразного порошка выбран наиболее востребованный и распространенный в литье по выплавляемым моделям материал марки ПС50/50 технологически приемлемых фракций 0,63 и 2,5 мм, обеспечивающих однородность тела прессовки [24]. Фракции получены рассевом на ситах модели 026, выполненных согласно требованиям ГОСТ 29234.3–91 «Пески формовочные. Метод определения среднего размера зерна и коэффициента однородности». Материал ПС50/50 представляет собой сплав равных массовых долей парафина и стеарина и соответствует первой классификационной группе модельных материалов [25]. В качестве материала-свидетеля в работе использован парафин марки Т1 (свойства которого регламентированы ГОСТ 23683–89 «Парафины нефтяные твердые. Технические условия»), с прочностными характеристиками прессовок из которого сравниваются результаты, полученные на материале ПС50/50. Данные по значениям средней плотности прессовок, формируемых в поле действия центробежных сил при различных скоростях вращения формы, представлены в работе авторов настоящего исследования [23]. Значения плотностей материалов ρ , задействованных в эксперименте, и соответствующих их литому состоянию, следующие: ПС50/50 – $\rho = 935 \text{ кг/м}^3$, Т1 – $\rho = 860 \text{ кг/м}^3$.

В ходе серии ранних экспериментов уточнены значения допустимого диапазона пористости (Π) $0 \% \leq \Pi \leq 10 \%$, при котором сохраняется эксплуатационная прочность воскообразных прессовок, формируемых в результате одноосного уплотнения материалов Т1 и ПС50/50 [21]. Значения Π определены из выражения

$$\Pi = \left(1 - \frac{\rho_{\Pi}}{\rho_{\Pi}} \right) \cdot 100 \%, \quad (1)$$

где ρ_{Π} – плотность прессованного образца, кг/м³; ρ_{Π} – плотность литого материала, кг/м³.

В данном случае удовлетворительные диапазоны значений плотностей для материалов Т1 и ПС50/50 соответственно будут следующими: 774 – 860 кг/м³ и 842 – 935 кг/м³.

Перед помещением дозы порошка модельного материала в форму последнюю обрабатывали керосином

для снижения трения уплотняемого материала о ее внутреннюю поверхность. Равномерность распределения порошкового тела в форме перед началом эксперимента обеспечивали утряской на вибростенде с частотой 3,5 Гц в течение 5 мин.

Процесс уплотнения порошков воскообразных материалов в поле действия центробежных сил позволяет получать прессованные выплавляемые модели с конфигурацией тел вращения, сложность геометрии внешней поверхности которой задается формообразующей поверхностью вращающейся пресс-формы. Центробежные силы в данном случае обеспечивают одинаковые значения нагрузки в слоях уплотняемого материала, расположенных в направлении от центра вращения к его периферии. Это в конечном итоге обеспечивает равномерное распределение свойств в уплотненном теле, а именно одинаковые значения плотности в каждой точке, расположенной на одинаковом удалении от центра вращения.

Формирование прессовки, конфигурация которой представляет собой тело вращения, предъявляет особые требования к оборудованию в связи с необходимостью применения высокой скорости вращения формы 6000 – 15 000 об/мин и, очевидно, представляется энергетически неэффективным [26].

Предварительными исследованиями установлена целесообразность использования присоединенной массы, выполняющей роль пуансона, для формирования прессовок в виде тел вращения в поле действия центробежных сил. Процесс прессования сводится к следующим операциям:

- в установленную на оси центрифуги пресс-форму, задающую геометрию прессовки, помещают дозу порошка модельного материала и вращают со скоростью, достаточной для образования в центре прессовки полости;

- в образовавшуюся полость помещают плоскую спиральную пружину, внутри которой размещают присоединенную массу, например, в виде стальных шариков и повторно запускают вращение формы, во время которого элементы присоединенной массы самопроизвольно распределяются по внутренней поверхности стальной пружины.

Опытным путем определено, что для получения прессовки из модельного материала ПС50/50 при такой схеме уплотнения диапазон скорости вращения составляет 3500 – 4000 об/мин.

Такое конструктивное исполнение обеспечивает необходимое давление, направленное от оси ротора центробежной машины к ее периферии при приемлемых значениях скорости вращения формы [23]. В качестве присоединенной массы в эксперименте использована шайба из стали 45 массой 0,125 кг, радиусом $R = 0,023$ м и высотой $l = 0,1$ м, как показано на рис. 1.

Для упрощения расчета параметров процесса формирования тела вращения целесообразным пред-

ставляется воспользоваться схемой, представленной на рис. 1. На рис. 1, а показана принципиальная схема осуществления процесса уплотнения воскообразного порошкового модельного материала в форме 1, выполненной в виде стакана радиусом R , закрепленной к ротору центрифуги держателем 2 и пребывающей в состоянии покоя. На рис. 1, б показана стадия уплотнения, соответствующая приведению во вращение оси ротора центробежной машины со скоростью $\omega = 3500 - 4000$ об/мин, когда ось z держателя и формы совпадают. Параметр z изменяется в диапазоне значений от z_0 до z_i и характеризует перемещение поверхности порошкового материала по мере его уплотнения. При этом Z представляет собой расстояние от оси ротора до дна цилиндрической формы ($Z = 0,015$ м). С целью релаксации напряжений в уплотняемом порошковом материале и снижения упругого отклика прессовки форму вращали со скоростью ω в течение 7 мин.

В процессе центробежного формирования прессовок регистрировали скорость вращения ротора центрифуги. По завершении стадий уплотнения образцы прессовок извлекали из формы и регистрировали их плотность. Сформированные образцы подвергали сжимающему нагружению до разрушения со скоростью перемещения траверсы тестовой машины 22 мм/мин, что удовлетворяет требованиям ГОСТ 4651–2014 «Пластмассы. Метод испытания на сжатие». Экспериментальные результаты по разрушению прессовок из мате-

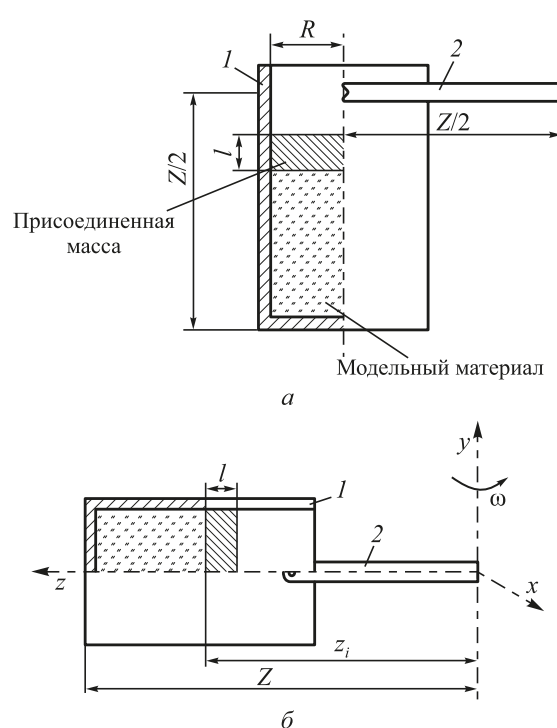


Рис. 1. Схема процесса формирования прессовки из порошкового материала в поле действия центробежных сил

Fig. 1. Scheme of forming a compact from powder material in the field of centrifugal forces

риала ПС50/50 сравнивали с данными, полученными в результате разрушения прессовок из материала марки Т1. Напряжения, возникающие при нагружении экспериментальных образцов, регистрировали при помощи тестовой машины AG-X plus Shimadzu.

По результатам расчетов и серии экспериментов строили зависимости:

- сравнения расчетных (по формулам М.Ю. Бальшина и Г.Н. Ждановича) с экспериментальными значениями нагрузки от относительной плотности образцов, формируемых из фракций 0,63 и 2,5 мм;

- сравнения расчетных и экспериментальных значений средней плотности прессовок, получаемых из фракций 0,63 и 2,5 мм от скорости вращения формы;

- напряжения от деформации, сопровождающих процесс сопротивления сжимающему нагружению образцов из материалов марок ПС50/50 и Т1, полученных при одноосном прессовании и прессовании в поле действия центробежных сил.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 схема, схожая с предложенной в работе [27], представлена в декартовых координатах x , y , z для численного анализа процесса формирования прессовки во вращающейся цилиндрической форме, позволяющего прогнозировать распределение свойств внутри прессовки. Согласно схеме ось z совпадает с осью цилиндра, а отсчет координат ведется от оси вращения ротора центробежной машины y .

Центробежная сила, уплотняющая материал, представляется в виде

$$\vec{F} = m\vec{\omega}(\vec{r}\vec{\omega}). \quad (2)$$

Вектор силы имеет две ненулевые компоненты

$$F_x = mr_x\omega^2, F_z = mr_z\omega^2. \quad (3)$$

В результате действия силы \vec{F} компонента F_z оказывает влияние на перемещение порошка уплотняемого материала в направлении донной части цилиндрической формы, а компонента F_x «заставляет» материал расходиться от центра формы к ее стенкам вдоль оси x . Влиянием компоненты F_x (ввиду ее незначительности), как и силой трения, можно пренебречь, приняв их равными нулю, что позволит упростить расчеты. Таким образом, в данных расчетах центробежная сила зависит от координаты z , а процесс прессования можно представить как послойное уплотнение порошкового тела, состоящего из n слоев, высоты которых обозначим как h_i^j (где $i = 1, \dots, n$ – номер слоя; j – номер итерации процесса расчета). Начало расчета ведем от верхнего слоя ($z = z_0$) до слоя, примыкающего к донной части формы ($z = Z$). Высоты слоев на начальной итерации $j = 0$ равны между собой

$$h_i^0 = \frac{Z - z_0}{n} = \frac{H}{n}. \quad (4)$$

Массу m представим через плотность: $m = \rho V = \rho HS$, где V – объем прессовки; H – высота прессовки, S – площадь поперечного сечения формы. Поделив центробежную силу F_z , создающую давление, на площадь поперечного сечения $S = \pi R^2$, получаем значение напряжения, создаваемое i -ым слоем уплотняемого порошкового тела:

$$\sigma_i^j = \sum_{l=1}^i \rho_l^j h_l^j z_l^j \omega^2, z_i^j = Z - \sum_{l=n}^{i+1} h_l^j. \quad (5)$$

Поскольку плотность ρ_l^j зависит от напряжения σ_{i-1}^j , то расчет производим в два этапа. Сначала находим значение напряжения на текущей итерации j по известным плотностям с предыдущей итерации $j = 1$. Затем пересчитываем значения плотности каждого слоя до тех пор, пока разница плотностей между итерациями не станет пренебрежимо малой. Для расчета нужно знать зависимость между плотностью материала и напряжением, требуемостью для прессования $\rho = \rho(\sigma)$. На рис. 2 представлены результаты серии предварительных экспериментов, связанных с определением напряжений, возникающих при одноосном вертикальном уплотнении порошков ПС50/50 фракций 2,5 мм (рис. 2, а) и 0,63 мм (рис. 2, б) до некоторых значений относительной плотности, лежащих в диапазоне 0,8 – 1,0. При этом на рис. 2 кривыми 1 и 2 представлены результаты расчета, проведенного по уравнениям, предложенным Бальшиным М.Ю. (формула (6)) и Ждановичем Г.Н. (формула (7)) для описания процессов уплотнения порошковых тел [28; 29]:

$$\sigma = \sigma_{\max} \theta^m, m = 2 + \frac{\theta}{\theta - \theta_0}; \quad (6)$$

$$\sigma = \sigma_{\max} \frac{\theta^m - \theta_0^m}{1 - \theta_0^m}, m = 1 + \frac{2}{1 - \theta_0}, \quad (7)$$

где σ_{\max} – значение напряжения, при котором плотность материала ρ достигла значения литой плотности ρ_{\max} ; $\theta = \rho/\rho_{\max}$ – относительная плотность; $\theta_0 = \rho_0/\rho_{\max}$ – относительная насыпная плотность; ρ_0 – насыпная плотность.

Из рис. 2 видно, что значения напряжений, возникающих при уплотнении порошкового тела, состоящего из фракции 0,63 мм, несколько ниже, чем при уплотнении материала фракции 2,5 мм.

Поскольку кривая 2 (полученная согласно формуле, предложенной Ждановичем Г.Н.) расположена ближе к экспоненте 4, построенной по экспериментальным значениям, то для наиболее точного ее приближения к экспериментальной кривой решено аппроксимировать исходные данные подбором значения показателя степени m . Таким образом, показатели m для материала

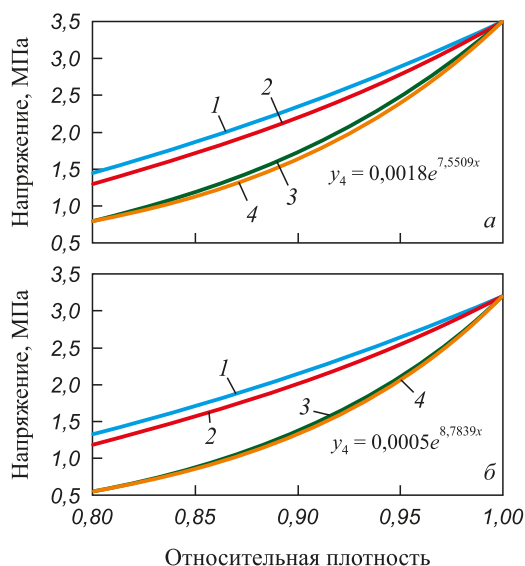


Рис. 2. Расчетные и экспериментальные зависимости напряжений, возникающих при одноосном вертикальном уплотнении материала ПС50/50, от значений относительной плотности прессовок:
а – фракция 2,5 мм; б – фракция 0,63 мм

Fig. 2. Calculated and experimental dependences of stresses arising during uniaxial vertical compaction of PS50/50 material on the values of relative density of compacts:
а – fraction 2.5 mm; б – fraction 0.63 mm

ПС50/50 разных фракций соответственно равны 7,55 и 8,78.

Обратная зависимость относительной плотности от напряжения, соответствующая формуле (7), имеет вид:

$$\rho = \rho_{\max} \theta = \rho_{\max} \left[\frac{\sigma}{\sigma_{\max}} (1 - \theta_0^m) + \theta_0^m \right]^{\frac{1}{m}}. \quad (8)$$

Используя выражения (5) и (8), можно получить распределение плотностей в уплотняемом порошkovом теле по высоте цилиндрической формы при заданной угловой скорости вращения ω . С целью снижения угловой скорости вращения ω с 6000 – 15 000 об/мин до приемлемых значений, необходимо к поверхности уплотняемого материала присоединить дополнительную массу, присутствие которой позволит повысить равномерность распределения плотности в уплотняемом теле, оказывая на него давление.

С этой целью, интегрируя компоненту F_z в формуле (3) для случая материала с равномерно распределенной по всему объему плотностью, получаем напряжение, обеспечиваемое присоединенной массой. Поделив σ на площадь формы S , получим значение напряжения, появляющегося в результате воздействия присоединенной массы на поверхность уплотняемого материала $z = z_0$:

$$\sigma_{\text{add}} = \frac{m_{\text{add}}}{S} \left(z_0 - \frac{1}{2} l \right) \omega^2, \quad (9)$$

где m_{add} – масса; l – высота присоединенной массы, выполненной в виде шайбы. По мере прессования граница соприкосновения поверхности порошкового тела с присоединенной массой сдвигается в направлении от центра вращения формы к ее периферии $z = Z$.

Таким образом, по заданным значениям угловой скорости с помощью формул (5) и (9) можно определять значения напряжений, возникающих в уплотняемом теле, а в соответствии с адаптированной формулой Г.Н. Ждановича найти средние значения плотности в прессовке, соответствующие значениям расчетных напряжений.

Для материала ПС50/50 необходимо вычислить угловую скорость вращения формы, при которой средняя плотность прессовок будет соответствовать требуемому диапазону значений 842 – 935 кг/м³. На рис. 3. представлены графические зависимости средней плотности прессовок, формируемых из материала марки ПС50/50 фракции 2,5 мм (рис. 3, а) и фракции 0,63 мм (рис. 3, б) от скорости вращения формы. Видно, что расчетные кривые 1 лежат несколько ниже экспериментальных экспоненциальных кривых 2, что является характерным для обоих случаев. При этом в результате эксперимента установлено, что значение плотности 935 кг/м³, характерное для литого состояния прессовки, формируемой из фракции 0,63 мм, достигается при угловой скорости вращения формы 4050 об/мин, а для уплотнения прессовок из фракции 2,5 мм до литого состояния требуемая скорость вращения несколько выше и составляет около 4200 об/мин. В целом видно, что присоединенная масса позволила в значительной мере сократить скорость вращения формы до диапазона значений 3500 – 4200 об/мин.

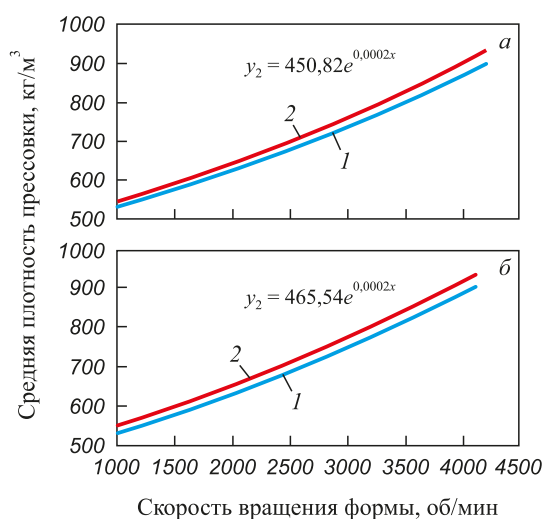


Рис. 3. Зависимости средней плотности прессовок из материала ПС50/50 от угловой скорости вращения формы:
а – фракция 2,5 мм; б – фракция 0,63 мм

Fig. 3. Dependences of the average density of compacts made of PS50/50 material on angular velocity of the mold rotation:
а – fraction 2.5 mm; б – fraction 0.63 mm

В предположении, что характер распределения плотности в объеме прессовок, формируемых прямым вертикальным уплотнением порошкового тела и уплотнением в поле действия центробежных сил, будет отличаться, то, по всей видимости, некоторые отличия должны будут наблюдаться и в ходе сравнения нагружения прессовок сжатием до их разрушения. Очевидно, что свойства самих материалов (а именно Т1 и ПС50/50) в известной мере будут определять отличия в значениях прочности прессовок на сжатие.

На рис. 4 представлены сравнения зависимостей напряжений от деформации для цилиндрических прессованных образцов с пористостью $P = 0\%$, полученных прямым прессованием в закрытой пресс-матрице (при скорости перемещения пресс-пуансона $0,5\text{ мм/с}$), с полученными в поле действия центробежных сил. Черным цветом выполнены кривые, характерные для образцов, изготовленных прямым прессованием воскообразных порошков в закрытой цилиндрической пресс-форме, красным – для образцов, полученных прессованием в поле действия центробежных сил. Сплошные линии характерны для образцов, полученных из фракции $2,5\text{ мм}$; пунктирные – из фракции $0,63\text{ мм}$ соответственно.

Визуальный анализ зависимостей «напряжение – деформация» для образцов, полученных из материала марки Т1 (рис. 4, а) и материала марки ПС50/50 (рис. 4, б), позволяет установить существенные различия в характере сопротивления прессовок сжимающей нагрузке. На графических полях рис. 4 дополнительно представлена картина разрушения прессованных

цилиндрических образцов, из которой ясно, что материал марки Т1 (характеризующийся температурой плавления $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ [21]) деформируется по «хрупкому сценарию», в то время как материал марки ПС50/50 (имеющий температуру плавления $52\text{ }^{\circ}\text{C}$) более пластичен. В целом сопротивление сжимающей нагрузке прессовок, сформированных из порошков материала Т1, несколько выше, чем у прессовок, полученных из ПС50/50, что, по всей видимости, также можно объяснить большей пластичностью последнего. Стоит отметить, что общим признаком, характеризующим все варианты получения экспериментальных прессовок, является доминирование пиковых значений сжимающих напряжений при испытании на прочность образцов, полученных из фракции $2,5\text{ мм}$, над значениями прочности образцов из меньшей фракции: в среднем на 7% для варианта одностороннего одноосного уплотнения и на 12% для варианта уплотнения в поле действия центробежных сил.

Анализом зависимостей, представленных на рис. 4, также установлено, что прочность на сжатие образцов, сформированных в поле действия центробежных сил, уступает значениям прочности прессовок, полученных в результате одностороннего уплотнения в среднем на 15% , что, однако, является достаточным для реализации задачи их дальнейшего технологического использования.

Выводы

В результате серии расчетных и экспериментальных исследований определены силовые параметры процесса уплотнения прессования в поле действия центробежных сил порошковых тел из фракций воскообразного модельного материала ПС50/50 и проведен сравнительный анализ значений прочности цилиндрических прессованных образцов в сравнении с образцами, полученными при уплотнении парафина марки Т1 в закрытой пресс-форме.

Установлена предпочтительность расчетного метода, предложенного Г.Н. Ждановичем, адаптированного для получения зависимостей напряжений, возникающих при вертикальном одноосном уплотнении прессовок из порошков материала ПС50/50, от технологически приемлемого диапазона значений относительной плотности $0,8 - 1,0$.

В результате эксперимента установлено, что значения плотности, характерные для прессовок с пористостью $0\% \leq P \leq 10\%$, формируемой из фракций ПС50/50 при условии использования присоединенной массы, достигаются в диапазоне значений угловой скорости вращения формы $3500 - 4200\text{ об/мин}$. Значения точек, расположенных на расчетных зависимостях средней плотности прессовок из материала ПС50/50 от угловой скорости вращения формы, отстают от экспериментальных в среднем на 5% , что может быть

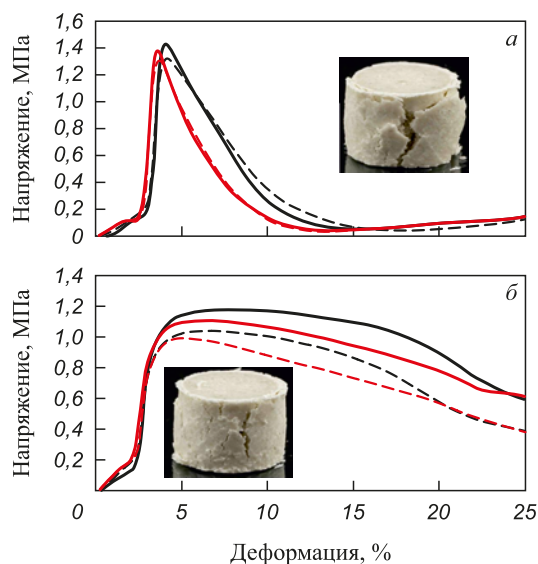


Рис. 4. Зависимость напряжения от деформации при вертикальном одноосном сжимающем нагружении образцов, выполненных из материалов марок: а – Т1; б – ПС50/50

Fig. 4. Dependence of stress on deformation under vertical uniaxial compressive loading of the samples made of materials of the following grades: а – Т1; б – PS50/50

обусловлено пренебрежением в расчетах силой трения уплотняемого материала о стенки формы.

Анализом экспериментальных данных установлено, что прочность на сжатие образцов, сформированных в поле действия центробежных сил, уступает значениям прочности прессовок, полученных в результате одностороннего уплотнения в среднем на 15 %, что, в целом, является достаточным для реализации задачи их дальнейшего технологического использования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Yuan G., Li Y., Hu L., Fu W. Preparation of shaped aluminum foam parts by investment casting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2023;314:117897. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.117897>
2. Kapranos P., Carney C., Pola A., Jolly M. Advanced casting methodologies: Investment casting, centrifugal casting, squeeze casting, metal spinning, and batch casting. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. Comprehensive Materials Processing*. 2014;5:39–67. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00539-2>
3. Singh S., Prakash C., Ramakrishna S. Three-dimensional printing assisted investment casting processes for intricate products. *Encyclopedia of Materials: Plastics and Polymers*. 2022;1:611–618. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-820352-1.00021-3>
4. Huang P.H., Shih L.K.L., Lin H.M., Chu C.I., Chou C.S. Novel approach to investment casting of heat-resistant steel turbine blades for aircraft engines. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019;104:2911–2923. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04178-z>
5. Юсипов Р.Ф., Демьянов Е.Д., Виноградов В.Ю., Паремский И.Я., Айрапетян А.С. Точность отливок при литье по выплавляемым моделям. *Литейное производство*. 2021;(9):18–19.
Yusipov R.F., Demyanov E.D., Vinogradov V.Yu., Paremsky I. Ya., Ayrapetyan A.S. Castings size accuracy at investment casting. *Liteinoe proizvodstvo*. 2021;(9):18–19. (In Russ.).
6. Yarlagadda P.K.D.V., Hock T.S. Statistical analysis on accuracy of wax patterns used in investment casting process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003;138(1–3):75–81. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00052-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00052-9)
7. Pattnaik S., Karunakar D.B., Jha P.K. Developments in investment casting process – A review. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012;212(11):2332–2348. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.06.00>
8. Arruebarrena G., Hurtado I., Väinölä J., Cingi C., Dévényi S., Townsend J., Mahmood S., Wendt A., Weiss K., Ben-Dov A. Development of investment-casting process of Mg-alloys for aerospace applications. *Advanced Engineering Materials*. 2007;9(9):751–756. <https://doi.org/10.1002/adem.200700154>
9. Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние опорного наполнителя и структуры оболочковой формы на ее трещиностойкость. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(4):285–293. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>
Odinokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of support filler and structure of shell mold on its crack resistance. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(4):285–293. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>
10. Thakre P., Chauhan A.S., Satyanarayana A., Kumar E.R., Pradyumna R. Estimation of shrinkage & distortion in wax injection using Moldex3D simulation. *Materials Today: Proceedings*. 2018;5(9(3)):19410–19417. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.06.301>
11. Sabau A.S. Alloy shrinkage factors for the investment casting process. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2006;37:131–140. <https://doi.org/10.1007/s11663-006-0092-x>
12. Dong Y.W., Li X.L., Zhao Q., Yang J., Dao M. Modeling of shrinkage during investment casting of thin-walled hollow turbine blades. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;244:190–203. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.005>
13. Sata A., Ravi B. Bayesian inference-based investment-casting defect analysis system for industrial application. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017;90(9–12):3301–3315. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9614-0>
14. Заславская О.М., Дубровин В.К., Савин Ф.М., Низовцев Н.В. Влияние модельного состава на трещинообразование форм в литье по выплавляемым моделям. *Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки*. 2020;(19):164–170.
Zaslavskaya O.M., Dubrovin V.K., Savin F.M., Nizovtsev N.V. Influence of the model composition on crack formation in investment casting. *Tekhnologii metallurgii, mashinostroeniya i materialoobrabotki*. 2020;(19):164–170. (In Russ.).
15. Jin S., Liu C., Lai X., Li F., He B. Bayesian network approach for ceramic shell deformation fault diagnosis in the investment casting process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017;88:663–674. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8795-x>
16. Behera M.M., Pattnaik S., Sutar M.K. Thermo-mechanical analysis of investment casting ceramic shell: A case study. *Measurement*. 2019;147:106805. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2019.07.033>
17. Odinkov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Sviridov A.V., Ivankova E.P. Modelling selection of structure and properties of monolayer electrophoretic shell molds during investment casting. *Materials Today: Proceedings*. 2021;38(4):1672–1676. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.200>
18. Mukhtarkhanov M., Akayev S., Gouda S., Shehab E., Hazrat Ali Md. A novel method for evaluating thermal expansion forces during dewaxing of investment casting and 3D-printing waxes. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*. 2024. Available online 17.04.2024. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.05.004>
19. Venkat Y., Choudary K.R., Das D.K., Pandey A.K., Singh S. Ceramic shell moulds for investment casting of low-pressure turbine rotor blisk. *Ceramics International*. 2021;47(4):5663–5670. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.10.152>
20. Kanyo J.E., Schafföner S., Uwanyuze R.S., Leary K.S. An overview of ceramic molds for investment casting of nickel superalloys. *Journal of the European Ceramic Society*. 2020;40(15):4955–4973. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.013>
21. Богданова Н.А., Жилин С.Г. Влияние режимов уплотнения воскообразных порошков на напряженно-деформи-

- рованное состояние прессовок, применяемых в точном литье. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(5): 593–603. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-593-603>
- Bogdanova N.A., Zhilin S.G. Influence of compression modes of waxy powders on stress-strain state of compacts used in precision casting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(5):593–603. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-593-603>
22. Adamov A.A., Keller I.E., Zhilin S.G., Bogdanova N.A. Identification of the cap model of elastoplasticity of non-compact media under compressive mean stress. *Mechanics of Solids*. 2024;59(4):1868–1880. <https://doi.org/10.1134/S002565442460291X>
 23. Zhilin S.G., Bogdanova N.A., Firsov S.V., Komarov O.N. Prospects of obtaining removable models by pressing wax-like materials under the influence of centrifugal forces. *Metallurgist*. 2023;67:814–825. <https://doi.org/10.1007/s11015-023-01567-4>
 24. Жилин С.Г., Богданова Н.А., Комаров О.Н. Исследование процессов формирования пористых выплавляемых моделей, применяемых для изготовления высокоточного литья. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023;29(3):54–66. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-3-54-66>
 - Zhilin S.G., Bogdanova N.A., Komarov O.N. Porous wax patterns for high-precision investment casting. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023;29(3):54–66. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-3-54-66>
 25. Гаранин В.Ф., Иванов В.Н., Казеннов С.А. и др. Литье по выплавляемым моделям / Под общей редакцией В.А. Озерова. 4-е издание, переработанное и дополненное. Москва: Машиностроение; 1994:448.
 26. Патент 2768654 RU. Способ получения выплавляемой модели тела вращения. Предеин В.В., Жилин С.Г., Богданова Н.А., Комаров О.Н.; заявлено 24.11.2021; опубликовано 24.03.2022. Бюллетень № 9.
 27. Анциферов В.Н., Перельман Г.В. Напряженно-деформированное состояние формуемых в центрифуге порошковых материалов. *Конструкции из композиционных материалов*. 2012;(4):10–16.
Antsiferov V.N., Perel'man G.V. Deflected mode of powder materials formed in centrifuge. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*. 2012;(4):10–16. (In Russ.).
 28. Бальшин М.Ю. Порошковая металлургия. Москва: Машгиз; 1948:286.
 29. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков. Москва: Металлургия; 1969:262.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Нина Анатольевна Богданова, младший научный сотрудник лаборатории проблем создания и обработки материалов и изделий, Институт машиноведения и металлургии Хабаровского Федерального исследовательского центра Дальневосточного отделения РАН
ORCID: 0000-0002-8769-8194
E-mail: joyful289@inbox.ru

Сергей Геннадьевич Жилин, к.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник лаборатории проблем создания и обработки материалов и изделий, Институт машиноведения и металлургии Хабаровского Федерального исследовательского центра Дальневосточного отделения РАН
ORCID: 0000-0002-0865-7109
E-mail: zhilin@imim.ru

Валерий Викторович Предеин, к.т.н., научный сотрудник лаборатории проблем создания и обработки материалов и изделий, Институт машиноведения и металлургии Хабаровского Федерального исследовательского центра Дальневосточного отделения РАН
ORCID: 0000-0002-5808-2104
E-mail: predein3@mail.ru

Nina A. Bogdanova, Junior Researcher of the Laboratory of Problems of Creation and Processing of Materials and Products, Institute of Machinery and Metallurgy of the Khabarovsk Federal Research Center of the Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-8769-8194
E-mail: joyful289@inbox.ru

Sergei G. Zhilin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Leading Researcher of the Laboratory of Problems of Creation and Processing of Materials and Products, Institute of Machinery and Metallurgy of the Khabarovsk Federal Research Center of the Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-0865-7109
E-mail: zhilin@imim.ru

Valerii V. Predein, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Problems of Creation and Processing of Materials and Products, Institute of Machinery and Metallurgy of the Khabarovsk Federal Research Center of the Far-Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5808-2104
E-mail: predein3@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Н. А. Богданова – проведение экспериментов, обработка экспериментальных данных, обсуждение результатов, написание статьи.
С. Г. Жилин – определение цели работы, участие в обработке экспериментальных данных и обсуждении результатов, написание статьи.
В. В. Предеин – постановка экспериментов, постановка расчетной части.

N. A. Bogdanova – conducting experiments, processing of experimental data, discussion of results, writing the text.
S. G. Zhilin – setting the goal of the work, processing of experimental data, discussion of results, writing the text.

V. V. Predein – setting up experiments, setting up the calculation part.

Поступила в редакцию 11.07.2025
 После доработки 01.08.2025
 Принята к публикации 15.10.2025

Received 11.07.2025
 Revised 01.08.2025
 Accepted 15.10.2025



УДК 669.539.382:669.17:625.1

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-572-580



Оригинальная статья

Original article

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ГОЛОВКИ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Н. А. Попова^{1, 2}, В. Е. Громов¹✉, А. Б. Юрьев¹,
Е. Л. Никоненко², М. А. Порфирьев¹

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

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

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. Начиная с 2018 года на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» производятся рельсы категории ДТ400ИК повышенной износостойкости и циклической трещиностойкости для тяжеловесного движения и сложных участков пути с крутыми кривыми радиусом менее 650 м. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии изучены структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура на разных расстояниях (0, 2, 10 мм) от поверхности контакта «колесо – рельс» вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхность катания») и по радиусу скругления головки рельса («выкружка») дифференцированно закаленных длинномерных рельсов категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД (пропущенный тоннаж 187 млн т). На основании полученных параметров структуры выполнены количественные оценки дислокационной субструктуры и основных механизмов упрочнения (упрочнение перлитной составляющей, некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений), в различных морфологических составляющих и в целом по материалу, формирующих аддитивный предел текучести в исследуемой стали. Проведено сравнение количественных параметров тонкой структуры и вкладов в упрочнение на «поверхности катания» и «выкружке». Вблизи контакта «колесо – рельс» на поверхности катания преобладающей морфологической составляющей является субзеренная структура, в выкружке – феррито-карбидная смесь (полностью разрушенный перлит). Прочность металла головки рельсов зависит от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс». Основным механизмом упрочнения на поверхности катания является упрочнение полями внутренних напряжений, в выкружке – упрочнение некогерентными частицами.

Ключевые слова: рельсы, выкружка, поверхность катания, электронная микроскопия, заэвтектоидная сталь, фазовый состав, параметры тонкой структуры, механизмы упрочнения

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003). Авторы выражают благодарность Е.В. Полевому за предоставленные образцы и И.Ю. Литовченко за помощь в проведении ПЭМ-исследований.

Для цитирования: Попова Н.А., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А. Упрочнение поверхностных слоев головки длинномерных рельсов при длительной эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):572–580.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-572-580>

HARDENING OF SURFACE LAYERS OF LONG RAIL HEAD DURING LONG-TERM OPERATION

N. A. Popova^{1, 2}, V. E. Gromov¹✉, A. B. Yur'ev¹,
E. L. Nikonenko², M. A. Porfir'ev¹

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

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

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. Starting in 2018, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant (EVRAZ ZSMK) produced rails of the DT400IK category with increased wear resistance and cyclic crack resistance for heavy traffic and difficult sections of track with steep curves with a radius of less than 650 m. The method of transmission diffraction electron microscopy was used to study the structural and phase states and defect substructure at different

distances (0, 2, 10 mm) from the “wheel – rail” contact surface along the central axis of symmetry of the rail head (tread surface) and along the radius of rounding of the rail head (fillet) of differentially hardened long rails of the DT400IK category made of hypereutectoid steel after long-term operation on the experimental ring of Russian Railways (passed tonnage of 187 million tons). Based on the obtained structure parameters, the quantitative estimates were made of the dislocation substructure and main strengthening mechanisms (strengthening of the pearlite component, incoherent cementite particles, grain boundaries and subboundaries, dislocation substructure and internal stress fields) in various morphological components and in the material as a whole, forming the additive yield strength in the studied steel. A comparison of the quantitative parameters of the fine structure and contributions to strengthening on the tread surface and fillet was carried out. It was established that near the “wheel – rail” contact on the tread surface the prevailing morphological component is the subgrain structure, in the fillet – a ferrite-carbide mixture (completely destroyed pearlite). Strength of the rail head metal depends on the distance to the “wheel – rail” contact surface. It is shown that the main strengthening mechanisms on the tread surface are strengthening by internal stress fields, in the fillet – strengthening by incoherent particles.

Keywords: rails, fillet, tread surface, electron microscopy, hypereutectoid steel, phase composition, fine structure parameters, strengthening mechanisms

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (topic No. FEMN-2023-0003). The authors express their gratitude to E.V. Polevoi for the samples provided, and I.Yu. Litovchenko for assistance in conducting TEM studies.

For citation: Popova N.A., Gromov V.E., Yur'ev A.B., Nikonenko E.L., Porfir'ev M.A. Hardening of surface layers of long rail heads during long-term operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):572–580. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-572-580>

ВВЕДЕНИЕ

Согласно данным РЖД основными причинами выхода рельсов из строя и их изъятия являются контактно-усталостные повреждения и поверхностный износ. Эти дефекты существенно снижают срок службы рельсов и влияют на безопасность движения [1]. В последнее время наблюдается явно выраженный рост нагрузок на ось и повышение скоростей железнодорожного транспорта, что делает актуальной проблему создания рельсов с высокими эксплуатационными свойствами [2 – 5]. В процессе эксплуатации в поверхностных слоях рельсов наблюдаются значительные структурно-фазовые изменения [5 – 7], отмечаются высокие значения микротвердости, обезуглероживание [8 – 10], протекают релаксационные, рекристаллизационные и т. п. процессы, сопровождающиеся ухудшением механических свойств [11 – 13].

Повышение содержания углерода более 0,8 мас. % в рельсах приводит к снижению межпластинчатого расстояния, обеспечивает в поверхностных слоях субзернистую структуру с высоким содержанием малоугловых границ [14 – 17], что позволяет рассматривать такой подход как одно из перспективных направлений борьбы с контактной усталостью [18 – 21].

С 2018 г. в России на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») производятся длинномерные дифференцированно закаленные рельсы специального назначения повышенных износостойкости и контактной выносливости категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали для эксплуатации со скоростями движения до 200 км/ч на прямых и кривых участках железнодорожного пути без ограничений грузонапряженности [22 – 24].

В научной литературе практически отсутствуют публикации, в которых рассматриваются рельсы из заэвтектоидной стали, авторы фиксируют лишь качественные изменения [25 – 30]. Известно, что для рельсов с содержанием углерода менее 0,8 мас. % при длитель-

ной эксплуатации эволюция содержания различных морфологических типов структуры, параметров тонкой структуры и содержания цементита происходят более интенсивно на поверхности выкружки, чем по поверхности катания [31; 32].

Целью настоящей работы является сравнительная оценка количественных параметров тонкой структуры и механизмов деформационного упрочнения поверхностных слоев головки рельсов («поверхности катания» и «выкружки») из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж – 187 млн т брутто).

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Изучение внутренней структуры и фазового состава проведено на образцах дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» после пропущенного тоннажа 187 млн т брутто на экспериментальном кольце РЖД (г. Щербинка). Химический состав рельсовой стали Э90ХАФ, согласно ГОСТ 5185 – 2013 и ТУ 24.10.75111-298-057576.2017, мас. %: 0,92 C; 0,4 Si; 1,0 Mn; 0,3 Cr; 0,14 V; основа – Fe.

Для исследования из рельсов были вырезаны две партии образцов *A* и *B* (рис. 1). Первая партия образцов *A* сгруппирована вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхность катания») (рис. 1). Вторая партия образцов *B* вырезана по радиусу скругления головки рельса («выкружка») (рис. 1). Образцы этих двух партий методом электроискровой резки были получены на одинаковых расстояниях от поверхности контакта «колесо – рельс», а именно, 0 (верхний слой контактной поверхности), 2 и 10 мм от поверхности. Исследования выполнены методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при рабочих увеличениях в колонне микроскопа от 15 000 до 500 000 крат.

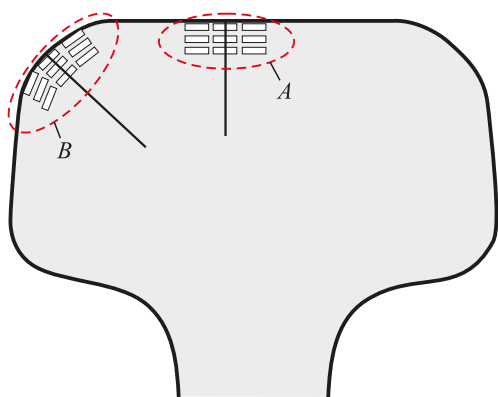


Рис. 1. Схема подготовки фольг при исследовании методом электронной дифракционной микроскопии на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности по центральной оси (А) и радиусу скругления выкружки (В)

Fig. 1. Scheme of foil preparation during examination by electron diffraction microscopy at distances of 0, 2, 10 mm from the surface along the central axis (A) and the radius of rounding of the fillet (B)

Для каждого образца была проведена классификация морфологических признаков структуры, определен фазовый состав и рассчитаны параметры тонкой структуры (объемные доли морфологических составляющих); установлены места локализации карбидной фазы (цементита) и в каждом конкретном месте определена форма частиц и рассчитаны их размеры, расстояния между частицами и их объемная доля; скалярная ρ и избыточная ρ_{\pm} плотность дислокаций и амплитуды внутренних напряжений (σ_d – напряжения сдвига или «леса» дислокаций, создаваемые дислокационной структурой; σ_d – дальнедействующие (или локальные) напряжения, возникающие в тех местах материала, где присутствует избыточная плотность дислокаций). Все количественные параметры тонкой структуры определены в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу и статистически обработаны. Методика определения количественных параметров подробно изложена в работах [33; 34]. На основании полученных параметров, согласно данным работ [33; 35; 36], для каждой партии образцов выполнена оценка основных механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в исследуемой стали.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Ранее проведенные исследования [33; 34; 36] показали, что на расстоянии 10 мм от поверхности контакта «колесо – рельс» по центральной оси симметрии («поверхность катания») структура стали после длительной эксплуатации представлена различным по морфологии перлитом (пластинчатым идеальным, состоящим из практически параллельных пластин α -фазы и цементита; частично разрушенным, или дефектным, в котором пластины цементита изогнуты, частично

разрушены; глобулярным), суммарная объемная доля которого составила 80 %, а также фрагментированным пластинчатым перлитом (20 %), в котором наблюдается образование дислокационных стенок поперек направления пластин α -фазы (средний размер фрагментов – 90×420 нм). Изображения этих морфологических составляющих представлены в работах [33; 34; 36].

По мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс» происходит разрушение перлита, совершенствование фрагментированной структуры, размер фрагментов уменьшается, формируется и быстро развивается субзеренная структура (рис. 2, а), состоящая практически из бездислокационных субзерен, средний размер которых на поверхности контакта составляет 80 нм, а объемная доля – 90 %.

Одновременно эксплуатация приводит к разрушению и перераспределению частиц цементита, к некоторому увеличению, а когда начинает интенсивно раз-

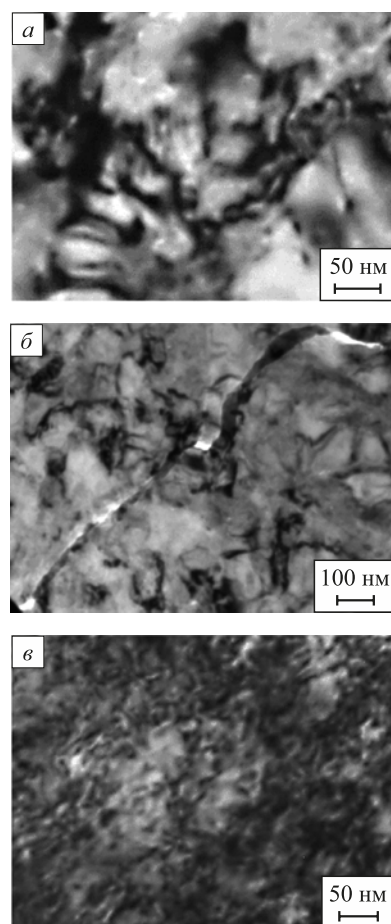


Рис. 2. ПЭМ-изображения субзеренной структуры (а) и микротрещины в субзеренной структуре (б) на «поверхности катания» и феррито-карбидной смеси (в) в «выкружке» в стали Э90ХАФ после длительной эксплуатации (поверхность контакта «колесо – рельс»)

Fig. 2. TEM images of the subgrain structure (a) and microcracks in the subgrain structure (b) on the tread surface and ferrite-carbide mixture (c) in the fillet in E90KhAF steel after long-term operation (wheel – rail contact surface)

виваться бездислокационная субзеренная структура, уменьшению скалярной и избыточной плотности дислокаций. Фрагментация пластинчатого перлита и развитие субзеренной структуры привели к упругому искажению кристаллической решетки α -фазы. В результате амплитуда внутренних локальных (дальнодействующих) напряжений σ_d , возникающих там, где присутствует избыточная плотность дислокаций, оказывается в 4,5 раза больше внутренних напряжений сдвига σ_d ,

определяемых дислокационной структурой, и при этом упругая составляющая внутренних дальнодействующих напряжений на поверхности контакта оказывается больше пластической более чем на порядок. Именно это и является причиной появления микротрещин в субзеренной структуре (рис. 2, б). Изменения средних количественных параметров тонкой структуры по мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс» приведены на рис. 3, а – з.

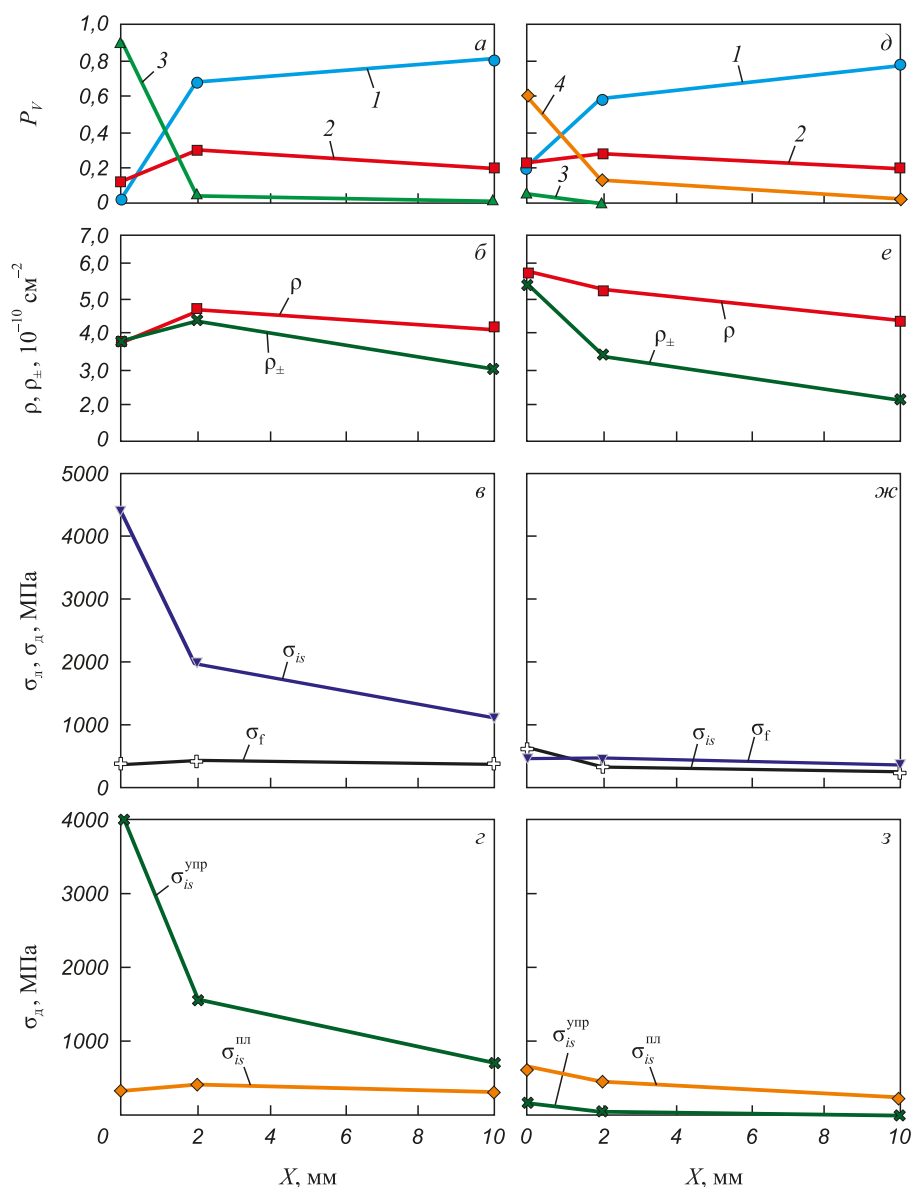


Рис. 3. Зависимости количественных параметров тонкой структуры от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс» на «поверхности катания» (а – з) и «выкружке» (д – з):

а, д – объемные доли морфологических составляющих P_v (1 – перлит разной морфологии; 2 – фрагментированный пластинчатый перлит; 3 – субзеренная структура; 4 – феррито-карбидная смесь); б, е – скалярная ρ и избыточная ρ_{\pm} плотность дислокаций; в, ж – амплитуды внутренних напряжений (сдвига σ_f и дальнодействующих σ_s); з, з – составляющие дальнодействующих напряжений (упругой $\sigma_{is}^{упр}$ и пластической $\sigma_{is}^{пл}$)

Fig. 3. Dependences of quantitative parameters of fine structure on the distance to wheel – rail contact surface on the tread surface (а – з) and fillet (д – з):

а, д – volume fractions of morphological components P_v (1 – pearlite of different morphology; 2 – fragmented lamellar pearlite; 3 – subgrain structure; 4 – ferrite-carbide mixture); б, е – scalar ρ and excess ρ_{\pm} dislocation density; в, ж – amplitudes of internal stresses (shear σ_f and long-range σ_s); з, з – components of long-range stresses (elastic $\sigma_{is}^{упр}$ and plastic $\sigma_{is}^{пл}$)

В отличие от центральной оси симметрии («поверхности катания») в структуре стали по радиусу скругления головки рельса («выкружке») на такой же глубине от поверхности контакта (10 мм) наряду с различным по морфологии перлитом и фрагментированным пластинчатым перлитом, объемные доли которых практически такие же, как и на «поверхности катания» (78 и 20 % соответственно), в небольшом количестве (~2 %) присутствует еще одна морфологическая составляющая, а именно, феррито-карбидная смесь – участки структуры с полностью разрушенными колониями перлита (рис. 2, в), в которых по данным дифракционного анализа [33] присутствуют мелкие частицы цементита игольчатой формы, средний размер которых составляет 10×25 нм, а также наблюдается высокая скалярная плотность дислокаций. По мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс», как и на «поверхности катания», происходят интенсивное разрушение перлита, совершенствование фрагментированной структуры, размер фрагментов уменьшается, а феррито-карбидная смесь занимает все больший объем материала. На поверхности контакта объемная доля феррито-карбидной смеси составляет 60 %, и при этом перлит (пластинчатый идеальный, разрушенный и глобулярный) в структуре продолжает присутствовать, в небольшом количестве (~2 %) появляется субзеренная структура. Изменения объемных долей морфологических составляющих в структуре «выкружки» по мере приближения к поверхности контакта представлены на рис. 3, д.

Дислокационная структура во всех морфологических составляющих, как и на «поверхности катания», представлена либо хаотически расположенными дислокациями, либо дислокационными сетками. Скалярная плотность дислокаций ρ во всех морфологических составляющих по мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс» увеличивается. Установлено, что наибольшей величиной ρ обладает феррито-карбидная смесь (полностью разрушенная структура), наименьшей – субзеренная структура. Но так как на поверхности контакта объемная доля феррито-карбидной смеси составляет 60 % объема материала, а субзеренной структуры – лишь 2 %, то средняя по материалу величина скалярной плотности дислокаций полностью определяется величиной ρ в феррито-карбидной смеси и поэтому, в отличие от «поверхности катания», средняя по материалу ρ по мере приближения к поверхности контакта увеличивается (рис. 3, е). Увеличивается и кривизна-кручение кристаллической решетки α -фазы и, соответственно, избыточная плотность дислокаций (причем даже с большей скоростью) и быстро приближается к величине ρ (рис. 3, е). Это объясняется тем, что в феррито-карбидной смеси, фрагментированном пластинчатом перлите и субзеренной структуре появляется упругая составляющая в изгибе-кручении кристаллической решетки, и амплитуда действующих

напряжений σ_{is} начинает превышать напряжение сдвига σ_f (рис. 3, з), причем упругая составляющая σ_{is} превышает пластическую как на «поверхности катания».

По полученным количественным параметрам тонкой структуры был выполнен анализ и проведено сравнение основных механизмов упрочнения заэвтектоидной рельсовой стали на различных расстояниях от поверхности после длительной эксплуатации вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхности катания») и по радиусу скругления головки рельса («выкружке»): вклады, обусловленные упрочнением за счет перлита $\Delta\sigma_{перл}$ (барьерное торможение в перлитных колониях); некогерентными частицами цементита $\Delta\sigma_{ор}$ (упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована); границами зерен и субграницами $\Delta\sigma_{сг}$ (субструктурное упрочнение – упрочнение, обусловленное внутрифазными границами); дислокационной субструктурой $\Delta\sigma_{дл}$ (упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации, т. е. внутреннее напряжение сдвига) и внутренними полями напряжений $\Delta\sigma_{д}$ (упрочнение дальнедействующими полями напряжений). Количественная оценка этих вкладов упрочнения осуществлялась по формулам, приведенным в работах [33 – 36]. Полученные результаты представлены на рис. 4.

Выполненный анализ показал, что независимо от направления исследований прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс» (рис. 3). А именно, по мере приближения к поверхности контакта все основные прочностные характеристики материала рельса увеличиваются, причем наибольшему упрочнению подвергается приповерхностный слой толщиной не более 2 мм. При большем удалении от поверхности прочностные свойства стали остаются практически на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии. Основными механизмами упрочнения металла вдоль «поверхности катания» являются упрочнение внутренними дальнедействующими (локальными) напряжениями (причем в основном упругого характера), субструктурное упрочнение и упрочнение некогерентными частицами. Это связано с тем, что на поверхности контакта субзеренная структура занимает практически весь объем материала (90 %). Субзерна обладают нанометровым диапазоном (80 нм). Это приводит к высокой плотности субграниц и стыков (в большей степени тройных), являющихся источниками изгибных экстинкционных контуров (в основном упругих), что, в свою очередь, приводит к высоким значениям внутренних дальнедействующих напряжений, упругая составляющая которых более чем на порядок выше пластической.

На контактной поверхности «выкружки» основным механизмом упрочнения является упрочнение некогерентными частицами, а также механизмы, обусловлен-

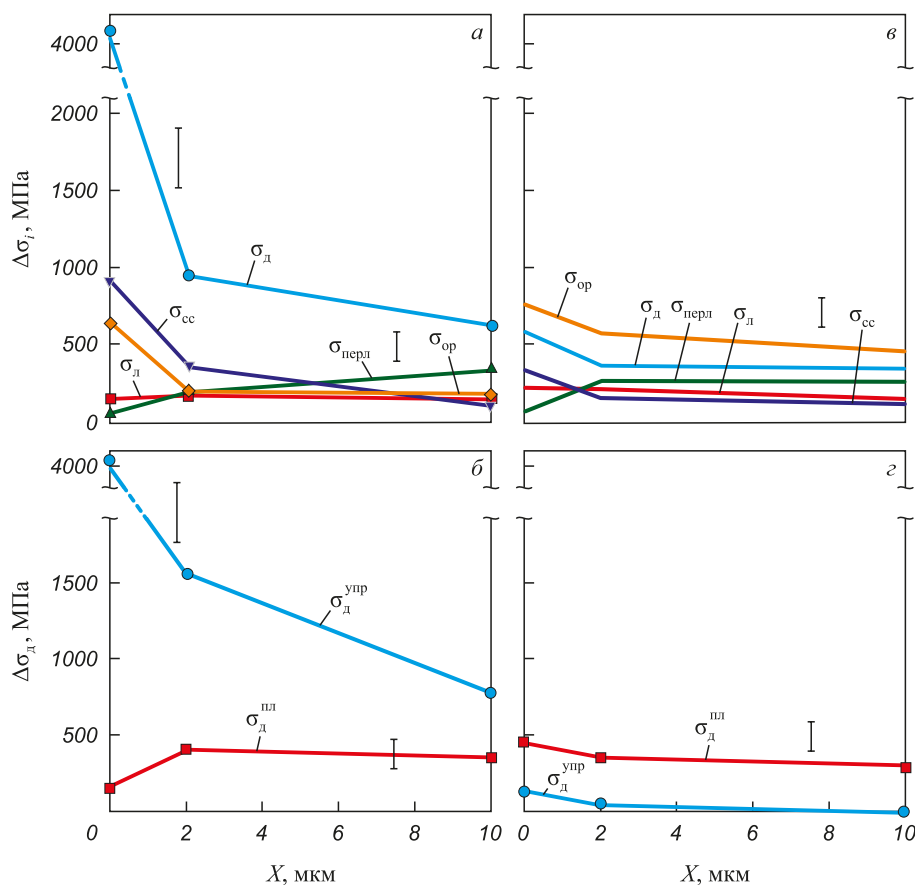


Рис. 4. Вклады основных механизмов упрочнения $\Delta\sigma_i$ в предел текучести стали Э90ХАФ на различных расстояниях от поверхности контакта «колесо – рельс» на «поверхности катания» (а) и «выкружке» (в) и вклады пластической $\Delta\sigma_{пл}$ и упругой $\Delta\sigma_{упр}$ составляющих внутренних дальнодействующих напряжений $\Delta\sigma_d$ на «поверхности катания» (б) и «выкружке» (г)

Fig. 4. Contributions of the main strengthening mechanisms $\Delta\sigma_i$ to yield strength of E90KhAF steel at different distances from the wheel – rail contact surface on the tread surface (a) and fillet (в) and contributions of the plastic $\Delta\sigma_{пл}$ and elastic $\Delta\sigma_{упр}$ components of the internal long-range stresses $\Delta\sigma_d$ on the tread surface (б) and fillet (г)

ные внутренними дальнодействующими (локальными) напряжениями, внутренними напряжениями сдвига («лес» дислокаций). Это объясняется тем, что основными морфологическими составляющими, формирующими упрочнение, являются феррито-карбидная смесь с низкой плотностью границ, занимающая 60 % объема материала, и фрагментированный пластинчатый перлит, объемная доля которого составляет 20 %. Возникшая на поверхности контакта субзеренная структура, формирующая большое число стыков зерен, приводит к росту источников экстинкционных контуров и, соответственно, росту $\Delta\sigma_d$. Но поскольку объемная доля субзеренной структуры мала (2 %), то ее вклад в упрочнение поверхности контакта «колесо – рельс» выкружки небольшой.

Выводы

Выполнен количественный анализ тонкой структуры и механизмов упрочнения заэвтектоидной рельсовой стали в различных морфологических составляющих и в целом по материалу на различных расстояниях

от поверхности контакта «колесо – рельс» вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхность катания») и по радиусу скругления головки рельса («выкружка») после пропущенного тоннажа 187 млн т брутто.

Установлено принципиальное отличие микроструктуры металла в зависимости от расположения градиентной структуры слоев стали в рельсе на «поверхности катания» или «выкружке»: вблизи контакта «колесо – рельс» на «поверхности катания» преобладающей морфологической составляющей является субзеренная структура, в «выкружке» – феррито-карбидная смесь. В результате эти данные позволили выявить разные механизмы упрочнения: на «поверхности катания» – упрочнение полями внутренних напряжений, в «выкружке» – упрочнение некогерентными частицами.

Независимо от направления исследований прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс». Наибольшему упрочнению подвергается приповерхностный слой толщиной не более 2 мм. При большем удалении от

поверхности прочностные свойства стали остаются практически на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Шур Е.А. Повреждения рельсов. Москва: Интекст; 2012:192.
2. Steenbergen M. Rolling contact fatigue: Spalling versus transverse fracture of rails. *Wear*. 2017;380-381:96–105. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.03.003>
3. Skrypnik R., Ekh M., Nielsen J.C.O., Palsson B.A. Prediction of plastic deformation and wear in railway crossings – Comparing the performance of two rail steel grades. *Wear*. 2019;428-429:302–314. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.019>
4. Miranda R.S., Rezende A.B., Fonseca S.T., Fernandes F.M., Sinatora A., Mei P.R. Fatigue and wear behavior of pearlitic and bainitic microstructures with the same chemical composition and hardness using twin-disc tests. *Wear*. 2022; 494-495:204253. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204253>
5. Pereira H.B., Alves L.H.D., Rezende A.B., Mei P.R., Goldenstein H. Influence of the microstructure on the rolling contact fatigue of rail steel: Spheroidized pearlite and fully pearlitic microstructure analysis. *Wear*. 2022;498-499:204299. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204299>
6. Lojkowski W., Djahanbakhsh M., Bürkle G., Gierlotka S., Zielinski W., Fecht H.-J. Nanostructure formation on the surface of railway tracks. *Materials Science and Engineering: A*. 2001;303(1-2):197–208. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01947-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01947-X)
7. Ivanisenko Yu., Fecht H.-J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels: Effect of high strain rate deformation. *Steel Tech*. 2008;3(1):19–23.
8. Takahashi J., Kawakami K., Ueda M. Atom probe tomography analysis of the white etching layer in a rail track surface. *Acta Materialia*. 2010;58(10):3602–3612. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.030>
9. Dylewski B., Bouvier S., Risbet M. Multiscale characterization of head check initiation on rails under rolling contact fatigue: Mechanical and microstructure analysis. *Wear*. 2016;366-367:383–391. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.06.019>
10. Dylewski B., Risbet M., Bouvier S. The tridimensional gradient of microstructure in worn rails – Experimental characterization of plastic deformation accumulated by RCF. *Wear*. 2017;392-393:50–59. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.09.001>
11. Chen H., Ji Y., Zhang C., Liu W., Chen H., Yang Z., Chen L.-Q., Chen L. Understanding cementite dissolution in pearlitic steels subjected to rolling-sliding contact loading: A combined experimental and theoretical study. *Acta Materialia*. 2017;141:193–205. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.017>
12. Ma L., Guo J., Liu Q.Y., Wang W.J. Fatigue crack growth and damage characteristics of high-speed rail at low ambient temperature. *Engineering Failure Analysis*. 2017;82: 802–815. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2017.07.026>
13. Al-Juboori A., Zhu H., Li H., McLeod J., Pannila S., Barnes J. Microstructural investigation on a rail fracture failure associated with squat defects. *Engineering Failure Analysis*. 2023;151:107411. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107411>
14. Дементьев В.П., Корнева Л.В., Серпианов А.И., Черняк С.С., Поздеев В.Н., Тужилина Л.В., Фалько Н.В. Рельсы повышенной эксплуатационной стойкости для Сибири. *Современные технологии. Системный анализ. Моделирование*. 2008;(2(18)):102–104.
Dement'ev V.P., Korneva L.V., Serpiyanov A.I., Chernyak S.S., Pozdeev V.N., Tuzhilina L.V., Fal'ko N.V. High-performance rails for Siberia. *Sovremennye tekhnologii. Sistemyi analiz. Modelirovanie*. 2008;(2(18)):102–104. (In Russ.).
15. Прохаска С., Йорг А. Совершенствование рельсовых сталей. *Железные дороги мира*. 2016;(1):74–76.
Prohaska S., Jorg A. Improvement of rail steels. *Zheleznye dorogi mira*. 2016;(1):74–76. (In Russ.).
16. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Юнин Г.Н., Полевой Е.В., Юнусов А.М. Исследование влияния химического состава, микроструктуры и механических свойств на износостойкость рельсовой стали. *Сталь*. 2020;(12):52–55.
Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Yunin G.N., Polevoi E.V., Yunusov A.M. Effect of chemical composition, microstructure and mechanical properties on the wear resistance of rail steel. *Steel in Translation*. 2020;50(12):906–910. <https://doi.org/10.3103/S0967091220120037>
17. Wen J., Marteau J., Bouvier S., Risbet M., Cristofari F., Secorde P. Comparison of microstructure changes induced in two pearlitic rail steels subjected to a full-scale wheel/rail contact rig test. *Wear*. 2020;456-457:203354. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203354>
18. Hu Y., Guo L.C., Maiorino M., Liu J.P., Ding H.H., Lewis R., Meli E., Rindi A., Liu Q.Y., Wang W.J. Comparison of wear and rolling contact fatigue behaviours of bainitic and pearlitic rails under various rolling-sliding conditions. *Wear*. 2020;460-461:203455. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203455>
19. Hu Y., Zhou L., Ding H.H., Lewis R., Liu Q.Y., Guo J., Wang W.J. Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading. *Tribology International*. 2021;154:106685. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106685>
20. Zhou L., Bai W., Han Z., Wang W., Hu Yu., Ding H., Lewis R., Meli E., Liu Q., Guo J. Comparison of the damage and microstructure evolution of eutectoid and hypereutectoid rail steels under a rolling-sliding contact. *Wear*. 2022;492-493:204233. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204233>
21. Bai W., Zhou L., Wang P., Hu Y., Wang W., Ding H., Han Z., Xu X., Zhu M. Damage behavior of heavy-haul rail steels used from the mild conditions to harsh conditions. *Wear*. 2022;496-497:204290. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204290>
22. Черняк С.С., Бройдо В.Л., Тужилина Л.В. Разработка состава и технологии изготовления износостойких рельсов из заэвтектоидной стали. *Современные технологии. Системный анализ. Моделирование*. 2017;56(4):197–206. [https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4\(56\).197-206](https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4(56).197-206)
Chernyak S.S., Broido V.L., Tuzhilina L.V. The development of the composition and manufacturing technology of the wear resistant rails made of hypereutectoid steel. *Modern technologies. System analysis. Modeling*. 2017;

- 56(4):197–206. (In Russ.).
[https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4\(56\).197-206](https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4(56).197-206)
23. Кормышев В.Е., Юрьев А.А., Рубанникова Ю.А., Аксёнова К.В. Распределение структурно-фазовых состояний по сечению головки рельсов при длительной эксплуатации. *Вестник СибГИУ*. 2020;(4(34)):20–24.
 Kormyshev V.E., Yuriev A.A., Rubannikova Yu.A., Aksёnova K.V. Distribution of structure-phase states along the rail head cross-section during their long-term performance. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2020;(4): 20–24. (In Russ.).
 24. Луковников Д.Н. Производство стометровых рельсов. *Современные инновации*. 2021;(2(40)):13–15.
 Lukovnikov D.N. Production of hundred-meter rails. *Sovremennye innovatsii*. 2021;(2(40)):13–15. (In Russ.).
 25. Alwahdi F.A.M., Kapoor A., Franklin F.J. Subsurface microstructural analysis and mechanical properties of pearlitic rail steels in service. *Wear*. 2013;302(1-2):1453–1460.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.058>
 26. Wang W.J., Lewis R., Yang B., Guo L.C., Liu Q.Y., Zhu M.H. Wear and damage transitions of wheel and rail materials under various contact conditions. *Wear*. 2016;362-363: 146–152. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.05.021>
 27. Pan R., Ren R., Zhao X., Chen C. Influence of microstructure evolution during the sliding wear of CL65 steel. *Wear*. 2018;400-401:169–176.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.01.005>
 28. Pan R., Chen Yu., Lan H., Shiju E., Ren R. Investigation into the microstructure evolution and damage on rail at curved tracks. *Wear*. 2022;504-505:204420.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204420>
 29. Nguyen B.H., Al-Juboori A., Zhu H., Zhu Q., Li H., Tieu K. Formation mechanism and evolution of white etching layers on different rail grades. *International Journal of Fatigue*. 2022;163:107100.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107100>
 30. Mojumder S., Mishra K., Singh K., Qiu C., Mutton P., Singh A. Effect of track curvature on the microstructure evolution and cracking in the longitudinal section of lower gauge corner flow lips formed in rails. *Engineering Failure Analysis*. 2022;135:106177.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106117>
 31. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. Microstructure of Quenched Rails. Cambridge: ISP Ltd.; 2016:157.
 32. Григорович К.В., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Формирование тонкой структуры перлитной стали при сверхдлительной пластической деформации. *Доклады РАН. Физика. Технические науки*. 2022;503(1):69–72.
<https://doi.org/10.31857/S2686740022020079>
 Grigorovich K.V., Gromov V.E., Kuznetsov R.V., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Formation of a thin structure of pearlite steel under ultra-long plastic deformation. *Doklady Physics*. 2022;67(4):119–122.
<https://doi.org/10.1134/S1028335822040048>
 33. Порфирьев М.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Шляров В.В. Тонкая структура длинномерных рельсов из заэвтектидной стали после длительной эксплуатации. Новокузнецк: Полиграфист; 2023:285.
 34. Попова Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Порфирьев М.А., Никоненко Е.Л., Шлярова Ю.А. Влияние длительной эксплуатации на структурно-фазовое состояние заэвтектидной рельсовой стали. *Материаловедение*. 2023;(10):17–28.
<https://doi.org/10.31044/1684-579X-2023-0-10-17-28>
 Popova N.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Porfiriev M.A., Nikonenko E.L., Shlyarova Yu.A. Effect of long-term operation on structural-phase state of hypereutectoid rail steel. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2024;15(4):968–977.
<https://doi.org/10.1134/S2075113324700473>
 35. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия; 1979:208.
 36. Попова Н.А., Громов В.Е., Никоненко Е.Л., Иванов Ю.Ф., Порфирьев М.А., Шляров В.В., Крюков Р.Е. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в заэвтектидной стали. *Известия вузов. Физика*. 2024;67(2(795)):70–82.
<https://doi.org/10.17223/00213411/67/2/8>
 Popova N.A., Gromov V.E., Nikonenko E.L., Ivanov Yu.F., Porfiriev M.A., Shlyarov V.V., Kryukov R.E. Assessment of hardening mechanisms forming the yield strength in hypereutectoid steel. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2024;67(2(795)): 70–82. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/67/2/8>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Наталья Анатольевна Попова, к.т.н., старший научный сотрудник научно-учебной лаборатории «Наноматериалы и нанотехнологии», Томский государственный архитектурно-строительный университет

ORCID: 0000-0001-8823-4562

E-mail: natalya-popova-44@mail.ru

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

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Алексей Борисович Юрьев, д.т.н., профессор, ректор, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-9932-4755

E-mail: rector@sibsiu.ru

Natal'ya A. Popova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Scientific and Educational Laboratory "Nanomaterials and Nanotechnologies", Tomsk State University of Architecture and Building

ORCID: 0000-0001-8823-4562

E-mail: natalya-popova-44@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

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

ORCID: 0000-0002-9932-4755

E-mail: rector@sibsiu.ru

Елена Леонидовна Никоненко, к.ф.-м.н., доцент кафедры «Физика», Томский государственный архитектурно-строительный университет
ORCID: 0000-0002-0396-9541
E-mail: vilatomsk@mail.ru

Михаил Анатольевич Порфирьев, научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-3602-5739
E-mail: mporf372@gmail.com

Elena L. Nikonenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of Chair of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building
ORCID: 0000-0002-0396-9541
E-mail: vilatomsk@mail.ru

Mikhail A. Porfir'ev, Research Associate of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-3602-5739
E-mail: mporf372@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Н. А. Попова – количественная оценка механизмов упрочнения.
В. Е. Громов – концепция работы.
А. Б. Юрьев – окончательный вариант статьи, обсуждение результатов.
Е. Л. Никоненко – анализ ПЭМ изображений.
М. А. Порфирьев – обзор литературы, подготовка образцов для ПЭМ.

N. A. Popova – quantitative assessment of hardening mechanisms.
V. E. Gromov – conceptualization.
A. B. Yur'ev – final version of the article, discussion of results.
E. L. Nikonenko – TEM image analysis.
M. A. Porfir'ev – literary review, preparation of the samples for TEM.

Поступила в редакцию 05.06.2025
 После доработки 01.07.2025
 Принята к публикации 10.09.2025

Received 05.06.2025
 Revised 01.07.2025
 Accepted 10.09.2025



УДК 621.791.927.2

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-581-586



Оригинальная статья

Original article

ПОЛУЧЕНИЕ КАРБИДОСТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ

С. А. Климов, Ф. М. Носков[✉], А. М. Токмин, О. А. Масанский

■ Сибирский федеральный университет (Россия, 660041, Красноярск, пр. Свободный, 79)

✉ fnoskov@sfu-kras.ru

Аннотация. Работа посвящена исследованию возможности получения карбидостали на основе порошковой быстрорежущей стали 10Р6М5 с добавками карбидов вольфрама (WC) и титана (TiC) методом индукционной наплавки. Подобранные составы наплавляемой шихты и предложенный состав флюса на основе плавной буры с добавками борной кислоты и ряда оксидов удовлетворяют технологии. Разработанная технология включает в себя флюс, способ брикетирования шихты с помощью поршневого устройства, минимизирующего перемещение ферромагнитных компонентов шихты под влиянием электромагнитного поля индуктора в процессе наплавки. Получены и исследованы наплавленные слои карбидостали на основе быстрорежущей стали с упрочнением карбидами вольфрама и титана. Исследование полученных слоев проводилось методами оптической и электронной микроскопии (с применением микроанализатора), рентгенофазовым методом контролировался фазовый состав наплавленных слоев, твердость слоев измерялась методом Роквелла. Добавление карбида вольфрама в порошковую быстрорежущую сталь приводит при наплавке к формированию ледебуритной структуры, характерной для высоковольфраmistых быстрорежущих сталей. Повышение количества карбида вольфрама в составе карбидостали приводит только к частичному его расплавлению в жидкой стали, что способствует сохранению в микроструктуре частиц внесенных карбидов. Карбид титана, добавленный в состав карбидостали, существенно меняет морфологию ледебуритных выделений. По данным рентгенофазового анализа в составе карбидосталей наблюдается ряд карбидов типа $Me_{12}C$, Me_6C , Me_2C и MeC , свойственных карбидосталям, полученным различными методами (плазменной наплавкой, спеканием, пропиткой карбидного каркаса и др.). Показано, что твердость образцов карбидосталей с добавками карбидов вольфрама и титана варьируется от 59 до 63 HRC, в зависимости от состава и технологических режимов наплавки.

Ключевые слова: карбидосталь, индукционная наплавка, структура, быстрорежущая сталь, карбид вольфрама, карбид титана

Для цитирования: Климов С.А., Носков Ф.М., Токмин А.М., Масанский О.А. Получение карбидосталей на основе быстрорежущей стали методом индукционной наплавки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):581–586.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-581-586>

PRODUCTION OF CARBIDE STEELS BASED ON HIGH-SPEED STEEL BY INDUCTION SURFACING

S. A. Klimov, F. M. Noskov[✉], A. M. Tokmin, O. A. Masanskii

■ Siberian Federal University (79 Svobodnyi Ave., Krasnoyarsk 660041, Russian Federation)

✉ fnoskov@sfu-kras.ru

Abstract. The work is devoted to the study of the possibility of obtaining carbide steel based on powdered high-speed steel 10R6M5 with additives of tungsten (WC) and titanium (TiC) carbides by induction surfacing. The selected compositions of the deposited charge and the proposed composition of the flux based on fused borax with additives of boric acid and a number of oxides satisfy the technology. The developed technology includes a flux, a method of briquetting charge using a piston device that minimizes the movement of ferromagnetic components of the charge under the influence of inductor electromagnetic field during surfacing. Deposited layers of carbide steel based on high-speed steel reinforced with tungsten and titanium carbides were produced and studied. The obtained layers were analyzed using optical and electron microscopy (using a microanalyzer), phase composition of the deposited layers was controlled by the X-ray phase method, and hardness of the layers was measured by the Rockwell method. Addition of tungsten carbide to powdered high-speed steel leads to the formation of ledeburite structure during surfacing, which is characteristic of high-tungsten high-speed steels. An increase in the amount of tungsten carbide in the carbide steel leads only to its partial melting in liquid steel, which helps to preserve the particles of introduced carbides in the microstructure. Titanium carbide added to the carbide steel composition significantly changes the morphology of ledeburite precipitates. According to X-ray phase analysis data, a number of carbides of $Me_{12}C$, Me_6C , Me_2C and MeC types were observed in the composition of carbide steels, which are characteristic of carbide steels obtained by various methods (plasma surfacing, sintering, impregnation of a carbide frame, etc.). It is shown that hardness of the samples of carbide steels with additives of tungsten and titanium carbides varies from 59 to 63 HRC, depending on the composition and technological modes of surfacing.

Keywords: carbide steel, induction surfacing, structure, high-speed steel, tungsten carbide, titanium carbide

For citation: Klimov S.A., Noskov F.M., Tokmin A.M., Masanskii O.A. Production of carbide steels based on high-speed steel by induction surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):581–586. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-581-586>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время все острее встает вопрос разработки новых как конструкционных, так и инструментальных материалов с повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами. Актуальность этой задачи обусловлена исчерпанием возможности для совершенствования свойств известных материалов: износостойких [1–3] и инструментальных сталей (в том числе быстрорежущих), твердых сплавов и т. д. [4–6].

Карбидостали, состоящие из тугоплавких карбидов (чаще всего карбидов вольфрама и титана) и сталей, можно отнести к новому классу материалов с большими перспективами применения. По своим качествам карбидостали занимают промежуточное положение между твердыми сплавами и сталями и сочетают свойства обоих компонентов: и карбидного упрочнителя, и стальной матрицы [7–9].

Чаще всего карбидостали получают с использованием технологий порошковой металлургии: спеканием прессовок исходных материалов, пропиткой сталью карбидного каркаса, горячим прессованием порошков или горячей экструзией [7]. Эти процессы состоят из большого количества достаточно сложных технологических операций, что сужает возможности широкого практического получения и использования карбидосталей. Существуют и иные технологические решения, например, получение карбидосталей методами плазменной [10–13] или лазерной [14; 15] наплавки, однако при применении этих технологий (кроме высокой стоимости лазерной установки) существуют опасность распыления компонентов плазменной струей, расход дорогостоящего газа и т. п. Главным фактором, сдерживающим широкое распространение карбидосталей, является технология их получения традиционными способами, которая требует сложного оборудования и длительного технологического цикла производства.

В настоящее время существует технология индукционной наплавки металлических слоев [16–20], которая базируется на использовании нагрева токами высокой частоты. В результате многофакторного воздействия электромагнитного поля на металлическую подложку, флюс и исходную шихту синтезируется многослойный композит, у которого на поверхности может быть сформирован слой, обладающий комплексом улучшенных свойств: износостойкостью, кислотоупорностью, жаростойкостью и т. д. Методика нанесения слоев характеризуется относительной дешевизной оборудования, простотой осуществления и скоротечностью процесса

наплавки, частично совмещающейся, при необходимости, с термической обработкой наплавленного слоя.

Целью настоящей работы являлось исследование возможности получения карбидостали методом индукционной наплавки.

Задачи работы:

- подобрать благоприятные для индукционной наплавки составы наплавливаемой шихты на основе быстрорежущей стали с добавками карбидов вольфрама и титана;
- предложить состав флюса для индукционной наплавки карбидостали;
- получить наплавленные слои карбидостали на основе быстрорежущей стали с упрочнением карбидами вольфрама и титана на стальных подложках;
- исследовать микроструктуру и свойства полученных образцов.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве основного компонента шихты для получения наплавленных слоев выступала порошковая быстрорежущая сталь 10P6M5. Для получения карбидостали порошковую сталь замешивали на органическом связующем с порошками карбидов вольфрама (WC) и титана (TiC) в различных соотношениях (5–20 мас. % от массы стали). Последняя величина понижена относительно традиционной технологии получения карбидостали, где количество упрочняющей фазы варьируется от 20 до 70 мас. % [7]. Это обусловлено технологическими особенностями индукционной наплавки, так как время, необходимое для формирования слоя, в данном случае существенно меньше, чем при традиционных технологиях, а, следовательно, и возможное время взаимодействия матрицы и упрочнителя так же сокращается. Поэтому для обеспечения эффективного взаимодействия компонентов карбидостали и для формирования удовлетворительной и бездефектной структуры повышенные количества упрочняющего компонента не вводились.

Важную роль при индукционной наплавке играет флюс, защищающий наплавливаемый металл и поверхность стальной подложки от окисления кислородом воздуха [9]. В качестве флюса использовалась смесь порошковой плавленной буры, борной кислоты и добавок оксидов кремния, магния, кальция и натрия.

При подборе флюса учитывался фактор влияния магнитного поля, возникающего в зоне наплавки, на шихту. Одной из проблем получения карбидостали на основе быстрорежущей является ферромагнетизм порошковой стали, которая на начальном этапе нагрева (до перехода

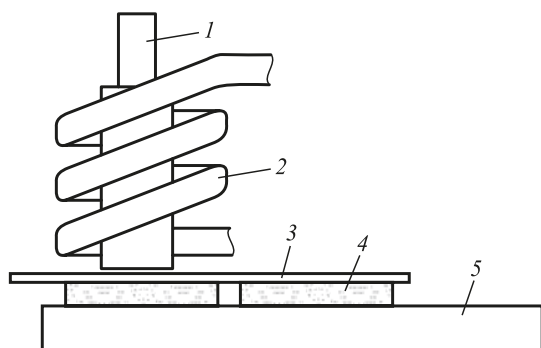


Рис. 1. Схема индукционной наплавки:

- 1 – ферритный сердечник; 2 – витковый индуктор;
3 – асбестовая прокладка; 4 – наплавляемый брикет;
5 – металлическая подложка в форме пластины

Fig. 1. Scheme of induction surfacing:

- 1 – ferrite core; 2 – coil inductor;
3 – asbestos gasket; 4 – deposited briquette; 5 – metal substrate in the form of a plate

в парамагнитное состояние) активно взаимодействует с магнитным полем, создаваемым индукционной установкой в зоне наплавки. Для предотвращения перемещения порошковой шихты ее прессовали в брикеты. Кроме того, существенную роль играет флюс, выступая в определенном температурном диапазоне своеобразным «связующим» между частицами шихты в тот момент, когда флюс уже расплавился, а нагретая металлическая часть шихты еще нет.

Для прессовки брикетов наиболее эффективно показала себя поршневая система. Смешанные компоненты шихты укладывались в контейнер, предварительно смоченный пластификатором на основе органического соединения, который снижает фактор прилипания компонентов к стенкам контейнера и поршню. С помощью поршня происходило уплотнение образца. В процессе прессования могли выделяться излишки связующего и пластификатора. После уплотнения брикет просушивался в течение минимум 2 ч при температуре 80 °С.

В качестве подложек для наплавки служили пластины углеродистой конструкционной стали 45.

Наплавка пластин (рис. 1) осуществлялась при помощи высокочастотной индукционной установки типа УВГ 2-25, с генератором ГНОМ-25М1 мощностью до 20 кВт и рабочей частотой генератора от 44 до 66 кГц. Использовался витковый индуктор с ферритным водоохлаждаемым сердечником. Для фиксации брикетов на первом этапе наплавки и предотвращения повреждения индуктора на наплавляемые брикеты укладывалась асбестовая прокладка (рис. 1).

Исследования микроструктуры образцов осуществляли на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer.D1 и электронном микроскопе Hitachi TM4000 с микроанализатором. Фазовый состав сплава определяли рентгеноструктурным методом на дифрактометре «Bruker» с использованием излучения меди. Твердость наплавленных слоев измеряли методом Роквелла.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование микроструктуры полученных наплавленных слоев показало, что в целом структура соответствует характерным особенностям структуры литой быстрорежущей стали. Во всех образцах обнаружена ледебуритная эвтектика с различной морфологией, зависящей от состава и количества внесенных в шихту карбидов. Присутствует твердый раствор на основе аустенита, состав которого может варьироваться в широких пределах в зависимости от состава наплавляемого образца.

В случае наплавки быстрорежущей порошковой стали 10P6M5 без добавок (рис. 2, а) наблюдается характерная для этой стали ячеистая структура, с небольшими по размеру включениями ледебуритной эвтектики с веерообразной морфологией. Внесение небольшого количества карбидов вольфрама приводит к их практически полному растворению в расплаве и кристаллизующаяся структура в целом походит на структуру быстрорежущей стали без наплавки (рис. 2, б), но с повышенным количеством ледебуритной эвтектики с веерообразной морфологией.

Дальнейшее повышение количества внесенных карбидов приводит к выделению из жидкости ледебуритной эвтектики с так называемой скелетной морфологией, характерной для высоковольфрамовой быстрорежущей стали типа P18 (рис. 2, в). Это объясняется растворением внесенных карбидов в жидкой стали при наплавке. Но существует предел растворимости, который вызван не столько ограничениями, связанными с диаграммой состояния, сколько, по-видимому, недостатком времени из-за кратковременности процесса. В результате может быть зафиксирована структура, где наравне со скелетной эвтектикой наблюдаются и группы нерастворенных внесенных карбидов вольфрама характерной угловатой формы (рис. 2, г).

По данным рентгенофазового исследования в структуре наблюдаются аустенит, мартенсит, цементит и ледебурит с карбидами типов $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$. Кроме этого рентгенофазовое исследование показало наличие карбидных включений типов W_2C и WC , последний из них – это частично не растворившиеся в твердом растворе частицы внесенной в шихту карбидной фазы в образцах с относительно высоким содержанием внесенных карбидов.

Исследование твердости показало, что наплавленные образцы стали 10P6M5 без упрочнителя характеризуются твердостью порядка 60 – 61 HRC, а образцы с добавками карбида вольфрама имеют твердость 61 – 63 HRC.

Получение карбидостали на основе быстрорежущей стали с упрочнителем в виде карбида титана (TiC) представляет большую сложность. Это вызвано характером смачиваемости сталью карбида титана, взаимным растворением связки и упрочнителя и др. [7]. Тем

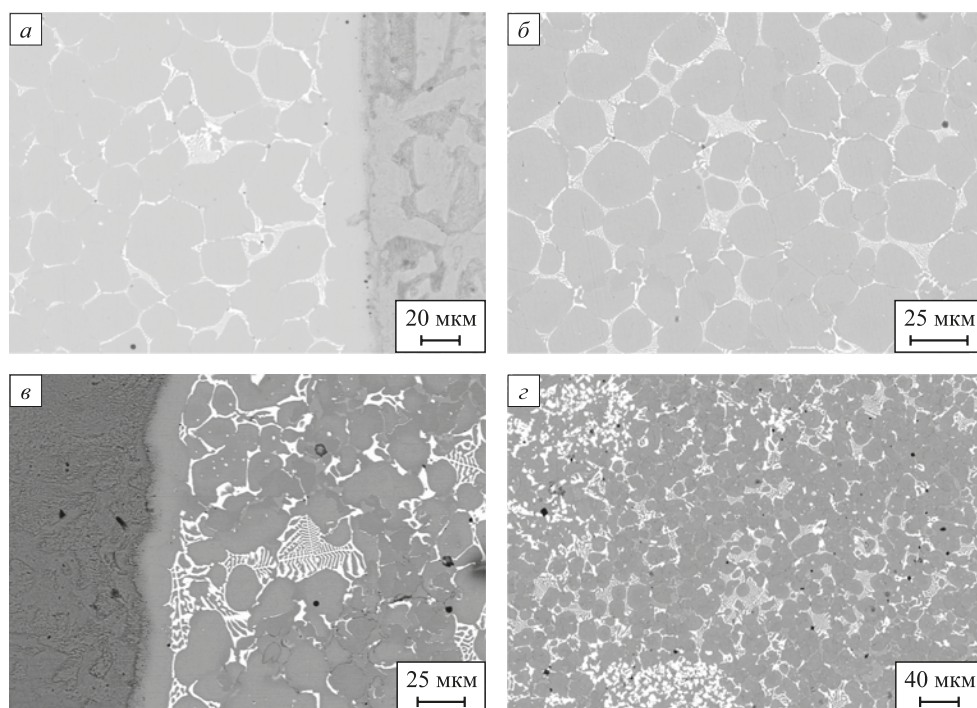


Рис. 2. Микроструктура наплавленных слоев:

a – быстрорежущая сталь 10Р6М5 без добавок; *б* – *г* – карбидосталь с 5, 10 и 20 мас. % WC

Fig. 2. Microstructure of deposited layers:

a – high-speed steel 10R6M5 without additives; *б* – *г* – carbide steel with 5, 10, 20 wt. % WC

не менее, удалось получить слои карбидостали указанного состава, микроструктура которых представлена на рис. 3. Структура полученного слоя меняется в зависимости от состава карбидостали.

Так, при низком содержании карбида титана (рис. 3, *a*) в микроструктуре наблюдается ячеистая структура аустенита с сеткой карбидов. В аустените отчетливо виден мартенсит. Ледебурита скелетного типа не наблюдается. При повышении содержания карбида титана качество наплавки снижается, усиливается

тенденция к порообразованию, а в микроструктуре наблюдаются включения ледебурита (рис. 3, *б*). Морфология ледебурита своеобразная – условная «арабская вязь». Указанные особенности, очевидно, вызваны способностью жидкой стали растворять в себе определенное количество внесенных карбидов и характером кристаллизации из жидкого состояния.

По данным рентгенофазового исследования в структуре наблюдаются аустенит, мартенсит, цементит и ледебурит с карбидами типов $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$. Кроме

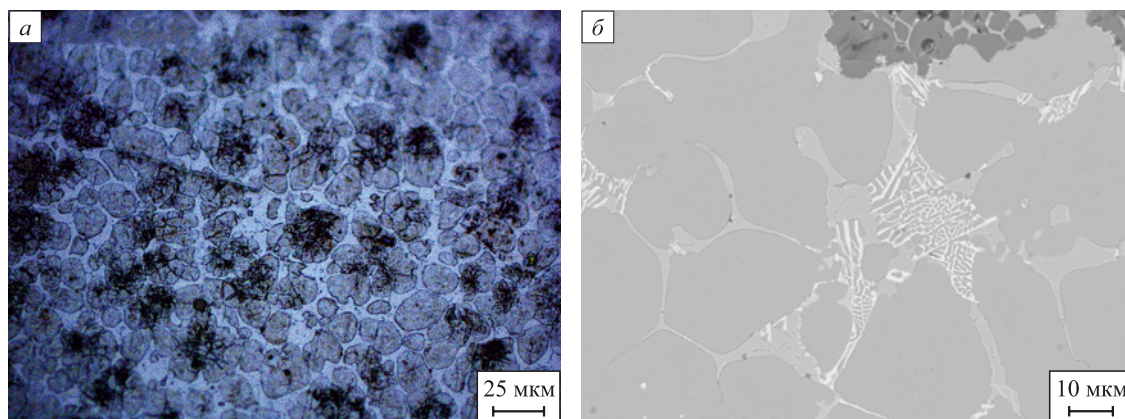


Рис. 3. Структура карбидостали: сталь 10Р6М5 – TiC:

a – 10 мас. % TiC (оптический микроскоп); *б* – 20 мас. % TiC (электронный микроскоп)

Fig. 3. Structure of carbide steel 10R6M5 – TiC:

a – 10 wt. % TiC (optical microscope); *б* – 20 wt. % TiC (electron microscope)

этого, наравне с карбидом титана TiC присутствуют карбидные включения типа W_2C .

Твердость образцов с добавками карбида титана варьируется от 59 до 63 HRC.

Выводы

Подобраны удовлетворяющие индукционной наплавке составы наплавляемой шихты на основе быстрорежущей стали 10P6M5 с добавками до 20 мас. % карбидов вольфрама (WC) и титана (TiC). Разработан состав флюса для наплавки карбидостали, включающий буру и борную кислоту в качестве основы с добавками оксидов кремния, магния, кальция и натрия. Разработана технология и получены наплавленные слои карбидостали на основе быстрорежущей стали с упрочнением карбидами вольфрама и титана на стальных подложках из стали 45. Микроструктура полученных образцов характеризуется наличием аустенита, мартенсита, цементита и ряда специальных карбидов типа Me_6C , Me_2C , MeC и др. Твердость карбидостали в наплавленном слое варьируется от 59 до 63 HRC в зависимости от состава исходной шихты.

Таким образом, показана возможность получения карбидостали на основе порошковой быстрорежущей стали 10P6M5 с добавками карбидов вольфрама (WC) и титана (TiC) методом индукционной наплавки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Tarraste M., Kübarsepp J., Juhani K., Mere A., Kolnes M., Viljus M., Maaten B. Ferritic chromium steel as binder metal for WC cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2018;73:183–191. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.02.010>
2. Chang S.-H., Chen S.-L. Characterization and properties of sintered WC-Co and WC-Ni-Fe hard metal alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;585:407–413. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.188>
3. Fernandes C.M., Senos A.M.R., Vieira M.T., Antunes J.M. Mechanical characterization of composites prepared from WC powders coated with Ni rich binders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2008;26(5):491–498. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2007.12.001>
4. Савиных Л.М., Дудорова Т.А., Помялов С.Ю., Вержбало-вич Т.А. Повышение эффективности ремонта сельскохозяйственной техники на основе применения инстру-мента из карбидостали. *Вестник Курганской ГСХА*. 2022;(4(44)):73–80. https://doi.org/10.52463/22274227_2022_44_73
5. Savinykh L.M., Dudorova T.A., Pomyalov S.Yu., Verzhba-lovich T.A. Increasing the efficiency of agricultural machi-nery repair based on the use of tools from carbide steel. *Vest-nik Kurganskoy GSHA*. 2022;(4(44)):73–80. (In Russ.). https://doi.org/10.52463/22274227_2022_44_73
6. Garcia J. Influence of Fe-Ni-Co binder composition on nitridation of cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2012;30(1):114–120. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.07.012>
7. Chang S.H., Chang M.H., Huang K.T. Study on the sintered characteristics and properties of nanostructured WC-15 wt% (Fe-Ni-Co) and WC-15 wt% Co hard metal alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015;649:89–95. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.07.119>
8. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе кар-бидов титана и вольфрама. Томск: Издательство научно-технической литературы; 2006:239.
9. Zhang Z., Wang X., Zhang Q., Liang Y., Ren L., Li X. Fabri-cation of Fe-based composite coatings reinforced by TiC par-ticles and its microstructure and wear resistance of 40Cr gear steel by low energy pulsed laser cladding. *Optics & Laser Technology*. 2019;119:105622. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105622>
10. Ortiz A., García A., Cadenas M., Fernández M.R., Cuetos J.M. WC particles distribution model in the cross-section of laser clad NiCrBSi + WC coatings, for different wt% WC. *Surface and Coatings Technology*. 2017;324:298–306. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.05.086>
11. Рыжкин А.А., Илясов А.В. Фазовый состав металло-матричных композитов системы Fe-W-C, формируемых плазменным осаждением. *Вестник Донского государ-ственного технического университета*. 2007;7(2(33)):169–176.
12. Ryzhkin A.A., Ilyasov A.V. Phase content of metal-matrix composites of the system Fe-W-C which are formed by plasma precipitation. *Vestnik of the Don State Technical Uni-versity*. 2007;7(2(33)):169–176 (In Russ.).
13. Liu L.M., Xiao J.K., Wei X.L., Ren Y.X., Zhang G., Zhang C. Effects of temperature and atmosphere on microstructure and tribological properties of plasma sprayed FeCrBSi coa-tings. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;753:586–594. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.04.247>
14. Emamian A., Alimardani M., Khajepour A. Correlation between temperature distribution and in situ formed micro-structure of Fe-TiC deposited on carbon steel using laser clad-ding. *Applied Surface Science*. 2012;258(22):9025–9031. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.05.143>
15. Liu A.G., Guo M.H., Hu H.L., Li Z.J. Microstructure of Cr_3C_2 -reinforced surface metal matrix composite produced by gas tungsten arc melt injection. *Scripta Materialia*. 2008;59(2):231–234. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.03.012>
16. Muvvala G., Karmakar D.P., Nath A.K. In-process detec-tion of microstructural changes in laser cladding of in-situ Inconel 718/TiC metal matrix composite coating. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;740:545–558. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.364>
17. Muvvala G., Karmakar D.P., Nath A.K. Online assessment of TiC decomposition in laser cladding of metal matrix com-posite coating. *Materials & Design*. 2017;121:310–320. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.02.061>
18. Индукционная наплавка твердых сплавов / В.Н. Ткачев, Б.М. Фиштейн, Н.В. Казинцев, Д.А. Алдырев. Москва: Машиностроение; 1970:177.
19. Rudnev V.I., Loveless D. Induction hardening: Technology, process design, and computer modeling. *Comprehensive Materials Processing*. 2014;12:489–580. <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-096532-1.01217-6>

18. Маликов В.Н., Ишков А.В., Войнаш С.А., Соколова В.А., Ремшев Е.Ю. Исследование процессов упрочнения стальных деталей методом индукционной наплавки. *Металлург.* 2021;(11):69–75.

Malikov V.N., Ishkov A.V., Voynash S.A., Sokolova V.A., Remshev E.Yu. Investigation of processes of hardening steel parts by induction surfacing. *Metallurg.* 2021;(11):69–75. (In Russ.).

19. Индукционная наплавка, технология, материалы, оборудование / А.А. Боль, В.В. Иванайский, С.П. Лесков, В.П. Тимошенко. Барнаул: Алт. НТО Машиностроения; 1991:148.

20. Mishra A., Bag S., Pal S. Induction heating in sustainable manufacturing and material processing technologies – A state of art literature review. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering.* 2020;1:343–357. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.11559-0>

Сведения об авторах

Степан Андреевич Климов, аспирант кафедры материаловедения и технологии обработки материалов, Сибирский федеральный университет

E-mail: stepaklimov@yandex.ru

Федор Михайлович Носков, д.т.н., профессор кафедры материаловедения и технологии обработки материалов, Сибирский федеральный университет

ORCID: 0009-0002-3985-8947

E-mail: fnoskov@sfu-kras.ru

Александр Михайлович Токмин, к.т.н., профессор кафедры материаловедения и технологии обработки материалов, Сибирский федеральный университет

E-mail: tam550@yandex.ru

Олег Александрович Масанский, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой материаловедения и технологии обработки материалов, Сибирский федеральный университет

E-mail: omasansky@sfu-kras.ru

Information about the Authors

Stepan A. Klimov, Postgraduate of the Chair of Materials Science and Materials Processing Technology, Siberian Federal University

E-mail: stepaklimov@yandex.ru

Fedor M. Noskov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair Materials Science and Materials Processing Technology, Siberian Federal University

ORCID: 0009-0002-3985-8947

E-mail: fnoskov@sfu-kras.ru

Aleksandr M. Tokmin, Cand. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Materials Science and Materials Processing Technology, Siberian Federal University

E-mail: tam550@yandex.ru

Oleg A. Masanskii, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Chair of Materials Science and Materials Processing Technology, Siberian Federal University

E-mail: omasansky@sfu-kras.ru

Вклад авторов

С. А. Климов – разработка технологии наплавки; получение, подготовка и исследование образцов; формулирование выводов.

Ф. М. Носков – постановка задачи, исследование образцов, анализ результатов исследований, формулирование выводов.

А. М. Токмин – постановка задачи, исследование образцов, анализ результатов исследований, формулирование выводов.

О. А. Масанский – получение, подготовка и исследование образцов; формулирование выводов.

Contribution of the Authors

S. A. Klimov – development of surfacing technology; production, preparation and analysis of the samples; formulation of conclusions.

F. M. Noskov – formulation of the problem, analysis of the samples, analysis of results, formulation of conclusions.

A. M. Tokmin – formulation of the problem, analysis of the samples, analysis of results, formulation of conclusions.

O. A. Masanskii – production, preparation and analysis of the samples; formulation of conclusions.

Поступила в редакцию 14.02.2025

После доработки 07.07.2025

Принята к публикации 10.09.2025

Received 14.02.2025

Revised 07.07.2025

Accepted 10.09.2025



УДК 621.891

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-587-593



Оригинальная статья

Original article

ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНТАКТА СТАЛИ Ст3 ПРИ СУХОМ СКОЛЬЖЕНИИ ПО СТАЛИ 45 ПОД ПЕРЕМЕННЫМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ ПРИ РАЗНЫХ КОЭФФИЦИЕНТАХ ТРАНСФОРМАЦИИ ПИТАЮЩЕГО ТРАНСФОРМАТОРА

М. И. Алеутдинова[✉], В. В. Фадин

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

✉ aleut@ispms.ru

Аннотация. Авторы изучили триботехническое поведение стали Ст3 в условиях сухого скользящего электрического контакта с плотностью тока более 100 А/см² при разных коэффициентах трансформации питающего трансформатора. Снижение коэффициента трансформации приводит к снижению износостойкости и электропроводности контакта. Методами металлографии было обнаружено образование слоев переноса на контактных поверхностях. Толщины слоев переноса не превышают 20 мкм. Морфологические картины изношенных контактных поверхностей в масштабе номинальной (геометрической) площади контакта состоят из двух секторов, где один сектор имеет признаки расплава. Рентгеновский фазовый анализ показал, что слои переноса содержат более 70 об. % FeO. Именно поэтому слои переноса можно представить как квази-диэлектрическую среду, где FeO выступает как диэлектрик. Авторы делают предположение, что в зоне контакта возникают сильные импульсы самоиндукции, которые вызывают токи смещения высокой плотности. Эти токи воздействуют непосредственно на ионы FeO и переводят их в расплав. Данные представления позволяют утверждать, что расплав состоит из атомов или ионов железа и кислорода. Снижение коэффициента трансформации (то есть увеличение индуктивности вторичной обмотки питающего трансформатора) вызывает усиление импульсов самоиндукции и токов смещения, что приводит к увеличению количества расплава FeO, его легкому удалению из зоны контакта и к соответствующему уменьшению износостойкости и электропроводности контакта. Полученные данные могут служить ориентирами при выборе износостойких материалов для силовоточного скользящего контакта и, в частности, при задании его конструкции.

Ключевые слова: скользящий электрический контакт, электрическая проводимость контакта, интенсивность изнашивания, адгезия, окисление зоны трения, коэффициент трения, расплав на поверхности скольжения, ток смещения

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

Для цитирования: Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Характеристики контакта стали Ст3 при сухом скольжении по стали 45 под переменным электрическим током высокой плотности при разных коэффициентах трансформации питающего трансформатора. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):587–593. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-587-593>

CONTACT CHARACTERISTICS OF C235 STEEL IN DRY SLIDING AGAINST C45 STEEL UNDER HIGH-DENSITY ALTERNATING CURRENT AT DIFFERENT TRANSFORMATION COEFFICIENTS OF SUPPLY TRANSFORMER

М. I. Aleutdinova[✉], V. V. Fadin

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

✉ aleut@ispms.ru

Abstract. The authors studied the tribotechnical behavior of C235 steel under conditions of dry sliding electrical contact with a current density of more than 100 A/cm² at different transformation coefficients of the supply transformer. A decrease in the transformation coefficient leads to a decrease in the wear resistance and electrical conductivity of the contact. Metallographic methods revealed the formation of transfer layers on the contact surfaces. Thickness of the transfer layers does not exceed 20 μm. Morphological patterns of worn contact surfaces on the scale of the nominal

(geometric) contact area consist of two sectors, where one sector has signs of melting. X-ray phase analysis has shown that the transfer layers contain more than 70 vol. % FeO. That is why the transfer layers could be represented as a quasi-dielectric medium, where FeO acts as a dielectric. The authors assume that strong self-induction pulses occur in the contact zone, which cause high-density displacement currents. These currents act directly on FeO ions and convert them into a melt. These concepts allow us to assert that the melt consists of atoms or ions of iron and oxygen. A decrease in the transformation coefficient (that is, an increase in the inductance of the secondary winding of the supply transformer) causes an increase in self-induction pulses and displacement currents, which leads to an increase in the amount of FeO melt, its easy removal from the contact area, and a corresponding decrease in the wear resistance and electrical conductivity of the contact. The data obtained can serve as guidelines when choosing wear-resistant materials for high-current sliding contact and, in particular, when defining its design.

Keywords: sliding electrical contact, contact electrical conductivity, wear intensity, adhesion, oxidation of friction zone, friction coefficient, melt on sliding surface, displacement current

Acknowledgements: The work was carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, topic number FWRW-2021-0006.

For citation: Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Contact characteristics of C235 steel in dry sliding against C45 steel under high-density alternating current at different transformation coefficients of supply transformer. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):587–593.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-587-593>

ВВЕДЕНИЕ

Одной из основных задач трибологии является обеспечение удовлетворительной износостойкости пары трения в тяжелых условиях эксплуатации, достичь которой можно за счет обоснованного применения конструкции узла трения, задания необходимой окружающей среды или за счет выбора соответствующих материалов пары трения. Сухое скольжение под электрическим током высокой плотности является одним из экстремальных видов внешнего воздействия на материалы зоны контакта. Эксплуатация известных токоъемных материалов осуществляется обычно под токами плотностью 15 – 40 А/см² при сухом скольжении по медному контртелу. В общем случае известные токоъемные материалы не применяются для сухого скольжения при токах плотностью более 60 А/см² [1], так как такое скольжение приводит к быстрому разрушению контактных слоев пары трения.

Скольжение материала под током высокой плотности (более 100 А/см²) представляет научный и практический интерес. Трибосистема с токоъемным должна иметь контактные слои, состояние которых обеспечивает высокую износостойкость и высокую электропроводность контакта. Известно [2], что высокая электропроводность скользящего контакта металл/сталь обычно соответствует высокой износостойкости под током высокой плотности. Поэтому увеличение электропроводности скользящего электрического контакта может привести одновременно к увеличению его износостойкости. Изменение параметров конструкции токоъемного узла может привести к улучшению характеристик контакта.

Скользящий электроконтакт может быть реализован путем включения узла трения в цепь силовой вторичной обмотки трансформатора. Одно из основных уравнений идеального трансформатора может быть записано как

$$i_{1-xx}n_1 = i_1n_1 + i_2n_2$$

или

$$i_2 = \frac{(i_{1-xx} - i_1)n_1}{n_2} = (i_{1-xx} - i_1)k,$$

где n_1 и n_2 – количество витков в первичной и вторичной обмотках соответственно; i_{1-xx} – ток в первичной обмотке при холостом ходе трансформатора ($i_2 = 0$); i_1 и i_2 – токи в первичной и вторичной катушках при нагруженной вторичной обмотке ($i_2 > 0$); $k = n_1/n_2$ – коэффициент трансформации.

Отсюда видно, что значение $i_2 = (i_{1-xx} - i_1)k$ (то есть формально i_2) может быть увеличено при увеличении k в некоторых условиях. Ток i_2 является током контакта ($i_2 = i_c$) и его увеличение при низком падении контактного напряжения будет соответствовать увеличению электропроводности контакта. Поэтому предположение об увеличении контактного тока $i_2 = i_c$ при увеличении $k = n_1/n_2$ должно быть проверено экспериментально. Некоторые металлы (вольфрам, молибден и др.) не способны к скольжению по стали с высокой электрической проводимостью контакта, поэтому они не могут служить модельными материалами для этих экспериментов. Сталь Ст3 является наиболее удобным модельным материалом.

Целью настоящей работы является нахождение закономерностей изменения электропроводности сухого скользящего электроконтакта сталь/сталь и его износостойкости при разных коэффициентах трансформации питающего трансформатора.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Низкоуглеродистая сталь Ст3 (0,2 % С) служила материалом для изготовления наклепанных образцов диаметром 3,5 мм и высотой 8 мм. Поверхности скольжения изучены с помощью оптического микроскопа (ОМ Axiovert 200 M). Твердость образцов ($H_\mu = 2,1$ ГПа) была определена на микротвердомере Micro-Vickers TVM-5215-A под нагрузкой 1 Н. Рентгеновский фазовый анализ контактных слоев образцов проведен на дифрактометре ДРОН-7 в излучении CoK_α . Объемное

содержание фаз в контактном слое определено в соответствии с известным методом [3; 4], где интенсивность рентгеновской волны I_{HKL-j} , рассеянной от отражающей плоскости (HKL) некоторой кристаллической j -ой фазы, записана в виде

$$I_{HKL-j} = I_0 k_0 K_{HKL-j} c_{v-j}, \quad (1)$$

где I_0 – интенсивность рентгеновской волны, падающей на многофазную поверхность; k_0 – коэффициент, учитывающий геометрические параметры рентгеновского аппарата; K_{HKL-j} – сложный коэффициент пропорциональности для j -ой фазы; c_{v-j} – объемная концентрация данной j -ой фазы в многофазной среде.

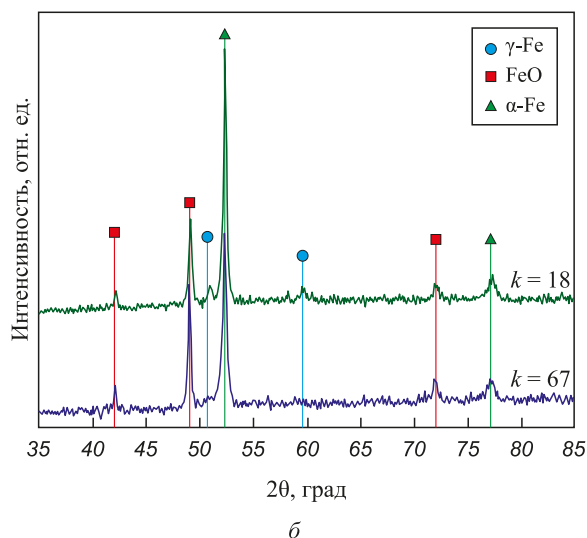
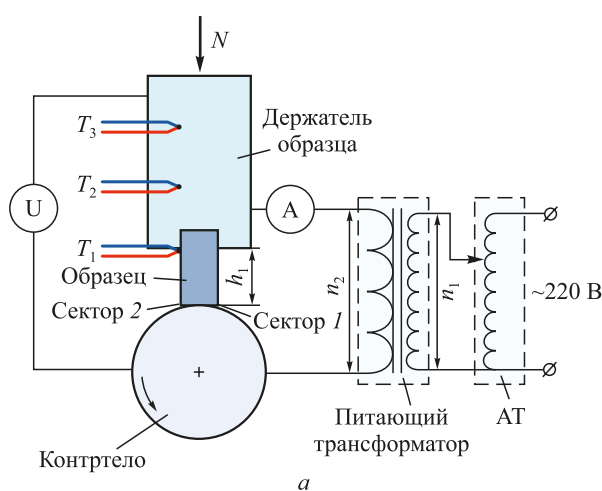


Рис. 1. Схема скользящего электроконтакта типа *pin-on-ring* (а) (АТ – автотрансформатор; n_1 и n_2 – количество витков в первичной и вторичной обмотках) и рентгенограммы контактных слоев образцов стали Ст3 при трении при $k = 67$ и $k = 18$ (б)

Fig. 1. Scheme of sliding electrical contact of *pin-on-ring* configuration (а) (АТ – autotransformer; n_1 and n_2 – number of turns in the primary and secondary windings) and X-ray diffraction patterns of contact layers of C235 steel samples under friction with $k = 67$ and $k = 18$ (б)

Качественный фазовый состав и интегральные интенсивности K_{HKL-j} пиков следует найти из рентгенограмм (рис. 1, б), необходимые справочные данные – в работе [4]. Принимая во внимание, что $\sum c_{v-j} = 1$, можно найти объемные концентрации фаз.

Нагружение материалов сухим трением под переменным током (50 Гц) проведено при давлении $p = 0,13$ МПа в контакте при скорости скольжения $v = 5$ м/с по схеме вал – колодка (точнее *pin-on-ring*) (рис. 1, а). Хромель-копелевые термопары T_1 , T_2 , T_3 фиксировали на держателе образца с помощью винтов. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h = h/D$ (где h – изменение высоты образца на дистанции скольжения D). Плотность тока в контакте определена как $j = i_2/A_a$ (где i_2 – ток в контакте; A_a – номинальная площадь контакта). Удельная поверхностная электропроводность контакта определена как $\sigma_A = j/U$ (где U – контактное падение напряжения). Коэффициент трения определен с помощью тензодатчика ZET7111. Перед испытанием образцы были притерты к контртелу (сталь 45 ($H_\mu = 5,8$ ГПа)). Каждый тест был выполнен по три раза.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Очевидно, что исходная структура поверхностных слоев образцов стали Ст3 до трения содержит преимущественно фазу α -Fe. Пики α -Fe, пики FeO высокой интенсивности и пики γ -Fe слабой интенсивности наблюдаются на рентгенограммах контактных слоев стальных образцов после трения (рис. 1, б). Фазы FeO и γ -Fe появились на поверхности образцов под воздействием трения и тока. В равенство (1) были поставлены значения интенсивности самых сильных пиков I_{200} (FeO), I_{111} (γ -Fe), I_{110} (α -Fe) и рассчитаны объемные концентрации c_{v-j} этих фаз в контактных слоях образцов после трения при любом k (см. таблицу). Видно, что FeO является основной фазой в контактных слоях. Концентрация γ -Fe имеет низкие значения для любого значения k и не может представлять интереса для обсуждения. Параметры решеток фаз α -Fe, γ -Fe и FeO, как правило, близки к параметрам решеток этих же фаз из базы данных ASTM.

Очевидно, что FeO и γ -Fe фазы появились под воздействием тока, температуры и пластической деформации контактных слоев образцов. Деформация и разрушение контактных слоев происходят в условиях фрикционной усталости. Плотность тока является главным фактором, задающим усталостное разрушение (износ) зоны электроконтакта. Увеличение плотности тока j в контакте вызывает увеличение интенсивности изнашивания I_h при любом значении k (рис. 2, а, б). Токсовая зависимость электрической проводимости σ_A контакта имеет положительные наклоны в интервале $j < 300$ А/см² при $k = 67$ и в интервале $j < 100$ А/см² при $k = 18$. При $j > 100$ А/см² и $j > 300$ А/см² (рис. 2, а, б)

Объемные концентрации фаз в контактном слое стали Ст3 и характеристики контакта (σ_A , I_h , j_c) при скольжении под током при разных коэффициентах трансформации k питающего трансформатора (все параметры соответствуют началу катастрофического изнашивания)

Volumetric concentrations of phases in the contact layer of C235 steel and contact characteristics (σ_A , I_h , j_c) in sliding under current with different transformation coefficients k of supply transformer (all parameters correspond to the catastrophic wear onset)

$k = 67$			$k = 18$		
$c_v(\text{FeO})$	$c_v(\gamma\text{-Fe})$	$c_v(\alpha\text{-Fe})$	$c_v(\text{FeO})$	$c_v(\gamma\text{-Fe})$	$c_v(\alpha\text{-Fe})$
0,77	0,02	0,21	0,80	0,03	0,17
σ_A , CM/CM^2	I_h , MKM/KM	j_c , A/CM^2	σ_A , CM/CM^2	I_h , MKM/KM	j_c , A/CM^2
176	44	300	19	67	100

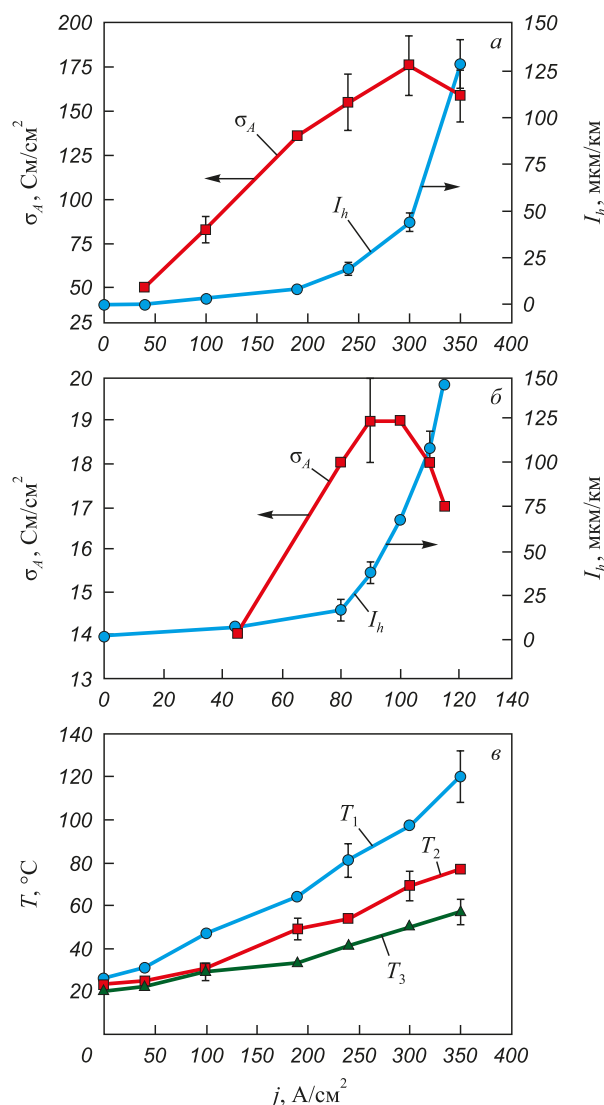


Рис. 2. Токовые зависимости интенсивности изнашивания (I_h) и удельной электрической проводимости (σ_A) контакта при $k = 67$ (а) и $k = 18$ (б), а также температуры боковой поверхности образца на разных расстояниях от зоны контакта при скольжении при $k = 67$ (в)

Fig. 2. Current dependences of wear intensity (I_h) and contact specific electrical conductivity (σ_A) with $k = 67$ (a), $k = 18$ (б), and temperatures of the sample holder side surface at different distances from the contact zone in sliding with $k = 67$ (в)

происходит резкое увеличение I_h , что указывает на начало катастрофического изнашивания. Одновременно наклоны кривых $\sigma_A(j)$ становятся отрицательными. Видно также, что $\sigma_A(j)$ для контакта при $k = 67$ заметно выше, чем при $k = 18$. Но I_h заметно ниже для контакта при $k = 67$, чем при $k = 18$.

Коэффициент трения слабо зависит от величины k , при скольжении без тока $f \approx 0,7$ и при увеличении j снижается до $f \approx 0,4$. Температуры (T_1 , T_2 , T_3) боковой поверхности держателя образца являются показателями теплового состояния образца и держателя образца. Зависимости $T(j)$ имеют нелинейность (например, рис. 2, в). Изменение k не влияет заметно на характер кривых $T(j)$ и на численные значения температур, которые могут быть выше 100 °C. Это может указывать на одинаковость тепловых состояний контактных слоев образцов при скольжении при разных значениях k в режиме нормального изнашивания, то есть до начала катастрофического изнашивания.

Изношенные поверхности образцов имеют приблизительно одинаковый вид при любом значении k , а именно, контактная поверхность разделена на два сектора, имеющие разные морфологические детали (рис. 3, а). Сектор 1 (светлая часть рис. 3, а) образуется на фронтальной части номинальной площади контакта образцов, то есть сектор 1 обращен навстречу набегающей поверхности трения контртела (рис. 1, а). Пластическая деформация и износ в секторе 1 протекают благодаря адгезии и пропахиванию неровностями контртела (рис. 3, б), что описано для обычного трения без тока, например, в работах [5; 6]. Контактные слои в секторе 2 деформируются преимущественно по механизму вязкой жидкости, что детально видно на рис. 3, в. Это должно способствовать достаточно быстрой релаксации напряжений. Существует некоторая переходная зона между этими секторами длиной более 10 мкм (для этих пар трения), где оба рассмотренные механизмы деформации осуществляются одновременно. Следует отметить, что появление расплава в контактной зоне не сопровождается ее свечением. Это значит, что температура зоны контакта меньше 600 °C и природа расплава должна быть установлена.

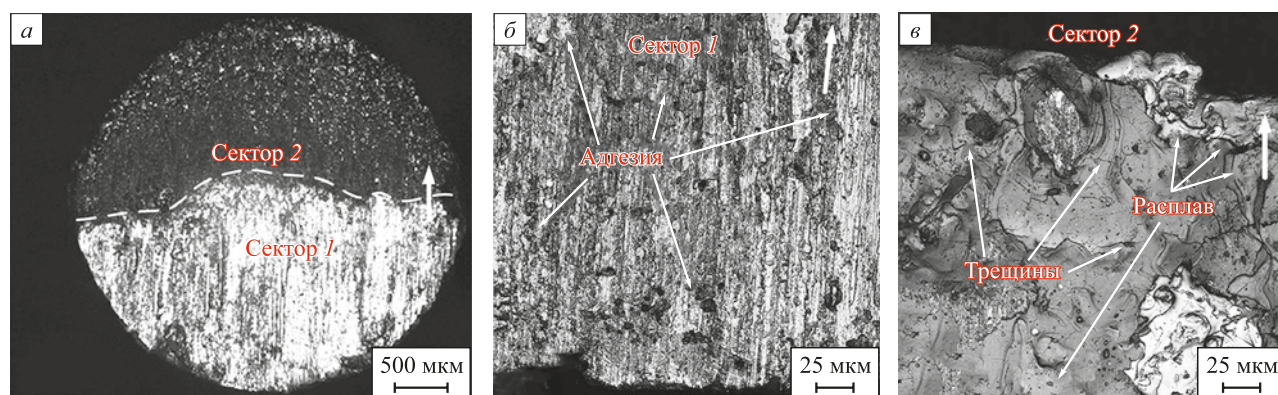


Рис. 3. Номинальная площадь контакта (а) и морфологические изображения изношенных поверхностей образцов стали Ст3 в секторе 1 (б) и в секторе 2 (в) при скольжении при $k = 67$ под током плотностью 300 А/см^2

Fig. 3. Nominal contact area (a) and morphological images of worn surfaces of C235 steel samples in sector 1 (b) and in sector 2 (c) when sliding at $k = 67$ under a current density of 300 A/cm^2

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Выше было отмечено, что морфологические особенности изношенных поверхностей являются одинаковыми и механизмы разрушения контактных поверхностей заметно не различаются. Фазовые составы контактных слоев также являются приблизительно одинаковыми (см. таблицу). Значения тепловой мощности ($f_p v + jU$) внешнего воздействия, соответствующие началу катастрофического изнашивания, приблизительно одинаковы, что можно рассчитать из рис. 2, а, б. Очевидно, что слабое различие этих выходных параметров трибосистемы с токоосъемом не может служить удовлетворительной основой для понимания разницы в скорости разрушения контактного слоя при разных значениях коэффициента трансформации k . Следует отметить, что скольжение без тока в присутствии оксидов [7–10] и в отсутствии оксидов [11–13] в зоне контакта не приводит к появлению расплава на контактных поверхностях. Появления расплава не наблюдалось также при скольжении под током низкой плотности [14–16] или под током высокой плотности [17]. Поверхности контакта сталь/сталь в настоящей работе не содержали признаков расплава при $j > 700 \text{ А/см}^2$ в неподвижном контакте ($v = 0 \text{ м/с}$). Эти сведения и представленные наблюдения (рис. 2 и таблица) позволяют предполагать, что расплав появляется при некоторой скорости скольжения ($v > 0 \text{ м/с}$), при некоторой плотности тока ($j > 0 \text{ А/см}^2$) и при некоторой концентрации FeO ($c_{\text{FeO}} > 0$).

В общем случае, полная плотность тока j_0 (в любом проводящем контуре) и, в частности, полная плотность тока в контакте может быть записана как $j_0 = j_f + j_D$ (где j_f – плотность тока свободных зарядов; j_D – плотность тока смещения (то есть плотность тока связанных зарядов)). Слои переноса содержат диэлектрик (FeO) с ионной поляризацией, здесь связанные заряды – это ионы в кристаллах FeO. Очевидно, что увеличение j_D

должно вызвать увеличение энергий ионов кислорода и железа в FeO кристаллах. Следует учесть, что адгезия и шероховатость в любом сухом контакте всегда задают прерывистый характер скольжения в режиме *stick-slip*. Это приводит к колебанию тока в контакте и к соответствующим импульсам самоиндукции. Обычно ЭДС самоиндукции записывается как $\dot{\epsilon} = -L di/dt$ (где L – индуктивность проводящего контура; i – ток в проводящем контуре). Конструкция узла трения (рис. 1, а) содержит индуктивность L во вторичной обмотке трансформатора, питающего скользящий контакт (где $L \sim n^2$; n – количество витков в обмотке). Появление импульса ЭДС ($\dot{\epsilon}$) в контакте задает напряженность электрического поля E в контакте, поэтому можно приближенно написать $\dot{\epsilon} = -L di/dt \approx |E| h_0$ (где h_0 – некоторый параметр, который может характеризовать градиент электрического поля в контакте, м). Сейчас знание параметра h_0 не имеет значения, так как необходимо показать увеличение E при увеличении L . Усиление импульсов самоиндукции при увеличении L должно вызвать увеличение E , $\partial E/\partial t$ и, соответственно, j_D . Следует отметить, что коэффициент трансформации питающего трансформатора снижается при увеличении L . Кроме того, напряжение в контакте при импульсах самоиндукции может заметно превышать среднее напряжение между контактными поверхностями. Эти импульсные напряжения задают высокие значения E , $\partial E/\partial t$ и соответствующие j_D , способные разрушить кристаллическую решетку FeO и перевести ионы FeO в расплав (рис. 3). Наиболее высокие значения j_D должны быть в окрестности пятен контакта, поэтому расплав должен появляться только в пятнах контакта и их окрестностях и только в момент существования импульса самоиндукции. Очевидно, что увеличение значения j_D за счет увеличения E (в частности, за счет увеличения L) приведет к увеличению энергии импульса самоиндукции, к более высоким нагрузкам в пятнах контакта и к более интенсивному разрушению слоя переноса. Не исклю-

чено, что относительно сильные импульсы самоиндукции, соответствующие большой индуктивности L , вызывают образование относительно больших объемов расплава с низкой вязкостью. Последние два фактора (большой объем расплава и его низкая вязкость) способствуют ускорению разрушения слоя переноса. По этой причине расплав не следует рассматривать как хорошую смазку. Это значит, что увеличение L (то есть снижение k) приводит к более высокой I_h (рис. 2, а, б).

Следует ожидать, что толщина слоя расплава меньше толщины слоя переноса. Присутствие расплава преимущественно в секторе 2 позволяет предположить, что концентрация FeO в этом секторе выше, чем в секторе 1. Это указывает на общую неравномерность распределения FeO в слое переноса. Представленные здесь параметры контакта сталь/сталь соответствуют круглой номинальной площади контакта. Значения этих параметров близки к значениям, соответствующим прямоугольным номинальным площадям контакта [18]. Следует отметить, что расплав может появиться при низкой концентрации оксидов в контактном слое, имеющем два сектора (например, контакты W/Мо или W/сталь [19], а также сталь/сталь, где есть только расплав [20]). Одинаковые морфологические виды и фазовые составы слоев переноса, содержащих более 70 об. % FeO, позволяют ожидать проявления этих особенностей во многих контактах металл/сталь при скольжении под током.

Выводы

В настоящей работе осуществлено сухое скольжение стали Ст3 по закаленной стали 45 под воздействием переменного электрического тока плотностью выше 100 А/см² при изменении коэффициента трансформации питающего трансформатора. Снижение коэффициента трансформации обеспечивалось за счет увеличения индуктивности питающей вторичной обмотки трансформатора.

Снижение коэффициента трансформации вызывало снижение электропроводности контакта, увеличение интенсивности изнашивания и снижение плотности тока, соответствующие началу катастрофического изнашивания.

В зоне скользящего контакта под током образуются слои переноса, которые имеют два морфологически разных сектора на изношенных поверхностях при разных коэффициентах трансформации: один сектор – признаки деформации под воздействием адгезии, другой сектор деформирован с образованием расплава.

Установлено, что слои переноса содержат более 70 об. % FeO.

Предложено объяснение образования расплава: привлеченные в рассмотрение большие токи смещения возникают в результате сильных импульсов самоин-

дукции в контакте, которые воздействуют на ионы FeO и вызывают плавление контакта.

Снижение коэффициента трансформации вызывает высокие импульсы самоиндукции и соответствующие высокие плотности тока смещения. Это задает относительно сильное энергетическое воздействие на контактный слой и его высокий износ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Braunovich M., Myshkin N.K., Konchits V.V. Electrical Contacts. Fundamentals, Applications and Technology. CRC Press; 2007:672.
2. Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Variations in the contact layer structure of low-carbon steel in sliding against a steel counterbody with different nominal contact areas under a high-density electric current. *Russian Physics Journal*. 2023;66(6):605–611.
<https://doi.org/10.1007/s11182-023-02982-5>
3. Waseda Y., Matsubara E., Shinoda K. X-Ray Diffraction Crystallography. Introduction, Examples and Solved Problems. Springer; 2011:322.
4. Mirkin L.I., Otte H.M. Handbook to X-Ray Analysis of Polycrystalline Materials. Springer; 1964:732.
5. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombarov V.S. Friction and Wear Calculation Methods. Pergamon Press; 1982:464.
6. Bowden F.P., Tabor D. Friction: An Introduction to Tribology. R.E. Krieger Publishing Company; 1982:178.
7. Wang S.Q., Wang L., Zhao Y.T., Sun Y., Yang Z.R. Mild-to-severe wear transition and transition region of oxidative wear in steels. *Wear*. 2013;306(1-2):311–320.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.08.017>
8. Kumar N., Gautam G., Gautam R.K., Mohan A., Mohan S. Wear, friction and profilometer studies of insitu AA5052/ZrB₂ composites. *Tribology International*. 2016;97:313–326.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.01.036>
9. Straffelini G., Trabucco D., Molinari A. Oxidative wear of heat-treated steels. *Wear*. 2001;250(1-12):485–491.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00661-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00661-5)
10. Фадин В.В., Колубаев А.В., Алеутдинова М.И. Об износостойкости стальсодержащих композитов в экстремальных условиях трения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(8):621–626.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-8-621-626>
- Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova M.I. On wear resistance of steel-containing composites under extreme friction conditions. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(8): 621–626. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-8-621-626>
11. Kato H., Todaka Y., Umamoto M., Haga M., Sentoku E. Sliding wear behavior of sub-microcrystalline pure iron produced by high-pressure torsion straining. *Wear*. 2015; 336-337:58–68. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2015.04.014>
12. Deng S.Q., Godfrey A., Liu W., Zhang C.L. Microstructural evolution of pure copper subjected to friction sliding deformation at room temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2015;639:448–455.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.017>
13. Bansal D.G., Eryilmaz O.L., Blau P.J. Surface engineering to improve the durability and lubricity of Ti–6Al–4V alloy.

- Wear.* 2011;271(9-10):2006–2015.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.11.021>
14. Zhao H., Feng Yi., Zhou Z., Qian G., Zhang J., Huang X., Zhang X. Effect of electrical current density, apparent contact pressure, and sliding velocity on the electrical sliding wear behavior of Cu–Ti₃AlC₂ composites. *Wear.* 2020;444-445: 203156. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203156>
 15. Kubota Y., Nagasaka S., Miyauchi T., Yamashita C., Kaki-shima H. Sliding wear behavior of copper alloy impreg-nated C/C composites under an electrical current. *Wear.* 2013;302(1-2):1492–1498.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.029>
 16. Dong L., Chen G.X., Zhu M.H., Zhou Z.R. Wear mecha-nism of aluminum–stainless steel composite conductor rail sliding against collector shoe with electric current. *Wear.* 2007;263(1-6):598–603.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.130>
 17. Argibay N., Bares J.A., Keith J.H., Bourne G.R., Sawyer W.G. Copper–beryllium metal fiber brushes in high current den-sity sliding electrical contacts. *Wear.* 2010;268(11-12): 1230–1236. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.01.014>
 18. Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Wear behavior of metals in dry sliding against molybdenum with current collection. *Inor-ganic Materials: Applied Research.* 2020;11(6):1378–1382.
<https://doi.org/10.1134/S2075113320060027>
 19. Aleutdinova M.I., Pochivalov Yu.I., Fadin V.V. Viscous plas-tic flow in contact layers as a method of stress relaxation in dry sliding of steel against steel under electric current. *Mate-rials Letters.* 2022;328:133050.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.133050>
 20. Behtash Amir M.K., Alpas A.T. Effect of electrical current on sliding friction and wear mechanisms in a-C and ta-C amor-phous Carbon coatings. *Wear.* 2025;560-561:205608.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2024.205608>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Марина Ивановна Алеутдинова, к.т.н., научный сотрудник лабо-
 ратории физики упрочнения поверхности, Институт физики проч-
 ности и материаловедения Сибирского отделения РАН
ORCID: 0000-0003-4940-9221
E-mail: aleut@ispms.ru

Виктор Вениаминович Фадин, д.т.н., доцент, старший научный
 сотрудник лаборатории физики упрочнения поверхности, Инсти-
 тут физики прочности и материаловедения Сибирского отделе-
 ния РАН
ORCID: 0000-0002-5028-1002
E-mail: fw@ispms.ru

Marina I. Aleutdinova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the
 Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of the Strength
 Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian
 Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-4940-9221
E-mail: aleut@ispms.ru

Viktor V. Fadin, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof, Senior Researcher of the
 Laboratory of Physics of Surface Hardening, Institute of the Strength
 Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian
 Academy of Sciences
ORCID: 0000-0002-5028-1002
E-mail: fw@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. И. Алеутдинова – разработка оригинального проекта, мето-
 дологии, концептуализация, научное руководство.
В. В. Фадин – написание и редактирование текста, проведение
 исследований.

M. I. Aleutdinova – development of the original project, methodology,
 conceptualization, scientific guidance.
V. V. Fadin – writing and editing the text, conducting research.

Поступила в редакцию 04.03.2025
 После доработки 26.05.2025
 Принята к публикации 10.09.2025

Received 04.03.2025
 Revised 26.05.2025
 Accepted 10.09.2025



УДК 669.539.382:669.17

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-594-597



Краткое сообщение
Short report

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ОТЖИГА

М. В. Попова[✉], А. М. Полунин

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

✉ m.popova@sibsiu.ru

Аннотация. Сплавы специального назначения на основе системы Al–Si–Cu в современных условиях широко используются в различных отраслях промышленности, включая двигателе- и приборостроение. В работе изучено влияние отжига в интервале 100 – 900 °С на микроструктуру, плотность и микротвердость сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu. С помощью сканирующей электронной микроскопии установлено, что с повышением температуры отжига происходят изменение формы частиц эвтектического кремния и их коагуляция. Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа изменение строения эвтектики сопровождается сегрегацией меди в ее отдельных участках. После отжига происходит небольшое уменьшение плотности и микротвердости сплава.

Ключевые слова: специальные сплавы, алюминий, кремний, медь, отжиг, микроструктура, эвтектика, микротвердость, плотность

Для цитирования: Попова М.В., Полунин А.М. Структура и свойства сплавов специального назначения после отжига. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(6):594–597. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-594-597>

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SPECIAL-PURPOSE ALLOYS AFTER ANNEALING

M. V. Popova[✉], A. M. Polunin

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

✉ m.popova@sibsiu.ru

Abstract. Special-purpose alloys based on the Al–Si–Cu system are widely used in various industries, including engine and instrument engineering. The effect of annealing in the range of 100 – 900 °C on microstructure, density, and microhardness of Al – 30 % Si – 50 % Cu alloy was studied. Scanning electron microscopy showed that as the annealing temperature increases, the form of eutectic silicon particles changes and their coagulation occurs. According to the results of microrentgenospectral analysis, change in the eutectic structure is accompanied by segregation of copper in its individual sections. After annealing, there is a slight decrease in density and microhardness of the alloy.

Keywords: special alloys, aluminum, silicon, copper, annealing, microstructure, eutectic, microhardness, density

For citation: Popova M.V., Polunin A.M. Structure and properties of special-purpose alloys after annealing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2025;68(6):594–597. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-594-597>

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы специального назначения на основе системы Al–Si, легированные медью, никелем и другими элементами, все более широко используются в современных отраслях промышленности, в частности, в двигателестроении, приборостроении, электронике и аэрокосмической промышленности [1 – 4]. В различных функциональных узлах приборов эти сплавы зачастую работают в контакте с элементами, изготовленными из

различных сталей или керамики, и поэтому их характеристики должны быть согласованы по величине температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР). Это обеспечивает размерную стабильность приборов и, если необходимо, вакуум-плотные спаи. Помимо регламентированного значения ТКЛР от специальных сплавов требуются хорошая износостойкость и малая плотность, удельные механические свойства таких сплавов находятся на уровне свойств среднеуглеродистых конструкционных сталей [5; 6]. Поскольку

многие изделия приборной техники предназначены для работы в широком диапазоне температур, то свойства специальных сплавов должны быть стабильными вплоть до предельных температур эксплуатации. Для стабилизации свойств сплавы алюминия с кремнием заэвтектического состава легируют тугоплавкими элементами, модифицируют, а также подвергают термической обработке [7 – 9].

Ранее проведенные исследования позволили установить, что низким и стабильным ТКЛР в широком интервале температур обладают сплавы алюминий – кремний заэвтектического состава, легированные медью в количестве, равном или превышающем содержание кремния в сплаве [10].

В связи с этим в настоящей работе изучено влияние изохронного отжига при температурах 100 – 900 °С (время выдержки 11 ч, охлаждение на воздухе) на микроструктуру, плотность и микротвердость сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалами исследования являлись силумины с содержанием кремния 30 %, меди 50 %. Исходным материалом для приготовления сплавов являлись алюминий марки А7, кремний марки Кр0 и медь марки М1.

Алюминий марки А7 расплавляли и добавляли последовательно кремний и медь в количестве 30 и 50 % соответственно. После полного растворения легирующих элементов расплав подвергали обработке влажным доломитом мелкой фракции, температура обработки составляла 880 °С. После выстаивания расплава проводили заливку с температуры 1100 °С в холодный алюминиевый кокиль.

Термическую обработку при температурах 100, 250 и 350 °С проводили в электрических шкафах сопротивления СНОЛ – 3,5.3.5.3.5/3,5 – И2М с рабочим пространством 350×350×350 мм и разбегом температуры в рабочем пространстве ±5 °С. Термическую обработку при более высоких температурах от 500 до 900 °С проводили в электрических печах сопротивления СНОЛ – 1,6.2.5.1/9 – И3 с рабочим пространством 160×250×100 мм и разбегом температуры в рабочем интервале испытания ±5 °С.

Структурный анализ образцов из сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu был проведен с помощью микроскопа KYKY EM6900 Std SEM (лаборатория Электронной микроскопии и обработки изображений СибГИУ) в режиме вторичных и обратно рассеянных электронов (SE + BSE) при ускоряющем напряжении $HV = 25 \div 30$ кВ, рабочем расстоянии $WD = 15 \div 18$ мм; увеличение изменяли от 200 до 1000 крат. Для оценки характера распределения элементов между структурными составляющими был проведен микроанализ (МРСА) с использованием модуля энергодисперсионной спектроскопии (EDS).

Плотность определяли методом гидростатического взвешивания с помощью аналитических весов WA-21 с точностью до 0,0001 г. Микротвердость измеряли на цифровом микротвердомере модели HVS-1000 при нагрузке 0,245 Н (25 гс).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

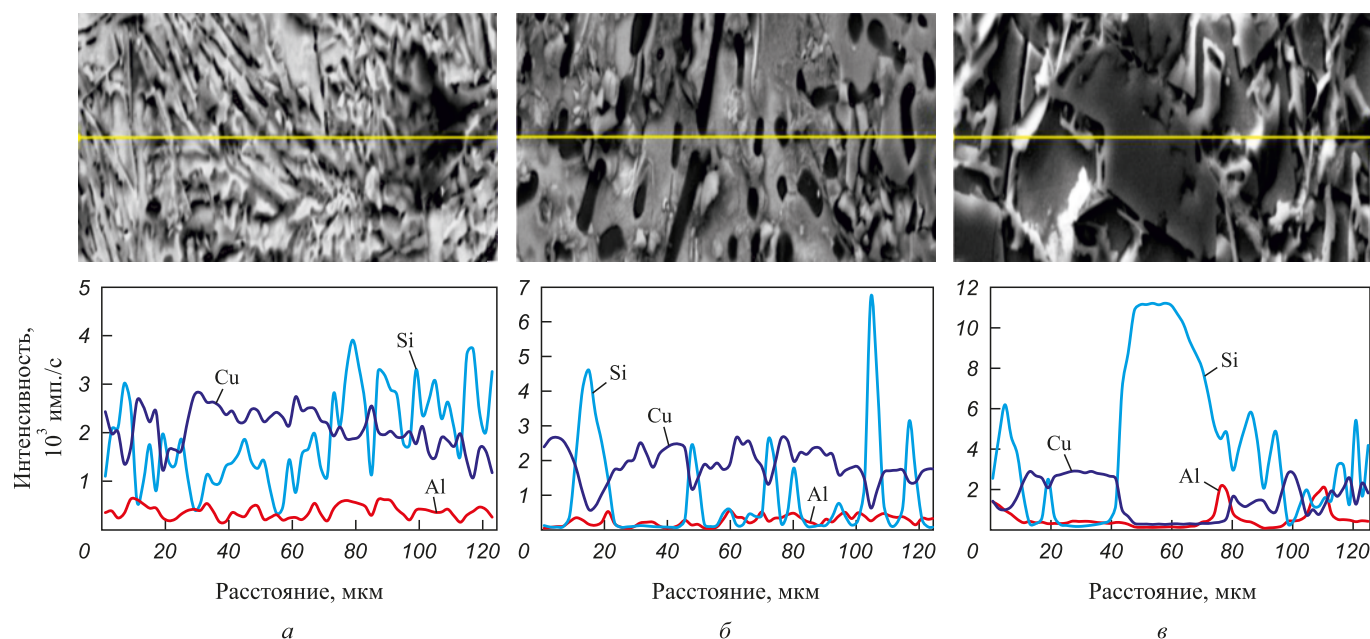
Методы сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) нашли широкое применение в решении конкретных научных и технологических задач вследствие их высокой информативности и достоверности получаемых результатов исследования [2 – 5]. Благодаря большой глубине резкости СЭМ позволяет детально изучить строение гетерофазных сплавов с ярко выраженным микрорельефом поверхности шлифа при больших увеличениях, и, что особенно важно, – строение эвтектики (см. рисунок).

Изучение микроструктуры высоколегированного сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu при различных увеличениях позволило установить, что в ее формировании ведущую роль играют кристаллы первичного кремния (КПК), имеющие пластинчатую форму. В областях между КПК располагаются участки тройной эвтектики ($\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2$) мелкоигольчатого строения, образованием которой завершается кристаллизация сплава. Дополнительно было проведено картирование по площади шлифа для определения элементного состава структурных составляющих. По результатам картирования установлено, что кремний преимущественно располагается в КПК и его небольшая часть содержится в эвтектике. Большое количество меди находится именно в эвтектике тройного сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu. Алюминий также равномерно распределен по эвтектике. Небольшое увеличение концентрации железа можно наблюдать в эвтектике в виде фаз игольчатой формы.

Как показал МРСА в различных точках эвтектики, а также при сканировании вдоль линии (см. рисунок, а), преобладающим элементом в составе эвтектики является медь (57 – 80 %), содержание кремния не превышает 35 %, алюминия – 8 – 13 %. Наиболее высокое содержание меди – в темных участках (80 %), наименьшее – в игольчатых кристаллах размерами до 1 мкм (57 %). Темные области соответствуют местонахождению интерметаллидов равновесного (CuAl_2) и неравновесного (Cu_4Al_9 и CuAl) составов.

В работе установлено, что отличительной особенностью высокомедистого сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu является его высокая температурная стойкость, вследствие которой возможно проведение длительного отжига не только в интервале 400 – 500 °С (как для двойных силуминов), но и при 700 – 900 °С.

Электронно-микроскопический анализ показал, что длительный отжиг при температуре 710 °С приводит к изменению строения эвтектики с тонкоигольчатого на мелкодисперсное, частицы эвтектического кремния



Микроструктура сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu (1000 \times) и диаграмма распределения химических элементов (сканирование вдоль линии):
а – в исходном состоянии; б и в – после отжига при 710 и 900 $^{\circ}$ C

Al – 30 % Si – 50 % Cu alloy microstructure (1000 \times) and chemical elements distribution diagram (scanning along the line):
а – in initial state; б and в – after annealing at 710 and 900 $^{\circ}$ C

приобретают округлую форму (см. рисунок, б). Топографический контраст подчеркивает рельеф поверхности образца. Темные округлые кристаллы – это кремний, в остальном объеме эвтектики преимущественно находятся медь (53 – 68 %) и алюминий (8 – 18 %).

После высокотемпературного отжига при 900 $^{\circ}$ C в эвтектике формируются довольно крупные кристаллы кремния (до 10 мкм) с четкими гранями (см. рисунок, в). Между кристаллами в светлой зоне сегрегирует медь (до 75 %) и определяется до 17 – 20 % алюминия. В некоторых участках содержатся все легирующие элементы, что подтверждает наличие тройной эвтектики (α + Si + CuAl₂).

Было изучено влияние температуры отжига на плотность (ρ) и микротвердость (μ) сплава Al – 30 % Si –

– 50 % Cu (см. таблицу). Микротвердость измеряли по эвтектике, усредняя результаты не менее четырех измерений.

Из полученных данных следует, что с повышением температуры отжига сплава происходит уменьшение его плотности и микротвердости. Так, если плотность и микротвердость исходного сплава составляют 4,4113 г/см³ и 413,6 HV соответственно, то после отжига при 900 $^{\circ}$ C плотность уменьшается до 4,2067 г/см³, микротвердость – до 345,5 HV. Небольшое уменьшение плотности (не более 5 %) можно объяснить увеличением растворимости водорода, поглощенного сплавом из атмосферы печи, а также увеличением скорости диффузионных процессов. Уменьшение микротвердости (не более 16 %) связано с коагуляцией эвтектического кремния и увеличением неоднородности распределения легирующих элементов.

Влияние температуры отжига на плотность и микротвердость высокомедистого силумина

Effect of annealing temperature on density and microhardness of high-copper silumin

Температура отжига, $^{\circ}$ C	ρ , г/см ³	Погрешность $\Delta\rho \cdot 10^{-5}$	μ , HV
исходный	4,4113	4,3332	413,6
100	4,3594	4,3332	341,0
250	4,3270	4,2620	386,0
560	4,3182	4,2427	354,6
710	4,2152	4,0210	408,5
900	4,2067	4,0030	345,5

Выводы

Отличительной особенностью высокомедистого сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu является его высокая термическая стойкость, вследствие которой возможно проведение длительного отжига в интервале 700 – 900 $^{\circ}$ C, что неприемлемо для двойных силуминов.

Электронно-микроскопический анализ позволил установить, что с повышением температуры отжига высоколегированного сплава Al – 30 % Si – 50 % Cu происходят изменение формы частиц эвтектического кремния и их коагуляция, которая сопровождается изменением характера распределения меди и ее сегре-

гацией в отдельных участках эвтектики. После отжига при 710 и 900 °С процессы восходящей диффузии приводят к усилению гетерогенизации сплава. Кроме того, с повышением температуры отжига сплава происходит небольшое уменьшение его плотности и микротвердости, что также объясняется увеличением скорости диффузионных процессов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kasprzak W., Sahoo M., Sokolowski J., Yamagata H., Kurita H. The effect of the melt temperature and the cooling rate on the microstructure of the Al–20% Si alloy used for monolithic engine blocks. *International Journal of Metalcasting*. 2009;3(3):55–71. <https://doi.org/10.1007/BF03355453>
2. Javidani M., Larouche D. Application of cast Al–Si alloys in internal combustion engine components. *International Materials Reviews*. 2014;59(3):132–158. <https://doi.org/10.1179/1743280413Y.0000000027>
3. Afanas'ev V.K., Popova M.V., Malyukh M.A. Special features of structure formation and properties of special high-alloy alloys of the Al – Si – Cu system. *Metal Science and Heat Treatment*. 2023;64(11–12):655–661. <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00867-5>
4. Chen Y., Hu Z., Xu Y., Wang J., Schützendübe P., Huang Y., Liu Y., Wang Z. Microstructure evolution and interface structure of Al–40 wt% Si composites produced by high-energy ball milling. *Journal of Materials Science and Technology*. 2019;35(4):512–519. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.10.005>
5. Vijeesh V., Prabhu K.N. Review of microstructure evolution in hypereutectic Al–Si alloys and its effect on wear properties. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2014;67(1):1–18. <https://doi.org/10.1007/s12666-013-0327-x>
6. Xu Y., Deng Y., Casari D., Mathiesen R.H., Liu X., Li Y. Revealing the nucleation kinetics of primary Si particles in hypereutectic Al–Si alloys under the influence of P inoculation. *Journal of Materials Science*. 2020;55:15621–15635. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05095-3>
7. Гусакова О.В., Гусакова С.В., Шепелевич В.Г. Влияние скорости охлаждения расплава на микроструктуру сплава Al–Si, легированного Mg, Mn, Fe, Ni и Cu. *Физика металлов и материаловедение*. 2022;123(5):533–540. Gusakova O.V., Gusakova S.V., Shepelevich V.G. Melt cooling rate effect on the microstructure of Al–Si alloy doped with Mg, Mn, Fe, Ni, and Cu. *Physics of Metals and Metallography*. 2022;123(5):500–506. <https://doi.org/10.1134/S0031918X22050039>
8. Li Q., Xia T., Lan Y., Li P., Fan L. Effects of rare earth Er addition on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–20% Si alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;588:97–102. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.017>
9. Zhu X.W., Wang R.C., Peng J. Expansion behavior and microstructures of hypereutectic Al–Si alloys subjected to thermal cycling. *Advanced Materials Research*. 2014;937:145–149. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.937.145>
10. Попова М.В., Малюх М.А. Тепловое расширение алюминиевых сплавов специального назначения после обработки расплава и термообработки. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024;21(2):239–245. <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.012>

Popova M.V., Malyukh M.A. Thermal expansion special purposes aluminum alloys after melt treatment and heat treatment. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*. 2024;21(2):239–245. (In Russ.). <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.012>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Марина Владимировна Попова, д.т.н., доцент, профессор кафедры «Обработка металлов давлением и материаловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-8010-9134

E-mail: m.popova@sibsiu.ru

Александр Михайлович Полунин, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением и материаловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: alekandr2025@mail.ru

Marina V. Popova, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Prof. of the Chair of Metal Forming and Materials Science. EVRAZ ZSMK, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-8010-9134

E-mail: m.popova@sibsiu.ru

Aleksandr M. Polunin, Postgraduate of the Chair of Metal Forming and Materials Science. EVRAZ ZSMK, Siberian State Industrial University

E-mail: alekandr2025@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. В. Попова – научное руководство, формирование основной концепции, частичное написание текста статьи, формулирование выводов.

А. М. Полунин – выполнение экспериментальной части работы, частичное написание текста статьи.

M. V. Popova – scientific guidance, conceptualization, writing the text, formulation of conclusions.

A. M. Polunin – performing the experiments, writing the text.

Поступила в редакцию 05.05.2025

После доработки 01.09.2025

Принята к публикации 10.09.2025

Received 05.05.2025

Revised 01.09.2025

Accepted 10.09.2025



УДК 539.213:539.211:538.97:621.373.826:620.178.153.2

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-598-606



Оригинальная статья

Original article

ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА

 $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$ ЭКСИМЕРНЫМ ЛАЗЕРОМИ. Е. Пермякова¹, А. А. Иванов², И. Н. Лукина¹,М. В. Костина¹, Е. В. Дюжева-Мальцева¹¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119334, Москва, Ленинский проспект, 49)² Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (Россия, 115409, Москва, Каширское шоссе, 31)

✉ inga_perm@mail.ru

Аннотация. При изготовлении лент аморфных сплавов (АС) методом сверхбыстрого одновалкового спиннингования существует проблема различия качества их поверхностей. На стороне лент, прилегающей к закалочному барабану, возникают структурные неоднородности, которые могут нарушать изотропию свойств. В связи с этим существует потребность в разработке перспективной технологии поверхностного модифицирования АС, которая позволит не только устранять шероховатости, но и контролируемо управлять структурой по глубине ленты, а также селективно обрабатывать отдельные ее участки для повышения механических, магнитных и каталитических характеристик. Применение короткоимпульсных лазерных установок имеет большой потенциал для реализации этих целей. В работе с привлечением профилометрии, инденитрования, оптической и просвечивающей электронной микроскопии комплексно изучено влияние воздействия эксимерного ультрафиолетового лазера, работающего в нанометровом диапазоне длин волн на структурную эволюцию, механическое поведение и морфологические видоизменения поверхности АС $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$ при варьировании числа импульсов и их частоты. Показано, что лазерное облучение контактной, матовой стороны исследуемой ленты АС по подобранному режиму (100 импульсов, $f = 20$ Гц, $E = 150$ мДж, $W = 0,6$ Дж/см²) эффективно воздействует на рельеф поверхности, сглаживает производственные неровности (поры, газовые строчки, царапины и т. д.). Кроме того, установлены параметры лазерной обработки, способствующие размягчению структуры АС, а значит улучшению обрабатываемости для возможного формования, а также режим перевода АС в аморфно-нанокристаллическое состояние с повышенной твердостью и сохранением способности к пластическому сдвигу.

Ключевые слова: аморфный сплав, лазерное облучение, поверхность, твердость, структура, аморфно-нанокристаллическое состояние, нанокристалл, упрочнение, размягчение

Благодарности: Работа выполнена в рамках Государственного задания № 075-00319-25-00.

Для цитирования: Пермякова И.Е., Иванов А.А., Лукина И.Н., Костина М.В., Дюжева-Мальцева Е.В. Инженерия поверхности аморфного сплава $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$ эксимерным лазером. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):598–606.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-598-606>

SURFACE ENGINEERING

OF $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$ AMORPHOUS ALLOY BY EXCIMER LASERI. E. Permyakova¹, A. A. Ivanov², I. N. Lukina¹,M. V. Kostina¹, E. V. Dyuzheva-Maltseva¹¹ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119334, Russian Federation)² National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute) (31 Kashirskoe Route, Moscow 115409, Russian Federation)

✉ inga_perm@mail.ru

Abstract. The problem of differences in surface quality exists in the production of amorphous alloy (AA) ribbons by ultra-fast single-roll melt spinning. Structural inhomogeneities that can disrupt the isotropy of properties occur on the side of the ribbons adjacent to the quenching drum. In this regard, there is a need to develop a promising surface modification technology of AA which will not only eliminate roughness, but also controllably manage the structure along the ribbon depth, as well as selective processing of its individual sections to improve mechanical, magnetic and catalytic characteristics. Application of short-pulse laser systems has great potential for achieving these goals. In this research work, the effect of an excimer

ultraviolet laser operating in nanometer wavelength range on the structural evolution, mechanical behavior and morphological changes of the surface of Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} AA with varying the pulse number and their frequency were comprehensively studied using profilometry, indentation, optical and transmission electron microscopy methods. It is shown that laser irradiation of the contact matte side of the studied AA ribbon according to the selected mode (100 pulses, $f = 20$ Hz, $E = 150$ mJ, $W = 0.6$ J/cm²) effectively acts upon the surface relief and smoothes out production irregularities (pores, gas lines, scratches, etc.). In addition, the laser processing parameters are established that contribute to the AA structure softening, and therefore improve workability for possible forming, as well as the mode of transfer AA to an amorphous-nanocrystalline state with increased hardness and preservation of the ability to flow shear.

Keywords: amorphous alloy, laser irradiation, surface, hardness, structure, amorphous-nanocrystalline state, nanocrystal, hardening, softening

Acknowledgements: The work was supported by the State Assignment No. 075-00319-25-00.

For citation: Permyakova I.E., Ivanov A.A., Lukina I.N., Kostina M.V., Dyuzheva-Maltseva E.V. Surface engineering of Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} amorphous alloy by excimer laser. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):598–606. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-598-606>

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные сплавы (АС) – это сильно переохлажденные материалы, характеризующиеся температурой стеклования, ниже которой преобладает энергетически нестабильное некристаллическое состояние [1; 2]. Эта структурная особенность обеспечивает сочетание вязкости с превосходной прочностью, твердостью и пределом упругости до 2 % из-за отсутствия дальнего порядка [3 – 5]. Кроме того, помимо превосходных механических характеристик, ряд АС имеют высокий уровень магнитных свойств, коррозионную стойкость, биосовместимость, что делает их привлекательными для различных применений [6 – 9]. Существующие методы изготовления АС, такие как литье в медную изложницу и спиннингование, эффективны для сохранения стеклообразного состояния, но сталкиваются со значительными ограничениями в отношении масштабируемости АС, их критических размеров и геометрической сложности. Кроме того, АС – труднообрабатываемый материал, имеющий узкий диапазон термической стабильности и хрупкость при повышенных температурах [10; 11]. Все эти проблемы побуждают исследователей к поиску более передовых производственных технологий создания и обработки АС для расширения их инженерных применений. В последние годы интерес ученых сконцентрирован на фундаментальном изучении структурной модификации, фазообразования и отклика свойств в АС под действием лазерного излучения [12 – 14]. Внедрение селективной лазерной плавки со сверхбыстрой скоростью охлаждения – весьма многообещающий метод для изготовления объемных АС [15 – 18]. Лазерно-индуцированное периодическое структурирование поверхности АС позволяет:

- окрашивать их в разные цвета путем создания оксидных пленок разной толщины [19];
- варьировать гидрофобное/фильное поведение в тестах на смачивание [20];
- управлять доменной структурой и магнитным поведением [21];
- снижать трение и износ в трибологических приложениях [22];

– изготавливать точные дифракционные решетки для сенсорных устройств и т. д. [23].

Поверхностная функционализация АС потенциально может расширить сферу их применения или добавить новые функции к изделиям из АС.

Импульсная лазерная обработка имеет преимущества высокой пиковой мощности и плотности энергии, контролируемого теплового эффекта, быстрого нагрева и охлаждения, высокой точности, малой деформации в материале по сравнению с непрерывными лазерами [14; 24]. Длительность импульса определяет степень тепловой диффузии, которая имеет важное значение в наносекундных лазерах в отличие от фемтосекундных, вызывающих релаксацию фононов [25; 26]. Наносекундная лазерная обработка с большими зонами воздействия и большей глубиной проникновения позволяет настроить магнитное поведение АС, модифицировать механические свойства АС, изменяя микроструктуру их поверхности [27 – 30]. Однако существует ряд вопросов, которые остро стоят, например:

– каким образом при отсутствии глубокого понимания механизмов взаимодействия короткоимпульсного лазерного излучения с АС найти наиболее точно описывающие их физические модели;

– можно ли получить лучшие свойства материала с помощью градиентных композитных аморфно-кристаллических структур за счет импульсной лазерной обработки;

– как контролируемо и эффективно проектировать структуру АС и какие оптимальные параметры лазера выбирать.

В настоящее время проводится много экспериментов по импульсной лазерной обработке объемных АС на основе циркония, титана и меди. Что касается быстрозакаленных аморфных лент на основе железа, то данных по этому тематическому направлению мало, они разрознены и требуют дальнейших поисковых исследований. Следует акцентировать, что АС на основе железа заслуживают пристального внимания из-за их дешевого сырья, выдающихся механических и магнитомягких характеристик и превосходной каталитической активности. Оптимизация процесса по совершенствованию функциональных свойств

и управлению их структурой за счет лазерного облучения является актуальной задачей.

Цель настоящей работы – изучить влияние воздействия эксимерного ультрафиолетового лазера, работающего в нанометровом диапазоне длин волн на структурно-фазовые превращения, механический отклик и морфологические видоизменения поверхности АС системы Fe–Ni–B при варьировании числа импульсов и их частоты.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектом исследования выбран быстрозакаленный АС $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$, полученный методом спиннингования в виде ленты шириной 10 мм и толщиной 25 мкм.

Облучение опытных образцов АС проводилось эксимерным ультрафиолетовым (УФ) KrF лазером серии CL-7100 (Оптосистемы, Россия) с длиной волны $\lambda = 248$ нм и длительностью импульса $\tau = 20$ нс. Лазерное воздействие при варьировании частоты следования f от 2 до 50 Гц осуществлялось через круговую диафрагму площадью $S = 7$ мм² по двум режимам: при 100 импульсах и при 500 импульсах. В обоих случаях энергия импульса E составляла 150 мДж, плотность энергии $W = 0,6$ Дж/см². Облучению подвергалась контактная, матовая сторона ленты АС, т. е. прилегающая в процессе ее получения к закалочному медному барабану.

Твердость H_{IT} определялась с помощью динамического ультрамикротвердомера DUN-211S (Shimadzu, Япония). Индентирование осуществлялось по стандарту ISO 14577 с использованием алмазного наконечника Виккерса при нагрузке 10 мН в режиме «нагружение–разгружение» со скоростью 70 мН/с.

Структурные исследования АС проводились с привлечением просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на установке JEM 2100 (JEOL, Япония).

Морфологические особенности облученных зон на поверхности АС изучались с помощью инвертирован-

ного металлографического микроскопа GX51 (Olympus, Япония). Оценка шероховатости проводилась в соответствии с ГОСТ 2789–73 по данным профилометра NewView 7300 (Zygo, США).

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлен внешний вид ленты исследованного АС с двух сторон в исходном состоянии. В отличие от неконтактной стороны с зеркальной поверхностью (рис. 1, а), контактная сторона характеризуется наличием протяженных неровностей: ямок, каверн, газовых строчек, вытянутых вдоль оси ленты (рис. 1, б). Формирование такого микрорельефа связано с взаимодействием лужицы расплава с приграничным газовым слоем на неидеально ровной поверхности закалочного барабана [31]. Дефекты, создавая внутренние напряжения, оказывают негативное влияние на отклик магнитных свойств АС [32–34]. В контексте этого, актуальными задачами являются разработка технологии лазерного модифицирования и подбор эффективного режима сглаживания шероховатой поверхности лент АС, улучшение ее износостойкости при сохранении аморфного состояния.

После воздействия эксимерного УФ лазера по первому режиму облучения изучены особенности видоизменения поверхности АС (рис. 2).

Выявлено, что лазерная обработка способствует устранению шероховатости контактной стороны ленты. Однако при 2 Гц процесс проходит неравномерно. В центре круговой зоны лазерного воздействия отмечено качественное «залечивание» неровностей (рис. 2, а), но при приближении к краю часто встречаются крупные рельефные дефекты, которые остаются индифферентны к лазерному излучению (рис. 2, б).

Частотный диапазон $f = 10 - 50$ Гц способствует более равномерному лазерному ударному воздействию по всей площади зоны облучения (рис. 2, в – д), но

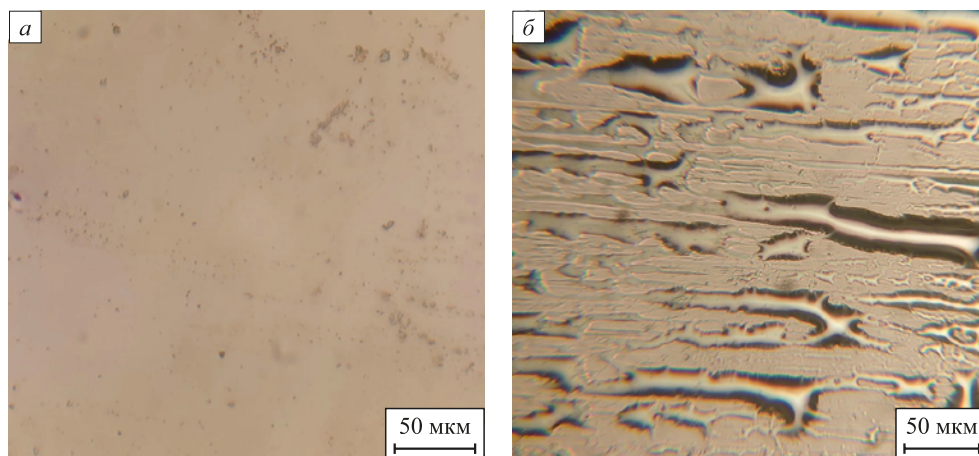


Рис. 1. Морфология неконтактной (а) и контактной (б) сторон ленты АС $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$ до облучения

Fig. 1. Morphology of non-contact (a) and contact (b) sides of the ribbon of $\text{Fe}_{53,3}\text{Ni}_{26,5}\text{B}_{20,2}$ amorphous alloy before irradiation

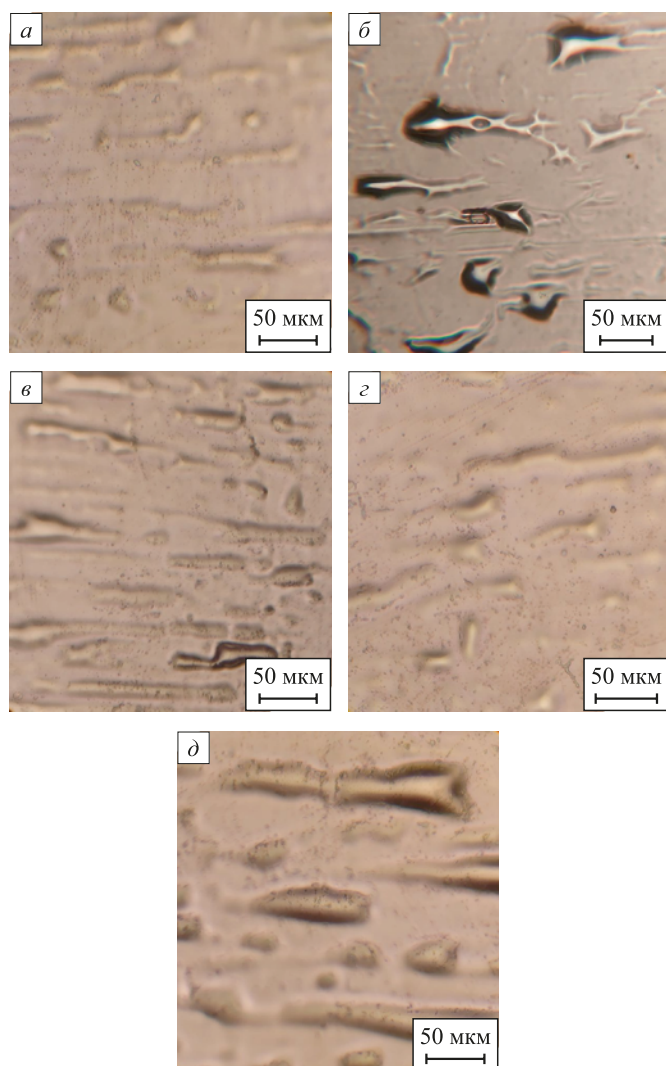


Рис. 2. Морфология облученной поверхности АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} при 100 импульсах в зависимости от изменения частоты их следования:
а – 2 Гц (центр зоны облучения); б – 2 Гц (край зоны);
в – 10 Гц; г – 20 Гц; д – 50 Гц

Fig. 2. Dependence of morphology of irradiated surface of Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} amorphous alloy at 100 pulses on the pulse frequency:
а – 2 Hz (center of irradiation zone), б – 2 Hz (edge of irradiation zone);
в – 10 Hz, г – 20 Hz, д – 50 Hz

проработка по высоте неровностей R_z разная. На рис. 3 приведены результаты профилометрии исследуемой ленты как в исходном состоянии, так и в зонах лазерного воздействия, представленных на рис. 1, 2. Сканирование рельефа поверхности осуществлялось поперек оси ленты.

Видно, что наилучший результат сглаживания и схлопывание, в том числе объемных скоплений из газовых строчек, соответствует частоте следования импульсов $f=20$ Гц (рис. 2, г и кривая б на рис. 3).

В таблице отражены расчетные данные оценки рельефа поверхности. Они подтверждают, что частота 20 Гц оптимальна для лазерной модификации с целью выравнивания контактной стороны ленты и приближе-

ния ее по качеству к идеально гладкой неконтактной стороне, имеющей наиболее высокий 13 класс шероховатости.

Далее было проведено изучение механического отклика материала – оценка твердости АС в результате лазерного облучения. При 100 импульсах, по мере увеличения их частоты, наблюдается размягчение материала (рис. 4, кривая 1). При $f=20$ Гц твердость H_{IT} снижается на 35 % относительно исходного значения ($H_{IT0}=6$ ГПа), соответствующего необработанному материалу. При $f=50$ Гц величина H_{IT} незначительно увеличивается до 5,4 ГПа.

После лазерной обработки при 500 импульсах зависимость $H_{IT}(f)$ имеет более сложный характер, который

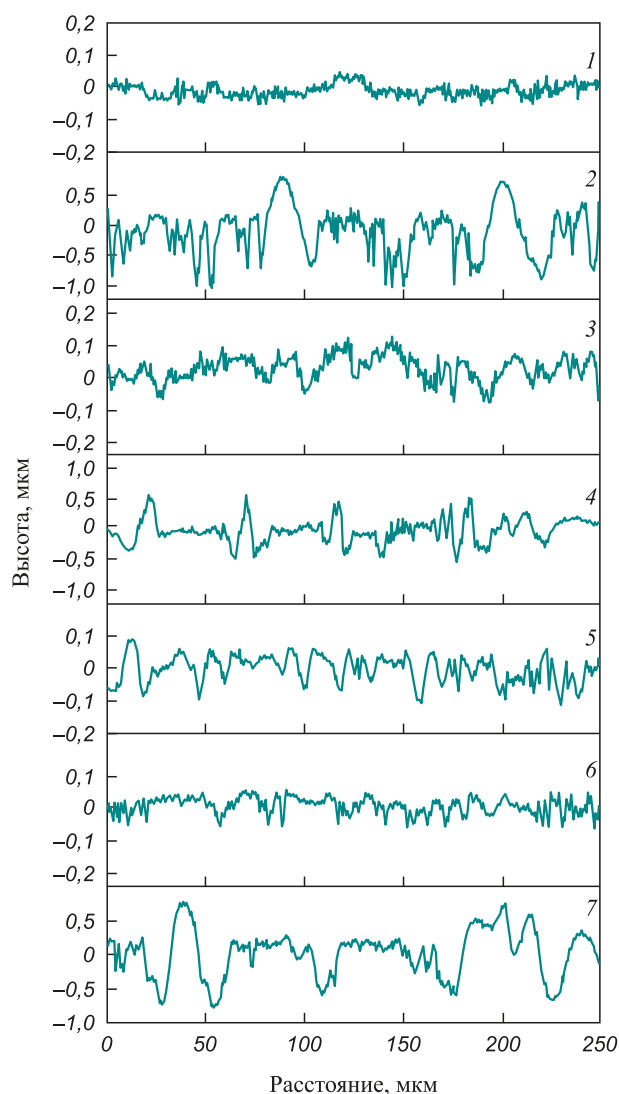


Рис. 3. Профилограммы поверхности ленты АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} до и после лазерного облучения:

1 и 2 – неконтактная и контактная стороны (без обработки);
3 – 2 Гц (центр); 4 – 2 Гц (край); 5 – 10 Гц; 6 – 20 Гц; 7 – 50 Гц

Fig. 3. Surface profilograms of the ribbon of Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} amorphous alloy before and after laser irradiation:

1 and 2 – non-contact and contact sides (without treatment);
3 – 2 Hz (center); 4 – 2 Hz (edge); 5 – 10 Hz; 6 – 20 Hz; 7 – 50 Hz

Параметры профилометрии поверхности АС Fe_{53,3}Ni_{26,5}B_{20,2} до и после лазерного облучения 100 импульсами, $E = 150$ мДж, $W = 0,6$ Дж/см² при варьировании частоты, I и II – неконтактная и контактная стороны ленты

Surface profilometry parameters of Fe_{53,3}Ni_{26,5}B_{20,2} amorphous alloy before and after laser irradiation at 100 pulses, $E = 150$ mJ, $W = 0.6$ J/cm² and varying frequency, I and II – non-contact and contact sides of the ribbon

Характеристика поверхности	До облучения		После облучения				
	I	II	f , Гц				
			2		10	20	50
			центр	край			
Высота неровностей R_z , мкм	0,08	1,60	0,19	1,00	0,39	0,10	0,78
Класс шероховатости	13	9	12	9	11	13	10

выражен в наличии двух максимумов при 2 и 20 Гц (рис. 4, кривая 2). При достижении $f = 50$ Гц обнаружено разупрочнение, т. е. твердость уменьшается до 5,8 ГПа и приближается к значению H_{IT} , соответствующему облучению 100 импульсами при той же частоте.

Таким образом, можно заключить, что обработка эксимерным лазером по режиму 100 импульсов, $f = 20$ Гц, $E = 150$ мДж, $W = 0,6$ Дж/см² является эффективным способом улучшения пластичности АС. Рассмотрим механизм, приводящий к снижению твердости в случае поведения кривой I на рис. 4. Во время процесса облучения лазерные импульсы высокой плотности энергии и короткой длительности распространяются от поверхности вглубь материала, генерируя сильную ударную волну [12; 13]. Когда пиковое давление ударной волны превышает предел текучести, АС подвергается пластической деформации, и внутри ленты облегчается образование зоны остаточного напряжения с полосами

сдвига и свободным объемом, что приводит к улучшению пластичности АС [14].

В свою очередь, облучение в режиме 500 импульсов (кривая 2 на рис. 4), $E = 150$ мДж, $W = 0,6$ Дж/см² при $f = 2$ Гц, способствует оптимальному упрочнению АС в пределах аморфного состояния, а при $f = 20$ Гц – наибольшему упрочнению в пределах аморфно-нанокристаллического состояния, что подтверждается данными ПЭМ-исследований.

На рис. 5, 6 представлены ПЭМ-изображения, демонстрирующие эволюцию структуры изученного АС при изменении числа импульсов и их частоты.

Видно, что при первом режиме лазерной обработки (100 импульсов) аморфность сохраняется в диапазоне частот $f = 2 - 20$ Гц (рис. 5, а – з). На микроэлектроннограммах вокруг неотклоненного пучка электронов присутствуют два размытых гало от аморфной фазы, а на ПЭМ-снимках – типовой контраст «соль–перец» имеющий абсорбционную природу, который практически не изменяется при смене светлопольного на темнопольное изображение. Однако при достижении $f = 20$ Гц наблюдается некоторое нарушение однородности контраста аморфной структуры, предшествующее кристаллизации (рис. 5, в), и уширение гало. Аморфное состояние локально перестраивается таким образом, что в нем облегчаются процессы пластической деформации. Это, в свою очередь, выражается спадом структурно-чувствительной характеристики H_{IT} . При данной частоте лазерного воздействия происходит перегруппировка и коалесценция свободного объема, облегчая формирование и распространение полос сдвига.

При $f = 50$ Гц в аморфной матрице выделяются нанокристаллы α -Fe с ОЦК-решеткой, γ -Fe с ГЦК-решеткой, объемная доля которых составляет 40 % (рис. 5, д). Размер нанокристаллов лежит в диапазоне 20 – 70 нм. Наличие двух фаз (аморфной и нанокристаллической) приводит к росту твердости материала.

Для второго режима облучения АС (500 импульсов) переход от аморфного (рис. 6, а) к аморфно-нанокристаллическому состоянию происходит при меньших

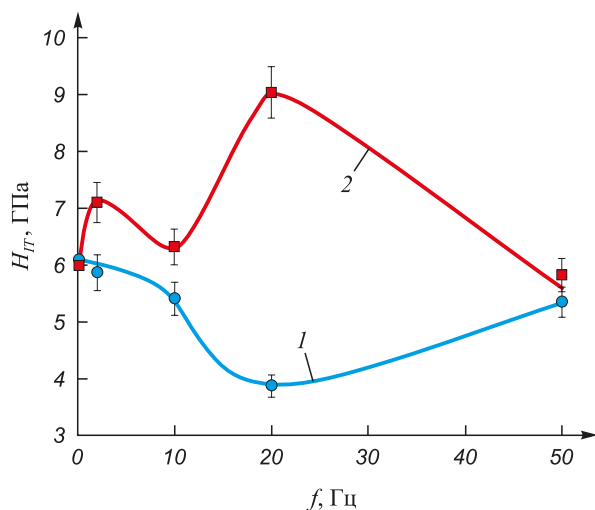


Рис. 4. Зависимость твердости АС Fe_{53,3}Ni_{26,5}B_{20,2} от частоты лазера: I – 100 импульсов; 2 – 500 импульсов

Fig. 4. Laser frequency dependence of hardness of Fe_{53,3}Ni_{26,5}B_{20,2} amorphous alloy: I – 100 pulses; 2 – 500 pulses

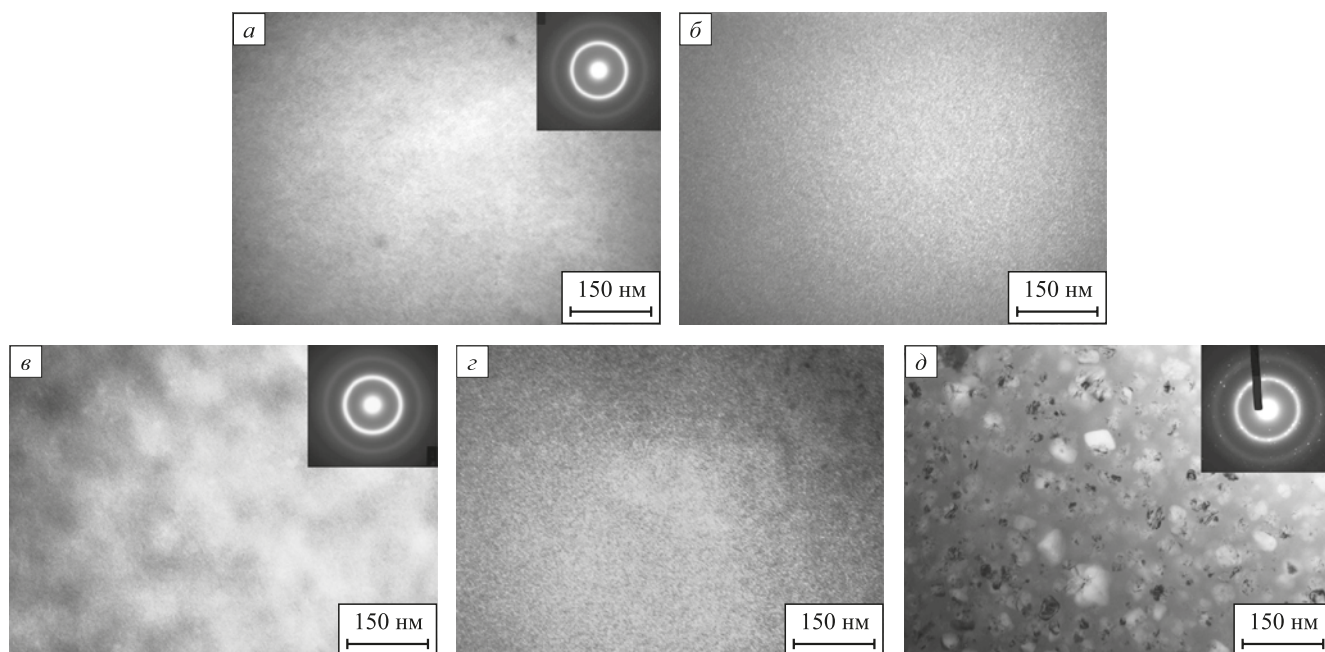


Рис. 5. ПЭМ-изображения и микроэлектроннограммы структуры АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} после лазерной обработки 100 импульсами:
а – 2 Гц, светлое поле; б – 2 Гц, темное поле;
в – 20 Гц, светлое поле; г – 20 Гц, темное поле; д – 50 Гц, светлое поле

Fig. 5. TEM images and the corresponding selected area electron diffraction patterns of Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} amorphous alloy structure after laser treatment at 100 pulses:
а – 2 Hz, bright-field image; б – 2 Hz, dark-field image;
в – 20 Hz, bright-field image; г – 20 Hz, dark-field image; д – 50 Hz, bright-field image

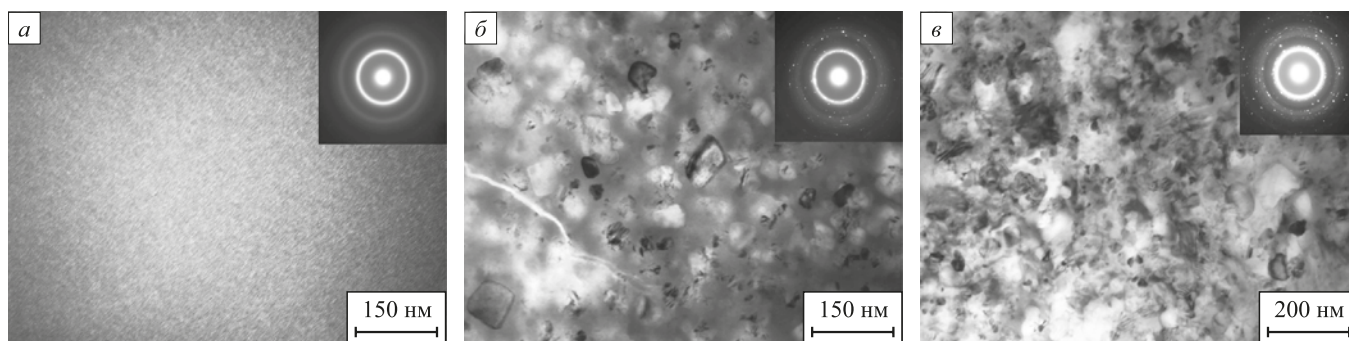


Рис. 6. ПЭМ-изображения и микроэлектроннограммы структуры АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} после лазерной обработки 500 импульсами:
а – 2 Гц, темное поле; б – 20 Гц, светлое поле; в – 50 Гц, светлое поле

Fig. 6. TEM images and the corresponding selected area electron diffraction patterns of Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} amorphous alloy structure after laser treatment at 500 pulses:
а – 2 Hz, dark-field image; б – 20 Hz, bright-field image; в – 50 Hz, bright-field image

частотах, т. е. при $f = 20$ Гц (рис. 6, б). Присутствие двух структурных составляющих наряду с высокой твердостью обеспечивает реализацию пластического сдвига – на рис. 6, б видно распространение полос сдвига (их огибание, ветвление и торможение на нанокристаллах).

Увеличение частоты следования лазерных импульсов до 50 Гц стимулирует процесс кристаллизации в АС. Наряду с выделением кристаллических фаз α , γ -(Fe,Ni) и эвтектики γ -(Fe,Ni) + Fe₃B наблюдается рост зерен (рис. 6, в). Это, соответственно, приводит к разупрочнению, т. е. снижению H_{IT} (кривая 2 на рис. 4).

Выводы

Наносекундные эксимерные УФ лазеры предоставляют большие возможности для относительно низкой по стоимости, экологичной, сверхточной, качественной, избирательной обработки АС с малыми потерями. Они обеспечивают высокую передачу энергии и могут производить большую плотность лазерной энергии. Их использование позволяет активировать при подобранных параметрах воздействия как процесс омоложения структуры АС, сопровождающийся разрыхлением,

размягчением, а значит, улучшением их обрабатываемости и формования, так и частичную кристаллизацию для достижения наилучшей прочности и удовлетворительной пластичности.

Показано, что облучение эксимерным УФ лазером контактной (матовой) стороны быстрозакаленной ленты АС Fe_{53,3}Ni_{26,5}B_{20,2} по подобранному режиму: 100 импульсов, $f = 20$ Гц, $E = 150$ мДж, $W = 0,6$ Дж/см² наиболее эффективно воздействует на рельеф поверхности, снижает ее шероховатость, устраняет производственные неровности (поры, газовые строчки и т. д.), сформированные в процессе спиннингования.

Установлен немонотонный характер изменения твердости H_{IT} АС Fe_{53,3}Ni_{26,5}B_{20,2} в зависимости от частоты следования лазерных импульсов. Воздействие 100 импульсами при 20 Гц приводит к выраженному размягчающему эффекту с сохранением аморфного состояния для исследованного АС. В структуре происходят атомные перестройки без диффузии на дальние расстояния. В свою очередь, увеличение числа импульсов до 500 способствует их накоплению в материале, интенсификации лазерного нагрева, сопровождающему двухстадийное упрочнение при 2 и 20 Гц и последующий спад H_{IT} при 50 Гц. Такое поведение связано со сменой структурной релаксации в АС (с изменением локального топологического и композиционного упорядочения) на процесс кристаллизации (с зарождением и появлением кристаллических фаз, ростом зерен).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Sohrabi S., Fu J., Li L., Zhang Y., Li X., Sun F., Ma J., Wang W.H. Manufacturing of metallic glass components: Processes, structures and properties. *Progress in Material Science*. 2024;144:101283. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2024.101283>
- Greer A.L., Costa M.B., Houghton O.S. Metallic glasses. *MRS Bulletin*. 2023;48:1054–1061. <https://doi.org/10.1557/s43577-023-00586-5>
- Glezer A.M., Permyakova I.E. Melt-quenched nanocrystals. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, Taylor & Francis Group; 2013:369. <https://doi.org/10.1201/b15028>
- Qiao J.C., Wang Q., Pelletier J.M., Kato H., Casalini R., Crespo D., Pineda E., Yao Y., Yang Y. Structural heterogeneities and mechanical behavior of amorphous alloys. *Progress in Materials Science*. 2019;104:250–329. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.04.005>
- Schuh C.A., Hufnagel T.C., Ramamurty U. Mechanical behavior of amorphous alloys. *Acta Materialia*. 2007;55(12):4067–4109. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.01.052>
- Biały M., Hasiak M., Łaszcz A. Review on biocompatibility and prospect biomedical applications of novel functional metallic glasses. *Journal of Functional Biomaterials*. 2022;13(4):245. <https://doi.org/10.3390/jfb13040245>
- Gao K., Zhu X.G., Chen L., Li W.H., Xu X., Pan B.T., Li W.R., Zhou W.H., Li L., Huang W., Li Y. Recent development in the application of bulk metallic glasses. *Journal of Materials Science and Technology*. 2022;131:115–121. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.05.028>
- Jiang L., Bao M., Dong Y., Yuan Y., Zhou X., Meng X. Processing, production and anticorrosion behavior of metallic glasses: A critical review. *Journal Non-Crystalline Solids*. 2023;612:122355. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2023.122355>
- Пермякова И.Е., Дюжева-Мальцева Е.В. Влияние ультразвуковой обработки на структурные превращения и механическое поведение аморфных сплавов (ОБЗОР). *Frontier Materials & Technologies*. 2025;(2):53–71. <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-2-72-5>
- Permyakova I.E., Dyuzheva-Maltseva E.V. Effect of ultrasonic treatment on structural transformations and mechanical behaviour of amorphous alloys (REVIEW). *Frontier Materials & Technologies*. 2025;(2):53–71. (In Russ.). <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-2-72-5>
- Permyakova I., Glezer A. Mechanical behavior of Fe- and Co-based amorphous alloys after thermal action. *Metals*. 2022;12(2):297. <https://doi.org/10.3390/met12020297>
- Glezer A.M., Potekhaev A.I., Cheretaeva A.O. Thermal and time stability of amorphous alloys. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, Taylor & Francis Group; 2017:180. <https://doi.org/10.1201/9781315158112>
- Пермякова И.Е., Иванов А.А., Черногорова О.П. Модификация аморфных сплавов с применением лазерных технологий. В кн.: «Актуальные проблемы прочности». Гл. 11. Под ред. В.В. Рубаника. Минск: ИВЦ Минфина; 2024:124–139.
- Williams E., Lavery N. Laser processing of bulk metallic glass: A review. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;247:73–91. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.03.034>
- Ren J., Wang D., Wu X., Yang Y. Laser-based additive manufacturing of bulk metallic glasses: A review on principle, microstructure and performance. *Materials & Design*. 2025;252:113750. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2025.113750>
- Zhang P., Tan J., Tian Y., Yan H., Yu Z. Research progress on selective laser melting (SLM) of bulk metallic glasses (BMGs): A review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022;118(7–8):2017–2057. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07990-8>
- Pauly S., Löber L., Petters R., Stoica M., Scudino S., Kühn U., Eckert J. Processing metallic glasses by selective laser melting. *Materials Today*. 2013;16(1–2):37–41. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2013.01.018>
- Frey M., Wegner J., Barreto E.S., Ruschel L., Neuber N., Adam B., Riegler S.S., Jiang H.-R., Witt G., Ellendt N., Uhlenwinkel V., Kleszczynski S., Busch R. Laser powder bed fusion of Cu-Ti-Zr-Ni bulk metallic glasses in the Vit101 alloy system. *Additive Manufacturing*. 2023;66:103467. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103467>
- Kosiba K., Kononenko D.Y., Chernyavsky D., Deng L., Bednarcik J., Han J., J. van den Brink, Kim H.J., Scudino S. Maximizing vitrification and density of a Zr-based glass-forming alloy processed by laser powder bed fusion. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;940(3):168946. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.168946>
- Jiang H., Shang T., Xian H., Sun B., Zhang Q., Yu Q., Bai H., Gu L., Wang W. Structures and functional properties

- of amorphous alloys. *Small Structures*. 2020;2(2):2000057. <https://doi.org/10.1002/ssstr.202000057>
20. Jiao Y., Brousseau E., Shen X., Wang X., Han Q., Zhu H., Bigot S., He W. Investigations in the fabrication of surface patterns for wettability modification on a Zr-based bulk metallic glass by nanosecond laser surface texturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020;283:116714. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116714>
 21. Talaat A., Greve D.W., Leary A., Liu Y., Wiezorek J., Ohodnicki P.R. Laser patterning assisted devitrification and domain engineering of amorphous and nanocrystalline alloys. *AIP Advances*. 2022;12(3):035313. <https://doi.org/10.1063/9.0000314>
 22. Wu H., Liang L., Lan X., Yin Y., Song M., Li R., Liu Y., Yang H., Liu L., Cai A., Li Q., Huang W. Tribological and biological behaviors of laser clad Ti-based metallic glass composite coatings. *Applied Surface Science*. 2020;507(21):145104. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.145104>
 23. Gnilitzky I.M., Mamykin S.V., Lanara C., Hevko I., Dushchyko M., Bellucci S., Stratakis E. Laser nanostructuring for diffraction grating based surface plasmon-resonance sensors. *Nanomaterials*. 2021;11(3):591. <https://doi.org/10.3390/nano11030591>
 24. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки / Под ред. А.Г. Григорьянца. Москва: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана; 2008:664.
 25. Zhang W., Zhang P., Yan H., Li R., Shi H., Wu D., Sun T., Luo Z., Tian Y. Research status of femtosecond lasers and nanosecond lasers processing on bulk metallic glasses (BMGs). *Optics & Laser Technology*. 2023;167:109812. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2023.109812>
 26. Rethfeld B., Sokolowski-Tinten K., D. von der Linde, Anisimov S.I. Timescales in the response of materials to femtosecond laser excitation. *Applied Physics A*. 2004;79:767–769. <https://doi.org/10.1007/s00339-004-2805-9>
 27. Qian Y., Jiang M., Zhang Z., Huang H., Hong J., Yan J. Microstructures and mechanical properties of Zr-based metallic glass ablated by nanosecond pulsed laser in various gas atmospheres. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;901:163717. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163717>
 28. Guo L., Geng S., Yan Z., Chen Q., Lan S., Wang W. Nanocrystallization and magnetic property improvement of Fe₇₈Si₉B₁₃ amorphous alloys induced by magnetic field assisted nanosecond pulsed laser. *Vacuum*. 2022;199:110983. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.110983>
 29. Liu B., Hong J., Qian Y., Zhang H., Huang H. Simultaneous improvement in surface quality and hardness of laser shock peened Zr-based metallic glass by laser polishing. *Optics & Laser Technology*. 2024;179:111323. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2024.111323>
 30. Li Y., Zhang K., Wang Y., Tang W., Zhang Y., Wei B., Hu Z. Abnormal softening of Ti-metallic glasses during nanosecond laser shock peening. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;773:138844. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138844>
 31. Кекало И.Б. Аморфные магнитные материалы. Ч. 1. Москва: Издательство МИСиС; 2001:276.
 32. Wang Y., Kronmüller H. The influence of the surface conditions on the magnetic properties in amorphous alloys Fe₄₀Ni₄₀Be₂₀ and Co₅₈Ni₁₀Fe₅Si₁₁Be₁₆. *Physica Status Solidi A*. 1988;70(2):415–421. <https://doi.org/10.1002/pssa.2210700208>
 33. Ferrara E., Stantero A., Tiberto P., Baricco M., Janickovic D., Kubicar L., Duhaj P. Magnetic properties and surface roughness of Fe₆₄Co₂₁B₁₅ amorphous ribbons quenched from different melt temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 1997;226–228:326–330. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(96\)10639-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(96)10639-0)
 34. Кекало И.Б., Могильников П.С. Особенности влияния условий спиннигования на качество поверхности и магнитные свойства аморфных лент сплава Co₅₈Fe₅Ni₁₀Si₁₁B₁₆ с очень низкой магнитострикцией. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2014;57(7):51–56. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-7-51-56>
- Kekalo I.B., Mogil'nikov P.S. The influence of spinning conditions on the quality of surface and magnetic properties of amorphous alloy ribbons Co₅₈Fe₅Ni₁₀Si₁₁B₁₆ with low magnetostriction. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014;57(7):51–56. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-7-51-56>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Инга Евгеньевна Пермякова, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-1163-3888

E-mail: inga_perm@mail.ru

Андрей Анатольевич Иванов, к.ф.-м.н., доцент кафедры «Физика твердого тела и наносистем», Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

ORCID: 0000-0002-7904-3833

E-mail: andrej.ivanov@gmail.com

Ираида Николаевна Лукина, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории конструкционных сталей и сплавов им. академика Н.Т. Гудцова, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-3508-7981

E-mail: lukina.i.n@yandex.ru

Inga E. Permyakova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Laboratory of Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-1163-3888

E-mail: inga_perm@mail.ru

Andrei A. Ivanov, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of the Chair "Solid State and Nanosystems Physics", National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute)

ORCID: 0000-0002-7904-3833

E-mail: andrej.ivanov@gmail.com

Iraida N. Lukina, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Laboratory of Structural Steels and Alloys, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-3508-7981

E-mail: lukina.i.n@yandex.ru

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

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvkst@yandex.ru

Елена Вадимовна Дюжева-Мальцева, аспирант лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-7199-487X

E-mail: elena.dujewa@yandex.ru

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

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvkst@yandex.ru

Elena V. Dyuzheva-Maltseva, Postgraduate of the Laboratory of Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-7199-487X

E-mail: elena.dujewa@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. Е. Пермякова – идея, научное руководство, разработка методологии эксперимента, проведение профилометрии и структурных исследований, подготовка текста статьи, обработка экспериментальных результатов.

А. А. Иванов – лазерное облучение образцов по указанным режимам.

И. Н. Лукина – индентирование и определение твердости.

М. В. Костина – анализ состояния вопроса по литературным источникам, доработка текста, корректировка выводов.

Е. В. Дюжева-Мальцева – проведение металлографических исследований поверхности образцов.

I. E. Permyakova – idea, scientific guidance, development of experimental methodology, profilometry and structural studies, writing the text, processing of experimental results.

A. A. Ivanov – laser irradiation of the samples according to the specified modes.

I. N. Lukina – indentation and hardness testing.

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

E. V. Dyuzheva-Maltseva – metallographic investigation of the sample surface.

Поступила в редакцию 14.08.2025

После доработки 20.08.2025

Принята к публикации 15.10.2025

Received 14.08.2025

Revised 20.08.2025

Accepted 15.10.2025



УДК 669.15

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-607-612



Оригинальная статья

Original article

КРИТЕРИИ СУЩЕСТВОВАНИЯ ЛОКАЛЬНЫХ РАВНОВЕСИЙ В ПЕРЕОХЛАЖДЕННЫХ РАСПЛАВАХ

А. Д. Дрозин[✉], М. В. Дудоров

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

[✉ drozinad@susu.ru](mailto:drozinad@susu.ru)

Аннотация. Статья предназначена для исследователей, работающих в области переохлажденных расплавов. В ней рассматривается важный теоретический вопрос, связанный с возможностью установления локального термодинамического равновесия на границе раздела фаз при кристаллизации из переохлажденных металлических расплавов. Такие процессы играют ключевую роль в формировании структуры материалов при их затвердевании, особенно в условиях быстрого охлаждения, характерных для современных технологий металлургии и порошковой металлургии. При переохлаждении в расплаве начинают формироваться зародыши новой твердой фазы. Для математического описания роста зародыша необходимо задать граничные условия, определяющие состав прилегающей жидкой фазы. В традиционных подходах предполагается, что вблизи зародыша может быть установлено локальное равновесие, параметры которого извлекаются из равновесной диаграммы состояния. Однако, как показали исследования авторов для двухкомпонентных систем, в некоторых случаях локальное равновесие невозможно в принципе. В данной работе проведен теоретический анализ условий равновесия. Для этого рассматривались химические потенциалы компонентов обеих фаз: твердого зародыша и жидкого расплава. По равновесной диаграмме состояния соответствующей макросистемы можно составить представление о химических потенциалах их компонентов, в частности, в какой фазе химический потенциал каждого компонента ниже. Показано, что, когда зародыш новой фазы состоит из одного компонента, такое локальное равновесие, в принципе, всегда возможно. Однако, когда зародыш является раствором, такое возможно лишь при определенных условиях. В этих случаях применение граничных условий первого рода становится некорректным, и необходимо учитывать скорости химических реакций перехода каждого компонента из одной фазы в другую.

Ключевые слова: локальное равновесие, переохлажденный расплав, кристаллизация, сверхбыстрое переохлаждение, фазовое равновесие, диаграмма состояния

Для цитирования: Дрозин А.Д., Дудоров М.В. Критерии существования локальных равновесий в переохлажденных расплавах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):607–612. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-607-612>

CRITERIA FOR THE EXISTENCE OF LOCAL EQUILIBRIA IN SUPERCOOLED MELTS

A. D. Drozin[✉], M. V. Dudorov

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

[✉ drozinad@susu.ru](mailto:drozinad@susu.ru)

Abstract. The paper is intended for researchers studying of supercooled metallic melts. It addresses an important theoretical problem: the possibility of establishing local thermodynamic equilibrium at the phase boundary during crystallization from a supercooled melt. Such processes play a crucial role in determining the microstructure of materials during solidification, particularly under rapid cooling conditions characteristic of modern metallurgical and powder technologies. During supercooling, nuclei of a new, solid phase begin to form in the melt. To mathematically describe the growth of such nuclei, it is necessary to specify boundary conditions that define the composition of the adjacent liquid phase. Traditional models assume that local equilibrium can be established near the nucleus and that its parameters can be derived from the equilibrium phase diagram. However, as demonstrated by our study of binary systems, local equilibrium may, in some cases, be fundamentally unattainable. This article presents a theoretical analysis of the conditions under which equilibrium may or may not be established. The analysis considers chemical potentials of the components in both the solid nucleus and the liquid melt. Based on the equilibrium phase diagram of the corresponding macrosystem, one can infer the relative chemical potentials of the components in each phase. It is shown that when the nucleus consists of a single component, local equilibrium is always possible in principle. However, when the nucleus is a solution, equilibrium may only be realized under specific thermodynamic conditions. In such cases, the application of first-kind boundary conditions becomes invalid, and it is necessary to take into account the rates of chemical reactions involved in the interphase transfer of each component.

Keywords: local equilibrium, supercooled melt, crystallization, rapid solidification, phase equilibrium, phase diagram

For citation: Drozin A.D., Dudorov M.V. Criteria for the existence of local equilibria in supercooled melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):607–612. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-607-612>

ВВЕДЕНИЕ

Изучение кинетики образования и роста кристаллов при сверхбыстром охлаждении расплава стало особенно актуальным в последнее время в связи с развитием нанотехнологий и широким применением аморфных сплавов. Для расчета скоростей роста нанокристаллов [1 – 3] в расплаве или, например, в аморфном сплаве при отжиге [4 – 5] нужно знать концентрации компонентов расплава на их поверхностях.

Целью настоящей работы является теоретический анализ условий, при которых локальное равновесие может (или не может) быть установлено на границе между твердым зародышем и переохлажденным расплавом.

Рассмотрим случай, когда двухкомпонентный металлический расплав моментально охлаждается до температуры ниже температуры солидус. В нем начинают образовываться зародыши новой фазы – твердого металла. Для составления дифференциальных уравнений, определяющих процесс роста этого зародыша, необходимо задать граничные условия, в данном случае, концентрации компонентов жидкого расплава на границе раздела фаз. Традиционно предполагается, что всякая система стремится прийти в равновесное состояние и, хотя настоящего равновесия в переохлажденном жидком расплаве быть не может, можно считать, что на nano расстояниях от зародыша состав жидкой фазы будет почти равновесным – установится локальное равновесие. Данные об этом равновесии можно получить из равновесной диаграммы состояния. Однако, как показало исследование авторов данной статьи, во многих случаях такое приближение некорректно.

Полученные нами выводы об отклонении от локального равновесия подтверждаются результатами исследований эффектов «захвата примеси», обусловленных высокой скоростью роста кристаллов в расплаве [6 – 9]. Теоретические исследования ряда авторов [10 – 13], а также наши исследования [14 – 15] позволяют выявить некоторые закономерности протекания указанных процессов. Экспериментальные исследования различных систем [16 – 17], в частности переохлажденных металлических расплавов [18 – 20], подтверждают проявление таких эффектов на практике. Между тем до настоящего времени не были сформулированы общие термодинамические критерии, позволяющие оценить условия локального равновесия при росте кристаллов. Настоящая работа посвящена такому исследованию.

Для оценки условий равновесия рассмотрим процессы, связанные с равновесием фаз через химические потенциалы их компонентов:

$$\mu_i = \mu_i^0 + RT \ln a_i, \quad (1)$$

где μ_i^0 – не зависящая от концентраций часть химического потенциала i -го компонента, R – универсальная газовая постоянная, T – температура, a_i – активность i -го компонента. Для общности рассмотрения из всех свойств химических потенциалов используем только следующие:

- зависимость активности компонента фазы от концентрации этого компонента является монотонно возрастающей непрерывной функцией;

- при концентрации компонента, стремящейся к нулю, его активность также стремится к нулю, следовательно, из уравнения (1), значение химического потенциала стремится к минус бесконечности. При этом вклад этого компонента в свободную энергию Гиббса фазы также стремится к нулю.

ДВУХКОМПОНЕНТНАЯ СИСТЕМА С РАВНОВЕСИЕМ ПО ОДНОМУ КОМПОНЕНТУ

Рассмотрим модельный случай жидкого раствора (расплава) компонентов A и B с равновесной диаграммой состояния, изображенной на рис. 1, при температуре T_1 . На основании диаграммы можно сделать ряд заключений о химических потенциалах компонентов фаз. Поскольку при доле компонента B , соответствующей чистому компоненту A , система в равновесии находится в твердом состоянии, химический потенциал компонента A в твердой фазе должен быть ниже, чем в жидкой фазе: $\mu_A^{S_0} < \mu_A^{L_0}$. Обозначим символом x долю компонента B соответствующей фазе и проведем, в соответствии с приведенными выше положениями, линию $\mu_A^L = \mu_A^L(x)$.

Поскольку, в соответствии с уравнением (1), при $x \rightarrow 1$ химический потенциал $\mu_A^L \rightarrow -\infty$ и $\mu_A^L(0)$ больше $\mu_A^{S_0}(0)$, то по теореме Больцано-Коши для непрерывных функций [21] существует точка x , где $\mu_A^L(x) = \mu_A^{S_0}$. В показанном на рис. 1 случае для температуры T_1 это концентрация x_1 .

Заметим, что эти же рассуждения справедливы и для температур ниже эвтектической. Локальное равновесие будет устанавливаться между зародышем твердой фазы и жидкой фазой, имеющей состав, соответствующий продолжению линии ликвидуса. Это положение применимо при наличии аппроксимации (или аналитического выражения) линии ликвидуса ниже линии солидус.

Анализ ограничился компонентом A , поскольку компонент B в зародыше отсутствует и его химический потенциал не влияет на фазовое равновесие. Аналогич-

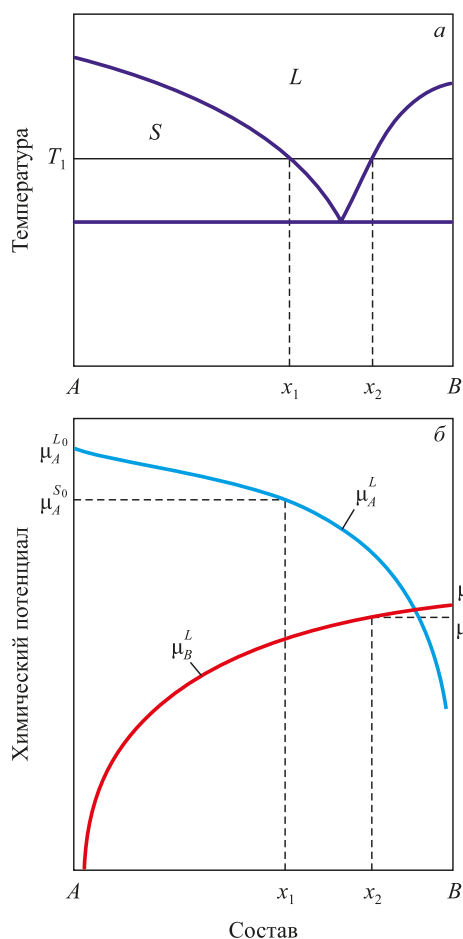


Рис. 1. Диаграмма состояния (а) и химические потенциалы компонентов системы (б) с эвтектической диаграммой состояния при температуре T_1

Fig. 1. Phase diagram (a) and chemical potentials of the components (b) in a system with eutectic phase diagram at temperature T_1

ные рассуждения можно провести для роста кристалла фазы B.

В соответствии с рис. 1, при температуре T_1 зародыши из чистого компонента B находятся в локальном равновесии с раствором состава x_2 .

ДВУХКОМПОНЕНТНАЯ СИСТЕМА С РАВНОВЕСИЕМ ПО ДВУМ КОМПОНЕНТАМ

Рассмотрим следующий, более сложный случай. Пусть компоненты A и B обладают неограниченной взаимной растворимостью в жидком и твердом состояниях в соответствии с диаграммой на рис. 2.

Исходя из диаграммы (рис. 2, а), сделаем нужные заключения о химических потенциалах компонентов при температуре T_1 . Поскольку при доле компонента B, соответствующей чистому компоненту A: $x = 0$, система в равновесии находится в твердом состоянии, то химический потенциал компонента A в твердой фазе $\mu_A^{S_0}$ должен быть меньше, чем химический потенциал компонента A в жидкой фазе $\mu_A^{L_0}$, как это и отображено на

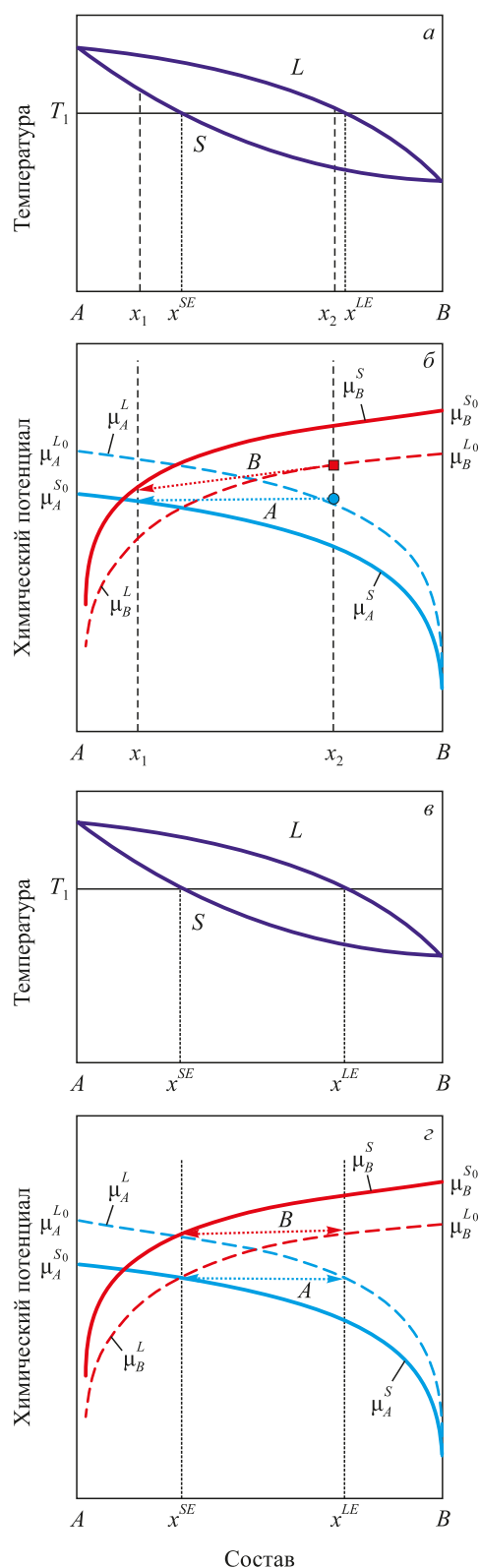


Рис. 2. Диаграммы состояния (а, е) и химические потенциалы компонентов системы с неограниченной взаимной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях при температуре T_1 при неполном равновесии (б) и при полном равновесии (з) между жидкой и твердой фазами

Fig. 2. Binary phase diagrams (a, e) and chemical potentials of the components with unlimited mutual solubility at temperature T_1 : partial (b) and complete (z) equilibrium between the liquid and solid phases

рис. 2, б. Проведем в соответствии с уравнением (1) линии $\mu_A^L = \mu_A^L(x)$ и $\mu_A^S = \mu_A^S(x)$. В общем случае, линия μ_A^L должна лежать выше и правее линии μ_A^S . Проведем аналогичные построения с величинами, относящимися к компоненту B . Так как при концентрации $x = 1$, соответствующей чистому компоненту B , система в равновесии находится в жидком состоянии, то химический потенциал компонента B в жидкой фазе μ_B^{L0} должен быть меньше, чем химический потенциал компонента B в твердой фазе μ_B^{S0} , как это и отображено на рис. 2, б. Проведем в соответствии с уравнением (1) линии $\mu_B^L = \mu_B^L(x)$ и $\mu_B^S = \mu_B^S(x)$. В общем случае линия μ_B^L должна лежать выше и левее линии μ_B^S .

Заметим также, что взаимное расположение химических потенциалов компонентов A и B не имеет значения для наших рассуждений.

Чтобы система находилась в равновесии по компоненту A , необходимо, чтобы составы жидкой и твердой фаз были такими, что $\mu_A^L(c_A^L) = \mu_A^S(c_A^S)$. Геометрически это означает, что составы, определяемые точками пересечения линий $\mu_A^L(x)$ и $\mu_A^S(x)$ с любой горизонтальной прямой будут равновесными по компоненту A . Таких пар составов бесконечное множество.

Однако для равновесия системы необходимо еще и равновесие по компоненту B при тех же концентрациях. Так, если состав твердой фазы будет соответствовать точке x_1 на рис. 2, б, то, несмотря на то, что химические потенциалы компонента A в обеих фазах будут равны, по компоненту B равновесие не достигнется. Химический потенциал компонента B в жидкой фазе больше, чем в твердой, и будет происходить переход компонента B из жидкой фазы в твердую. Равновесие по компоненту A нарушится и состав твердой фазы изменится. В случае, представленном на рис. 2, б, в результате перераспределения концентраций обе фазы будут обогащаться компонентом B . Этот процесс закончится лишь тогда, когда точка x_1 займет положение x^{SE} , а x_2 – положение x^{LE} .

Выясним, когда возможно подлинное равновесие – по обоим компонентам. При равновесии должны одновременно выполняться равенства: $\mu_A^L(x^L) = \mu_A^S(x^S)$ и $\mu_B^L(x^L) = \mu_B^S(x^S)$, где x^L и x^S доли компонента B в жидкой и твердой фазах соответственно. Как видно из рис. 2, в, г, для этого необходимо и достаточно, чтобы химические сродства реакций перехода из жидкой фазы в твердую компонента A : $A_A = \mu_A^{L0} - \mu_A^{S0}$ и компонента B : имели разные знаки, т. е. либо $(\mu_A^{L0} < \mu_A^{S0}, \mu_B^{L0} > \mu_B^{S0})$, либо $(\mu_A^{L0} > \mu_A^{S0}, \mu_B^{L0} < \mu_B^{S0})$.

Докажем это математически. Для простоты рассмотрим случай, когда активности компонентов равны их мольным долям. При равновесии должны одновременно выполняться равенства: $\mu_A^L(x^L) = \mu_A^S(x^S)$ и $\mu_B^L(x^L) = \mu_B^S(x^S)$. Используя уравнение (1), запишем эти соотношения в виде:

$$\begin{cases} \mu_A^{L0} + RT \ln(1 - x^L) = \mu_A^{S0} + RT \ln(1 - x^S), \\ \mu_B^{L0} + RT \ln x^L = \mu_B^{S0} + RT \ln x^S \end{cases} \Rightarrow \begin{cases} \frac{1 - x^L}{1 - x^S} = \exp\left(\frac{\mu_A^{S0} - \mu_A^{L0}}{RT}\right), \\ \frac{x^L}{x^S} = \exp\left(\frac{\mu_B^{S0} - \mu_B^{L0}}{RT}\right). \end{cases} \quad (2)$$

Введем обозначения

$$A_A^0 = \mu_A^{L0} - \mu_A^{S0}, \quad A_B^0 = \mu_B^{L0} - \mu_B^{S0}, \\ K_A = \exp\left(-\frac{A_A^0}{RT}\right), \quad K_B = \exp\left(-\frac{A_B^0}{RT}\right). \quad (3)$$

Из системы уравнений (2) следует, что не может быть $K_A = 1$ или $K_B = 1$ или $K_A = K_B$, так как тогда получается, что $K_A = K_B = 1$ и $x^L = x^S$, что в данном случае не реализуется.

За исключением этих вариантов, из уравнения (2) получаем

$$x^S = \frac{K_A - 1}{K_A - K_B}, \quad x^L = \frac{K_A - 1}{K_A - K_B} K_B. \quad (4)$$

Однако из формул (4) могут получиться и физически нереальные результаты (отрицательные или большие единицы). Выясним, при каких значениях K_A и K_B будет выполняться $0 \leq x^S \leq 1, 0 \leq x^L \leq 1$, т. е.

$$0 \leq \frac{K_A - 1}{K_A - K_B} \leq 1, \quad 0 \leq \frac{K_A - 1}{K_A - K_B} K_B \leq 1. \quad (5)$$

Исследование системы неравенств (5) показывает, что они выполняются в случаях, когда $(K_A < 1, K_B > 1)$, либо, наоборот, $(K_A > 1, K_B < 1)$. С учетом обозначений, приведенных в уравнении (3), получаем, что равновесие в рассматриваемой системе возможно, если химические сродства A_A^0 и A_B^0 имеют разные знаки: если для одного компонента, например, для A : $\mu_A^{L0} > \mu_A^{S0}$, то для второго должно быть обязательно наоборот: $\mu_B^{L0} < \mu_B^{S0}$. Таким образом, критерием возможности локального равновесия являются условия

$$(\mu_A^{L0} < \mu_A^{S0}, \mu_B^{L0} > \mu_B^{S0}) \text{ или } (\mu_A^{L0} > \mu_A^{S0}, \mu_B^{L0} < \mu_B^{S0}). \quad (6)$$

Рассмотрим случай, когда эти условия не выполняются: та же система при температуре T_2 ниже линии солидус (рис. 3).

При температуре ниже линии солидус оба компонента в чистом виде находятся в твердом состоянии: $(\mu_A^{L0} > \mu_A^{S0}, \mu_B^{L0} > \mu_B^{S0})$ и необходимые условия равновесия фаз не выполняются. Это видно из рис. 3, так как кривая μ_A^L находится выше и правее кривой μ_A^S при равновесии по компоненту A $x^S < x^L$.

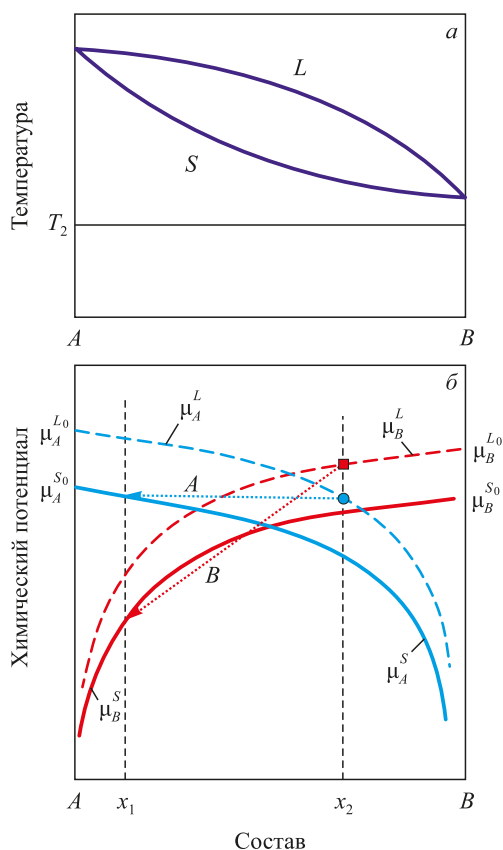


Рис. 3. Диаграмма состояния (а) и химические потенциалы компонентов (б) системы с неограниченной взаимной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях при температуре T_2 при неполном равновесии

Fig. 3. Phase diagram (а) and chemical potentials of the components (б) for a system with unlimited mutual solubility in the liquid and solid states at temperature T_2 under conditions of partial equilibrium

Для компонента B кривая μ_B^L находится выше и левее кривой μ_B^S и равновесие по компоненту B возможно, только если $x^L < x^S$. Вместе эти условия выполняться не могут – равновесие невозможно.

Таким образом, при температурах ниже линии солидус, когда оба компонента находятся в твердом состоянии, условия равновесия по обоим компонентам не могут быть выполнены одновременно. Анализ показывает, что в этом случае любое локальное равновесие между жидкой и твердой фазами невозможно, поскольку оно требует противоречивых значений химических потенциалов. Следовательно, любые попытки аналитического продолжения равновесных линий в область твердых переохлажденных расплавов не имеют термодинамического обоснования и не могут быть использованы для корректного описания фазовых переходов при переохлаждении.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Целью данной работы являлось использование равновесных диаграмм состояния для изучения динамики

зародышеобразования и роста зародышей новой фазы. Очевидно, что при быстром охлаждении система не достигает глобального равновесия, однако в окрестности границы между твердой и жидкой фазами может устанавливаться квазиравновесное локальное состояние, что позволяет использовать термодинамические подходы. Использование локальных равновесий является важным принципом неравновесной термодинамики.

Проведенный анализ показал, что такие локальные равновесия возможны не всегда. В случае, если зародыш состоит из одного компонента, квазиравновесное описание применимо. При наличии двух и более компонентов возможность локального равновесия определяется соотношением показателей химического сродства перехода между фазами. В частности, если данные показатели имеют одинаковый знак, локальное равновесие невозможно, и фазовые переходы должны описываться исключительно с использованием кинетических моделей.

Предложенный подход может быть обобщен на более сложные системы при наличии функциональных зависимостей активностей компонентов фаз от состава. В дальнейшем для более точного моделирования роста зародышей требуется дополнение модели уравнениями диффузии, описывающими перенос вещества к границе раздела фаз и уравнениями, определяющими скорости химических реакций перехода компонентов между фазами.

Выводы

Разработан метод определения возможности существования локального равновесия между твердым зародышем и жидкой (маточной) фазой на основе анализа химических потенциалов компонентов. С необходимыми модификациями данный подход может быть применен к реальным многокомпонентным системам. В тех случаях, когда установление локального равновесия невозможно, математическое описание процесса кристаллизации должно включать не только уравнения диффузии, но и уравнения, описывающие скорости межфазных химических реакций для каждого компонента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Tan L., Zabaras N. Modeling the growth and interaction of multiple dendrites in solidification using a level set method. *Journal of Computational Physics*. 2007;226(1):131–155. <https://doi.org/10.1016/j.jcp.2007.03.023>
2. Boettinger W.J., Warren J.A., Beckermann C., Karma A. Phase-field simulation of solidification. *Annual Review of Material Research*. 2002;32:163–194. <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.32.101901.155803>
3. Дрозин А.Д. Рост микрочастиц продуктов химических реакций в жидком растворе. Челябинск: Издательство ЮУрГУ; 2007:56.

4. Herlach D.M., Galenko P.K., Holland-Moritz D. Metastable Solids from Undercooled Melts. Amsterdam; London: Elsevier; 2007:432.
5. Gamov P.A., Drozin A.D., Dudorov M.V., Roshchin V.E. Model for nanocrystal growth in an amorphous alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012;2012(11):1002–1006. <https://doi.org/10.1134/S0036029512110055>
6. Baker J.C., Gahn J.W. Solute trapping by rapid solidification. *Acta Metallurgica*. 1969;17(5):575–578. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(69\)90116-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(69)90116-3)
7. Aziz M.J. Model for solute redistribution during rapid solidification. *Journal of Applied Physics*. 1982;53(2):1158–1168. <https://doi.org/10.1063/1.329867>
8. Aziz M.J., Kaplan T. Continuous growth model for interface motion during alloy solidification. *Acta Metallurgica*. 1988;36(8):2335–2347. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90333-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90333-1)
9. Jackson K.A., Beatty K.M., Gudgel K.A. An analytical model for non-equilibrium segregation during crystallization. *Journal of Crystal Growth*. 2004;271(3–4):481–494. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2004.07.073>
10. Galenko P.K., Ankudinov V. Local non-equilibrium effect on the growth kinetics of crystals. *Acta Materialia*. 2019;168:203–209. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.02.018>
11. Galenko P.K., Jou D. Rapid solidification as non-ergodic phenomenon. *Physics Reports*. 2019;818:1–70. <https://doi.org/10.1016/j.physrep.2019.06.002>
12. Sobolev S.L. Local non-equilibrium diffusion model for solute trapping during rapid solidification. *Acta Materialia*. 2012;60(6–7):2711–2718. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.01.036>
13. Lipton J., Glicksman M.E., Kurz W. Dendritic growth into undercooled alloy metals. *Materials Science and Engineering*. 1984;65(1):57–63. [http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416\(84\)90199-X](http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416(84)90199-X)
14. Дрозин А.Д., Дудоров М.В., Рошин В.Е., Гамов П.А., Менихес Л.Д. Математическая модель образования кристаллических зародышей в переохлажденном расплаве эвтектического сплава. *Вестник ЮУрГУ. Серия Математика. Механика. Физика*. 2012;(11):66–72. Drozin A.D., Dudorov M.V., Roshchin V.E., Gamov P.A., Menikhes L.D. Mathematical description of the nucleation in supercooled eutectic melt. *Bulletin of SUSU. Mathematics. Mechanics. Physics*. 2012;(11):66–72. (In Russ.).
15. Dudorov M.V., Drozin A.D., Roshchin V.E., Vyatkin G.P. Nonlinear theory of the growth of new phase particles in supercooled metal melts. *Russian Journal of Physical Chemistry*. 2024;98:2447–2452. <https://doi.org/10.1134/S0036024424701619>
16. Pratap A., Lad K.N., Rao T.L.S., Majmudar P., Saxena N.S. Kinetics of crystallization of amorphous Cu₅₀Ti₅₀ alloy. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2004;345–346:178–181. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrsol.2004.08.018>
17. Khanolkar G.R., Rauls M.B., Kelly J.P., Graeve O.A., Hodge A.M., Eliasson V. Shock wave response of iron-based *in situ* metallic glass matrix composites. *Scientific Reports*. 2016;6(1):22568. <https://doi.org/10.1038/srep22568>
18. Yang C., Liu F., Yang G., Zhou Y. Structure evolution upon non-equilibrium solidification of bulk undercooled Fe–B system. *Journal of Crystal Growth*. 2009;311(2):404–412. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2008.11.025>
19. Zhang D., Xu J., Liu F. *In situ* observation of the competition between metastable and stable phases in solidification of undercooled Fe-17at. pctB alloy melt. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015;46:5232–5239. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3104-0>
20. Battezzati L., Antonione C., Baricco M. Undercooling of Ni-B and Fe-B alloys and their metastable phase diagrams. *Journal of Alloys and Compounds*. 1997;247(1–2):164–171. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(96\)02570-4](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(96)02570-4)
21. Фихтенгольц Г.М. Курс дифференциального и интегрального исчисления: В 3-х томах. Т. 1. Москва: Физматлит; 2003:680.

Сведения об авторах

Александр Дмитриевич Дрозин, д.т.н., профессор кафедры пирометаллургических и литейных технологий, Южно-Уральский государственный университет

ORCID: 0000-0003-0742-4263

E-mail: drozinad@susu.ru

Максим Владимирович Дудоров, д.ф.-м.н., старший научный сотрудник НИЛ «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет

ORCID: 0000-0002-0666-0734

E-mail: dudorovmv@susu.ru

Information about the Authors

Aleksandr D. Drozin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Pyrometallurgical and Foundry Technologies, South Ural State University

ORCID: 0000-0003-0742-4263

E-mail: drozinad@susu.ru

Maksim V. Dudorov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Research Laboratory “Hydrogen Technologies in Metallurgy”, South Ural State University

ORCID: 0000-0002-0666-0734

E-mail: dudorovmv@susu.ru

Поступила в редакцию 22.05.2025
После доработки 04.06.2025
Принята к публикации 28.08.2025

Received 22.05.2025
Revised 04.06.2025
Accepted 28.08.2025

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХINNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS

УДК 539.5, 621.74.045

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-613-620

Оригинальная статья
Original article

ВЛИЯНИЕ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ КЕРАМИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЕ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ В НЕЙ СТАЛЬНОЙ ОТЛИВКИ

А. И. Евстигнеев[✉], В. И. Одинокоев, Д. В. Чернышова,
А. А. Евстигнеева, Э. А. Дмитриев

Комсомольский-на-Амуре государственный университет (Россия, 681013, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

✉ diss@knastu.ru

Аннотация. При кристаллизации жидкого металла в оболочковой литейной форме на ее поверхностях возникают значительные нормальные напряжения: на внутренней – сжимающие, на наружной – растягивающие. Особенно ярко они проявляются в начальный момент времени охлаждения. Это может привести к повреждению литейной формы, а значит, и к повреждению кристаллизующейся металлической отливки. Снизить уровень напряженно-деформированного состояния в поверхностных слоях можно с помощью нанесения на внешнюю и внутреннюю поверхности специальных кольцевых (температурных) выточек (швов). В настоящей работе сформулирована и решена задача по влиянию температурных швов во внутренних и внешних слоях оболочковой формы (ОФ) на уровень её напряженно-деформированного состояния (НДС) при кристаллизации стальной отливки. В качестве параметра стойкости ОФ к трещинообразованию приняты нормальные напряжения σ_{22} , σ_{33} , возникающие как на внутренней, так и внешней поверхностях ОФ в начальный момент заливки металла и охлаждения стальной отливки. Рассматривается осесимметричная задача для цилиндрической керамической ОФ. На основе сформулированной целевой функции приведен алгоритм решения задачи с использованием уравнений линейной теории упругости, уравнения теплопроводности и апробированного численного метода. В результате решения задачи определено минимальное количество и места расположения выточек на внутренней и внешней поверхности ОФ, обеспечивающих уменьшение нормальных напряжений. Результаты решения задачи представлены в виде эпюр напряжений по сечениям рассматриваемой области. Дан анализ полученных результатов стойкости ОФ к трещинообразованию. Даны рекомендации по использованию результатов работы в различных научно-технических областях.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, оболочковая форма, напряженное состояние, температурный шов, трещиностойкость, алгоритм определения напряжений

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00214, <https://rscf.ru/project/24-29-00214/>.

Для цитирования: Евстигнеев А.И., Одинокоев В.И., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А., Дмитриев Э.А. Влияние кольцевых швов на напряженно-деформированное состояние в цилиндрической керамической оболочковой форме при затвердевании в ней стальной отливки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):613–620. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-613-620>

EFFECT OF ANNULAR SEAMS ON STRESS-STRAIN STATE IN CYLINDRICAL CERAMIC SHELL MOLD DURING SOLIDIFICATION OF A STEEL CASTING IN IT

A. I. Evstigneev[✉], V. I. Odinokov, D. V. Chernyshova,

A. A. Evstigneeva, E. A. Dmitriev

Komsomolsk-on-Amur State University (27 Lenina Ave., Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory 681013, Russian Federation)

✉ diss@knastu.ru

Abstract. During the crystallization of liquid metal in a shell casting mold, significant normal stresses occur on its surfaces. On the inner – compressive, on the outer – tensile. They are especially pronounced at the initial moment of cooling time. This can lead to damage to the casting mold, and hence damage to the crystallizing metal casting. It is possible to reduce the level of stress-strain state in the surface layers by applying special annular (temperature) recesses (seams) to the outer and inner surfaces. In this paper, the problem of the influence of temperature seams in inner and outer layers of a shell mold (SM) on the level of its stress-strain state (SSS) during crystallization of a steel casting was formulated and solved. The normal stresses σ_{22} , σ_{33} , which occur both on the inner and outer surfaces of SM at the initial moment of metal casting and cooling of the steel casting, are accepted as a parameter of SM resistance to cracking. An axisymmetric problem for a cylindrical ceramic SM is considered. Based on the formulated objective function, the paper presents an algorithm for solving the problem using the equations of the linear theory of elasticity, the equation of thermal conductivity and the proven numerical method. As a result of solving the problem, the minimum number and locations of recesses on the inner and outer surfaces of SM, ensuring a decrease in normal stresses, were determined. The results of solving the problem are presented in the form of stress plots across the sections of the considered area. The authors analyzed the obtained results of SM resistance to cracking and gave recommendations on the use of the obtained results in various scientific and technical fields.

Keywords: investment casting, shell mold, stress state, temperature seam, crack resistance, stresses detection algorithm

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 24-29-00214, <https://rscf.ru/project/24-29-00214/>.

For citation: Evstigneev A.I., Odinokov V.I., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A., Dmitriev E.A. Effect of annular seams on stress-strain state in cylindrical ceramic shell mold during solidification of a steel casting in it. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):613–620. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-613-620>

ВВЕДЕНИЕ

Литье по выплавляемым моделям остается одной из самых востребованных технологий получения отливок высокой геометрической сложности с сохранением требуемой точности.

Недостатком этого метода литья является высокий процент брака оболочковых форм (ОФ), что связано с образованием микро- или макротрещин в них, их частичным или полным разрушением в процессе формообразования, а, главным образом, на технологических операциях (прокаливании, заливки их расплавом в начальной стадии охлаждения отливки) из-за неравномерного нагрева по толщине литейной ОФ. Такая низкая стойкость ОФ связана с повышенным уровнем напряженно-деформированного состояния (НДС) в них. Для снижения влияния таких воздействий в производстве применяют различные технологические решения.

Вопросам исследования НДС литейных многослойных оболочковых форм посвящены работы как отечественных, так и зарубежных исследователей. Так, в работах [1; 2] отражено влияние формы и геометрии ОФ, в работах [3; 4] – толщины стенки ОФ, в работах [5; 6] – материала формы, а в работах [7 – 9] – геометрии отливки. Отечественные исследования, посвященные рассматриваемой проблеме, представлены

в работах [10 – 13]. Аналогичные проблемы изучались и при литье в кокиль [14; 15].

Настоящая работа является продолжением исследований авторов по трещиностойкости керамической ОФ по выплавляемым моделям при получении в ней металлических отливок. В ранних работах авторов с помощью математического моделирования изучалось НДС цилиндрических ОФ при заливке их жидким металлом. В результате теоретического анализа были найдены оптимальные физические параметры материала ОФ и ее морфологической структуры, оказывающие решающее влияние на трещиностойкость. Эти исследования легли в основу разработанных новых видов (типов, образцов) ОФ, по которым получены патенты РФ на изобретения (№ 2743439, № 2763359) и др.

В основу теоретических исследований авторов положен численный метод [16], с помощью которого решаются задачи в следующей постановке: жидкий металл заливается в многослойную ОФ, в которой он затвердевает в виде отливок; в процессе охлаждения отливки определяется НДС и температура в сечениях ОФ.

На начальном этапе исследования проводились на отливке в виде цилиндра со сферическим закруглением в данной части, что имитирует модель отливки в виде стояка в ОФ.

Дальнейшие теоретические исследования цилиндрических ОФ были связаны с установлением влияния силового воздействия опорного наполнителя (ОН) и параметров межслойного трения в ОФ на ее НДС [17; 18], по результатам которых также получены патенты (№ 2769192, № 2788296).

Как показал производственный опыт контроля стойкости литейных форм, наиболее непредсказуемой формой получаемой отливки является сферическая или шарообразная. Для таких ОФ определен оптимальный угол их охвата опорным наполнителем и его влияние на уровень НДС в ОФ [19].

Математическое моделирование таких процессов с использованием численных методов представлено в зарубежных работах [20 – 22], а моделирование НДС в затвердевающей отливке – в работах [23; 24].

Поиск новых технологических решений по снижению критического уровня НДС в ОФ позволил предложить новую конструкцию литейной керамической ОФ [25], основанную на известном методе снижения параметров термических напряжений в отливках за счет применения так называемых «ребер жесткости» [26].

Выявлено повышение стойкости сферической литейной ОФ за счет наличия на внутренней поверхности формы кольцевых (температурных) швов или выточек. Повышение стойкости при наличии таких швов установлено и в металлических литейных формах.

Отметим, что при заливке стали в ОФ сферической геометрии внутренние нормальные напряжения в сечении полностью сжимающие, причем довольно большой величины, в связи с чем теоретические исследования сводились к поиску условий, способствующих уменьшению (по модулю) этих напряжений. Наиболее эффективной оказалась конструкция литейной формы с кольцевыми швами в облицовочном слое [25]. В литейных формах цилиндрической конфигурации наибольшую опасность представляют растягивающие нормальные напряжения на поверхности соприкосновения формы с ОН.

В настоящей работе рассматривается литейная керамическая форма с цилиндрическим участком и теоретически анализируется влияние температурных швов не только на внешнем слое ОФ, но и на внутренней ее поверхности. Рассматривается «жесткий» вариант литейной формы: монослойная керамическая с постоянным модулем сдвига.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Рассматривается осесимметричное тело вращения (рис. 1), имеющее жидкую фазу (металл) (*I*), затвердевающую корочку (*II*), оболочковую форму (*III*), опорный наполнитель (*IV*), круговые выточки a_i на поверхности облицовочного слоя (поверхности S_2) и круговые выточки b_i на поверхности соприкосновения формы (*III*) с опорным наполнителем (*IV*) (поверхности S_3).

Пусть A – конечное множество круговых выточек a_i на поверхности S_2 ; $A = \{a_i, i = 1, \dots, n\}$; B – конечное множество круговых выточек b_i на поверхности S_3 ; $B = \{b_k, k = 1, \dots, m\}$. Положим, $C = A \cup B$. Как следует из многочисленных работ авторов, опасными напряжениями при заливке стали в ОФ являются σ_{22} , σ_{33} . При этом при охлаждении стали в ОФ с цилиндрическими участками опасными являются растягивающие напряжения σ_{22} на поверхности S_3 , а при охлаждении стали в ОФ сферической конфигурации опасными являются сжимающие напряжения σ_{33} на поверхности S_2 .

Сформулируем задачу.

Требуется найти такое наименьшее количество выточек A на поверхности S_2 ОФ и количество выточек B на поверхности S_3 , а также их геометрическое расположение, чтобы при охлаждении металла в литейной форме (ЛФ) наибольшие (по модулю) напряжения в области Q при $\tau = \tau^*$ не превышали заданных ограничений:

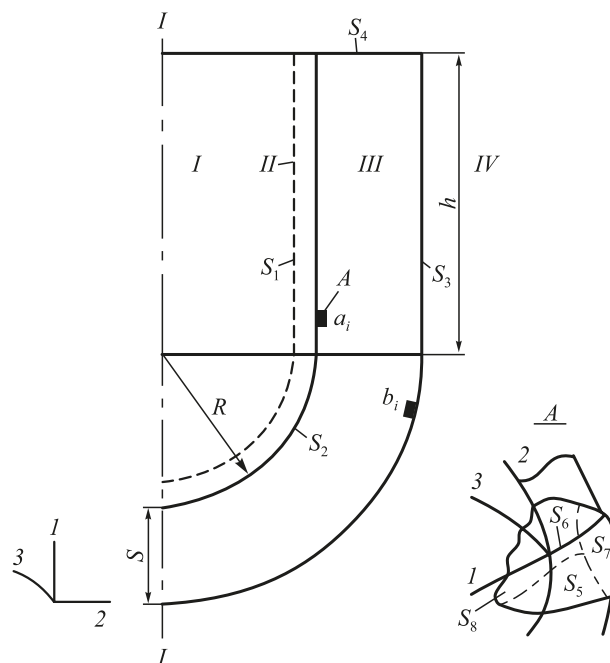


Рис. 1. Расчетная схема системы с указанием поверхности к граничным условиям задачи:

- S_1 – поверхность контакта жидкого и затвердевшего металла;
- S_2 – внутренняя поверхность контакта затвердевшего металла и керамической формы;
- S_3 – внешняя поверхность контакта керамической формы с опорным наполнителем;
- I* – жидкий металл; *II* – корочка затвердевшего металла;
- III* – оболочковая форма; *IV* – опорный наполнитель; *R* – радиус сферической части ОФ; *h* – высота цилиндрической части ОФ

Fig. 1. Calculation scheme of the system with indication of the surface to the problem boundary conditions:

- S_1 – inner contact surface of liquid and solidified metal;
- S_2 – inner contact surface of solidified metal and ceramic mold;
- S_3 – outer contact surface of ceramic mold and supporting filler;
- I* – liquid metal; *II* – crust of solidified metal;
- III* – shell mold (SM); *IV* – supporting filler;
- R* – radius of SM spherical part; *h* – height of SM cylindrical part

$$\begin{aligned} |\sigma_{33}| &< 55 \text{ МПа}; \\ \sigma_{22} &< 20 \text{ МПа}, \end{aligned} \quad (1)$$

здесь Q – область меридианного сечения; τ^* – максимальное время охлаждения, после которого температура по области Q начинает выравниваться и нормальные напряжения σ_{22} , σ_{33} начинают уменьшаться (по модулю).

Значение τ^* определим из функции

$$F = \max |\sigma_{33}(\tau, Q)|, \quad (2)$$

при ограничении $\tau \leq 60$ с.

Для определения F запишем систему уравнений в декартовой системе координат для каждой из подобластей (рис. 1), используя линейную теорию упругости:

– область I:

$$\begin{aligned} \sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = \sigma = P; \\ P_1 = -\gamma h; \quad \dot{\theta} = a_1 \Delta \theta; \end{aligned} \quad (3)$$

– области II, III:

$$\begin{cases} \sigma_{ij,j} = 0, \quad i, j = 1, 2, 3; \\ s_{ij} - \sigma \delta_{ij} = 2G_p \varepsilon_{ij}^*; \quad \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon \delta_{ij}; \quad \varepsilon = \varepsilon_{ii}; \\ \varepsilon_{ii} = 3k_p \sigma + 3\alpha_p (\theta - \theta_p^*); \quad \varepsilon_{ij} = 0,5 (U_{i,j} + U_{j,i}); \\ C_p \gamma \frac{\partial \theta}{\partial \tau} = \text{div}(\lambda \text{grad} \theta), \end{cases} \quad (4)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; σ – гидростатическое напряжение; ε_{ij} – компоненты тензора упругих деформаций; h – высота столба жидкого металла; $k_p = \frac{1-2\mu}{E}$ – коэффициент объемного сжатия; μ – коэффициент Пуассона; E – модуль Юнга; $G_p(\theta)$ – модуль сдвига в области p ($p = II, III$); α_p – коэффициент линейного расширения; a_1 – коэффициент температуропроводности в области (I); τ – время; θ – температура; C_p – удельная теплоемкость в области (p); γ – удельный вес; θ_p^* – начальная температура в области (p); $\lambda = \lambda(\theta)$ – коэффициент теплопроводности; используется суммирование по повторяющимся индексам.

В процессе охлаждения жидкого металла при условии, что температура металла $\theta_m \leq \theta_k$ (θ_k – температура кристаллизации), определяется толщина затвердевшего слоя Δ , из решения уравнения межфазового перехода.

Начальные условия задачи:

$\Delta|_{\tau=0} = 0$ – отсутствие твердой фазы металла;

$\theta_I^*|_{\tau=0} = \theta_m^*$ – температура разливаемого жидкого металла;

$\theta_{III}^*|_{\tau=0} = \theta^*$ – начальная температура формы.

Граничные условия задачи в ортогональных координатах (рис. 1):

– для осесимметричной задачи

$$\begin{aligned} U_3 = 0; \quad \sigma_{31} = \sigma_{32} = 0; \quad \varepsilon_{13} = \varepsilon_{23} = 0; \\ \frac{\partial u_i}{\partial x_3} = 0; \quad \frac{\partial \sigma_{3i}}{\partial x_3} = 0, \quad i = 1, 2, 3; \end{aligned} \quad (5)$$

– на оси симметрии

$$U_2 = 0; \quad \sigma_{21} = 0; \quad q_n = 0; \quad \theta = \theta_m;$$

– на поверхностях S_1, S_3, S_4

$$\begin{aligned} \sigma_{11}|_{S_1} = -P; \quad \sigma_{12}|_{S_1} = 0; \quad U_1|_{S_3} = 0; \quad \sigma_{21}|_{S_4} = 0; \\ \sigma_{22}|_{S_4} = 0; \quad \sigma_{11}|_{S_3} = 0; \\ \sigma_{12}|_{S_3} = -\psi \frac{U_{\text{ск}}}{U^*} \tau_s \cos(n_1 x_1); \\ \theta|_{S_3} = \theta^*; \quad \theta|_{S_2} = \theta_m, \end{aligned} \quad (6)$$

где $U_{\text{ск}}$ – перемещение материала формы при скольжении относительно ОН (песка), U^* – нормирующее перемещение; ψ – параметр, характеризующий условия трения между формой и опорным наполнителем; τ_s – условный предел текучести при сдвиге; q_n – тепловой поток.

При решении температурной задачи использовались граничные условия первого рода. Для определения $\theta_m(\tau)$ и $\theta^*(\tau)$ воспользуемся данными работы [27]:

$$\begin{aligned} \theta_m = \theta_m^* - \frac{\tau}{\tau_1} \theta_1; \\ 0 < \tau < 60 \text{ с}; \\ \theta^* = \theta_0 \left(1 + \sqrt{\frac{\tau}{\tau_2}} \right), \end{aligned} \quad (7)$$

здесь τ – время охлаждения, с; $\theta_m^* = 1550$ °C; $\theta_1 = 100$ °C; $\theta_0 = 20$ °C; θ^* – температура на поверхности S_3 ; $\tau_1 = 60$ с; $\tau_2 = 1$ с.

Время τ не превышает 60 с, так как при $\tau \geq 60$ с напряжения в ОФ не представляют опасности разрушения.

Примем модуль сдвига ОФ

$$G_\phi = 2960 \text{ кг/мм}^2. \quad (8)$$

Алгоритм решения системы (4) при граничных условиях (5) – (7) подробно описан в работе [27].

Расчет показал следующее:

$$F = -65,6 \text{ МПа}; \quad \tau^* = 21,65 \text{ с}. \quad (9)$$

Результат решения приведен на рис. 2 в виде эпюр по сечению рассматриваемой оболочки. Напряжения σ_{22} , σ_{33} весьма значимы. На облицовочном слое σ_{22} , σ_{33} отрицательны и достигают значительной величины на

цилиндрической части ОФ, причем $|\sigma_{33}| > |\sigma_{22}|$ в 1,5 раза. На сферической части σ_{22} и σ_{33} меньше отличаются, но, приближаясь к цилиндрической области, разница между ними весьма значительна. На наружном слое (контакте с опорным наполнителем) напряжения σ_{22} положительны. Причем на сферической части примерно одинаковой величины, а на цилиндрической – возрастают к верхней части формы. Напряжения σ_{33} на этой поверхности (поверхность S_3) сопоставимы с напряжением σ_{22} в сферической части и практически равны нулю на цилиндрической. Из рис. 2 видим, что напряжения σ_{33} , σ_{22} при заливке стали в керамическую форму значительно превосходят (по модулю) ограничения (1).

Зная значения τ^* (9), перейдем к решению поставленной задачи. Рассматривается процесс охлаждения стали в керамической форме с температурными швами (круговыми выточками). В отличие от предыдущей задачи сечение Q представляет многосвязную область. Начальные и граничные условия во многом совпадают с предыдущей задачей. Граничные условия (6) дополняются (рис. 1):

$$(\sigma_{22} = \sigma_{21})|_{S_i} = 0, i = 5, 6; (\sigma_{11} = \sigma_{12})|_{S_i} = 0, i = 7, 8; \quad (10)$$

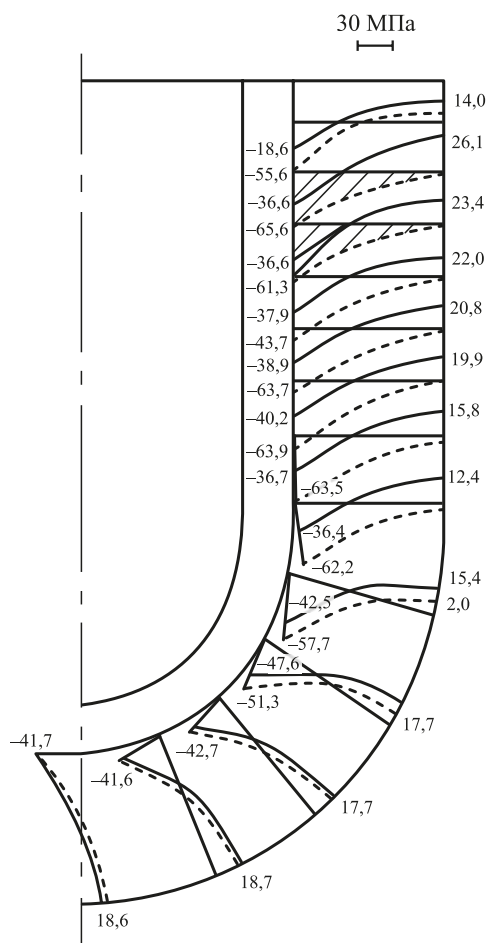


Рис. 2. Эпюры напряжений σ_{22} (—) и σ_{33} (---) по сечению ОФ

Fig. 2. Stress plots σ_{22} (—) and σ_{33} (---) along SM section

Выполняется также соотношение (7) при принятом значении модуля сдвига (8).

АЛГОРИТМ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

1. Задаются геометрические размеры области, конечное время охлаждения τ^* , геометрические размеры выточек и их начальные координаты на S_2 , S_3 : $a_i(0)$, $b_i(0)$. Время охлаждения τ^* разбивается на конечное число шагов: $\tau^* = \sum \Delta\tau_n$ (где n – номер временного шага).

2. Исследуемая область разбивается системой ортогональных поверхностей на конечное число элементов.

3. Вычисляются длины дуг элементов S_{ij}^k ($i, k = 1, 2, 3$; $i \neq k$; $j = 1, 2$).

4. Задаются начальные и граничные условия по элементам, образующим рассматриваемую область (5), (6), (10), и константы физико-механических свойств материалов.

5. Определяется поле температур на временном шаге $\Delta\tau_n$ численным решением уравнения теплопроводности с использованием итерационной формулы [27], при наличии начальных и граничных условий на данном временном шаге. Наличие выточек при решении температурной задачи не учитывалось.

6. Если выполняется условие $\theta|_{S_2} \leq \theta_k$ области (I) у поверхности S_2 , то вычисляется толщина закристаллизовавшейся корочки Δ_n .

7. Решается система уравнений (3), (4) с учетом граничных условий (6), (10), разностных аналогов и разработанной методики с использованием программы «Одиссей»¹. Определяются поля напряжений σ_{ij} и перемещений U_i ($i, j = 1, 2$).

8. На поверхности S_3 проводится оценка прилегания формы к ОН по каждому элементу: если $\sigma_{11}|_{S_3} > 0 \Rightarrow \sigma_{11} = 0$, $\sigma_{12} = 0$, проводится переназначение граничных условий и выполняется операция 7.

9. Проводится шаг по времени. По формулам (7) уточняются граничные условия решения температурной задачи. Если $\sum \Delta\tau_n < \tau^*$, то выполняется операция 5. Если $\sum \Delta\tau_n = \tau^*$, то выполняется операция 10.

10. По области Q анализируются значения σ_{33} , σ_{22} и выбираются наибольшие (по модулю) значения, превосходящие ограничения (1). Формируются матрицы $[\bar{\sigma}_{22}]$, $[\bar{\sigma}_{33}]$. Если ограничения (1) выполняются, то следует операция 12.

11. Из матрицы $[\bar{\sigma}_{22}]$, $[\bar{\sigma}_{33}]$ выбираются наибольшие, и в этих сечениях выполняются выточки. Выполняется операция 7.

12. Процесс расчета заканчивается.

¹ Одинов В.И., Прокудин А.Н., Сергеева А.М., Севастьянов Г.М. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2012111389. ОДИСЕЙ. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 13.12.2012.

РЕЗУЛЬТАТЫ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ

Геометрические параметры: $S = 5$ мм; $R = 20$ мм; $h = 50$ мм.

Временные интервалы Δt_n : 0,01, 0,02, 0,03, 0,04, 0,05, 0,1, 0,2, 0,3, 0,4, 0,5, 2, 5, 5, 3, 3, 5, 5, 5, 5 с.

Приняты следующие физические параметры разливной стали при $\theta > 1000$ °С ($\theta_m^* = 1550$ °С) [27]:

$$G = 1000 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1};$$

$$\lambda = 0,0298 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°С)};$$

$$L = 270 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг (скрытая теплота плавления)};$$

$$C = 444 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°С)}; \gamma = 7,80 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3; \theta_k = 1450 \text{ °С}.$$

Физические свойства керамической формы:

$$G = 2960 \text{ кг/мм}^2; \alpha = 0,51 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1};$$

$$\lambda = 0,000812 \text{ Вт/(мм} \cdot \text{°С)};$$

$$C = 840 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{°С)}; \gamma = 2,0 \cdot 10^{-6} \text{ кг/мм}^3.$$

Размеры выточек: $a_i = 1 \times 2$ мм, $b_i = 1 \times 3$ мм.

Расчет по приведенному выше алгоритму показал следующие значения: $F = 5$; $a_i = 2$; $b_i = 3$; геометрическое местоположение выточек (a_i , b_i) и температуры в сече-

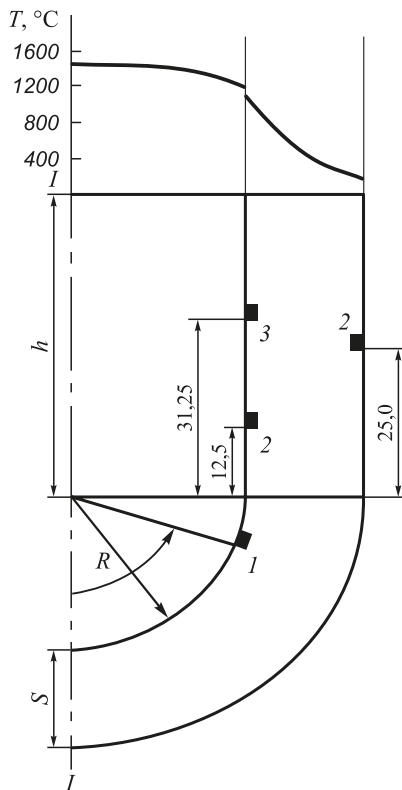


Рис. 3. Расчетная схема системы с группой выточек на облицовочном и наружном слоях ОФ

Fig. 3. Calculation scheme of the system with a group of recesses on the lining and outer layers of SM

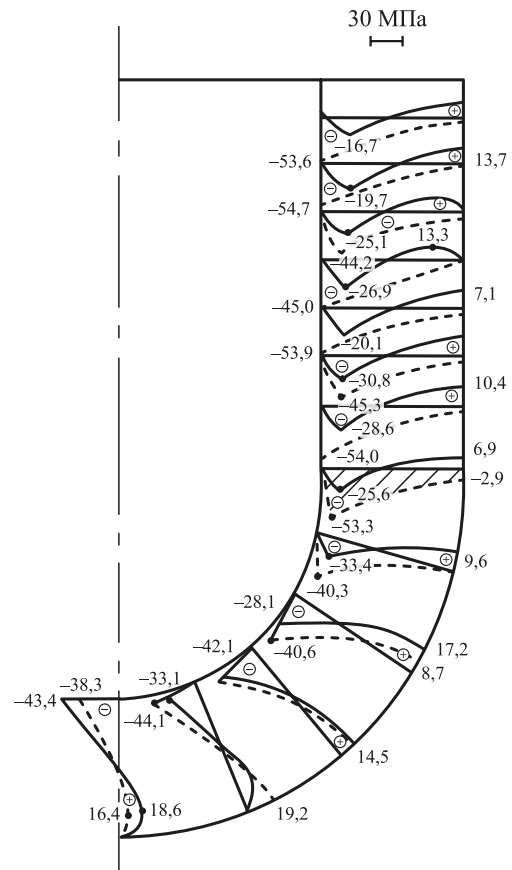


Рис. 4. Эпюры напряжений σ_{22} (—) и σ_{33} (---) по сечению ОФ

Fig. 4. Stress plots σ_{22} (—) and σ_{33} (---) along SM section

нии ($x_2 = 0$) показаны на рис. 3. Полученные результаты по напряжениям σ_{33} , σ_{22} приведены на рис. 4.

Видим, что все максимальные значения напряжений σ_{33} (по модулю) и растягивающие напряжения σ_{22} отвечают заданным ограничениям (1), хотя и очень близки в некоторых сечениях к граничным величинам.

ВЫВОДЫ

Поставлена и решена осесимметричная задача по оптимизации процесса охлаждения стальной отливки в керамической форме, имеющей цилиндрический и сферический участки и температурные кольцевые вырезы.

Показана эффективность нанесения на литейную форму кольцевых выточек на наружную и внутреннюю поверхности, соприкасающиеся с охлажденным металлом.

Полученные результаты могут быть полезны при исследовании других технологических процессов, проведении прочностных расчетов и решении оптимизационных задач.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kanyo J.E., Schafföner S., Uwanyuze R.Sh., Leary K.S. An overview of ceramic molds for investment casting of nickel

- superalloys. *Journal of the European Ceramic Society*. 2020;40(15):4955–4973.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.013>
2. Rafique M.M.A., Iqbal J. Modeling and simulation of heat transfer phenomena during investment casting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2009;52(7-8):2132–2139.
<http://doi.org/10.1016/j.jheatmasstransfer.2008.11.007>
3. Singh R. Mathematical modeling for surface hardness in investment casting applications. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2012;26:3625–3629.
<http://dx.doi.org/10.1007/s12206-012-0854-0>
4. Jafari H., Idris M.H., Ourdjini A. Effect of thickness and permeability of ceramic shell mould on in situ melted AZ91D investment casting. *Applied Mechanics and Materials*. 2014;465-466:1087–1092.
<http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.465-466.1087>
5. Bansode S.N., Phalle V.M., Mantha S. Taguchi approach for optimization of parameters that reduce dimensional variation in investment casting. *Archives of Foundry Engineering*. 2019;19(1):5–12.
<https://dx.doi.org/10.24425/afe.2018.125183>
6. Pattnaik S., Karunakar D.B., Jha P.K. Developments in investment casting process – A review. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012;212(11):2332–2348.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.06.003>
7. Zhang J., Li K.W., Ye H.W., Zhang D.Q., Wu P.W. Numerical simulation of solidification process for impeller investment casting. *Applied Mechanics and Materials*. 2011;80-81:961–964.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.80-81.961>
8. Dong Y.W., Li X.L., Zhao Q., Yang J., Dao M. Modeling of shrinkage during investment casting of thin walled hollow turbine blades. *Journal of Materials Processing Technology*. 2017;244:190–203.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.005>
9. Rakoczy Ł., Cygan R. Analysis of temperature distribution in shell mould during thin-wall superalloy casting and its effect on the resultant microstructure. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2018;18(4):1441–1450.
<https://doi.org/10.1016/j.acme.2018.05.008>
10. Голенков Ю.В., Рыбкин В.А., Юсипов Р.Ф. Силовое взаимодействие опорного материала с оболочкой формы при литье по выплавляемым моделям. *Литейное производство*. 1988;(2):14–15.
Golenkov Yu.V., Rybkin V.A., Yusipov R.F. Force interaction of support material with shell mold during investment casting. *Liteinoe proizvodstvo*. 1988;(2):14–15. (In Russ.).
11. Шпиндлер С.С., Неуструев А.А., Церельман Н.М. Определение термического сопротивления контакта отливка-форма при литье по выплавляемым моделям. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1986;29(9):97–100.
Shpindler S.S., Neustruev A.A., Tserel'man N.M. Determination of thermal resistance of the casting-mold contact during investment casting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1986;29(9):97–100. (In Russ.).
12. Васин Ю.П., Лонзингер В.А. Расчет термостойкости оболочек при литье по выплавляемым моделям. *Литейное производство*. 1987;(2):19–21.
Vasin Yu.P., Lonzinger V.A. Calculation of the heat resistance of shells during casting using moldable models. *Liteinoe proizvodstvo*. 1987;(2):19–21. (In Russ.).
13. Тимофеев Г.И., Огорельцев В.П., Черепнин А.Ю. Влияние температурного фактора на напряженно-деформированное состояние оболочковой формы. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1990;33(8):69–71.
Timofeev G.I., Ogorel'tsev V.P., Cherepnin A.Yu. Influence of temperature factor on stress-strain state of a shell mold. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1990;33(8):69–71. (In Russ.).
14. Голофаев А.Н. Расчет напряженно-деформированного состояния кокилей методом конечных элементов. *Литейное производство*. 1983;(5):16.
Golofaev A.N. Calculation of stress-strain state of block molds by the finite element method. *Liteinoe proizvodstvo*. 1983;(5):16. (In Russ.).
15. Дембовский В.В. Численное моделирование процессов формирования отливок в металлических формах. *Литейное производство*. 1992;(6):31–32.
Dembovskii V.V. Numerical modeling of castings forming in metal molds. *Liteinoe proizvodstvo*. 1992;(6):31–32. (In Russ.).
16. Математическое моделирование сложных технологических процессов / В.И. Одинокоев, Б.Г. Каплунов, А.В. Песков, А.В. Баков. Москва: Наука; 2008:178.
17. Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Влияние опорного наполнителя и структуры оболочковой формы на ее трещиностойкость. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(4):285–293.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>
- Odnokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Influence of support filler and structure of shell mold on its crack resistance. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(4):285–293. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-285-293>
18. Одинокоев В.И., Евстигнеев А.И., Дмитриев Э.А., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Морфологическое строение оболочковой формы по выплавляемым моделям. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(10):740–747.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-740-747>
- Odnokov V.I., Evstigneev A.I., Dmitriev E.A., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Morphological structure of shell mould in investment casting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(10):740–747. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-740-747>
19. Одинокоев В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеев А.И., Намоконов А.Н., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А. Моделирование напряженно-деформированного состояния и оптимизация угла охвата сферической оболочковой формы опорным наполнителем. *Прикладная механика и техническая физика*. 2025;66(1(389)):189–196.
<https://doi.org/10.15372/PMTF202415455>
- Odnokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I., Namokov A.N., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A. Modeling the stress-strain state and optimizing the angle of contact of a spherical shell mold by a support filler. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2025;66(1(389)):189–196. (In Russ.). <https://doi.org/10.15372/PMTF202415455>
20. Sabau A.S. Numerical simulation of the investment casting process. *Transactions of American Foundry Society*. 2005;113:407–417.
21. Zheng K., Lin Y., Chen W., Liu L. Numerical simulation and optimization of casting process of copper alloy water-meter

- shell. *Advances in Mechanical Engineering*. 2020;12(5): 1–12. <http://dx.doi.org/10.1177/1687814020923450>
22. Manzari M.T., Gethin D.T., Lewis R.W. Optimisation of heat transfer between casting and mould. *International Journal of Cast Metals Research*. 2000;13(4):199–206. <https://doi.org/10.1080/13640461.2000.11819402>
 23. Огородникова О.М. Напряженно-деформированное состояние металла в эффективном интервале кристаллизации. *Литейное производство*. 2012;(9):21–24.
Ogorodnikova O.M. Stress-strain state of metal in the effective range of crystallization. *Liteinoe proizvodstvo*. 2012;(9):21–24. (In Russ.).
 24. Десницкая Л.В., Десницкий В.В., Матвеев И.А. Учет напряженно-деформированного состояния кристаллизующихся стальных отливок в технологии их производства. *Литейное производство*. 2019;(4):6–8.
Desnitskaya L.V., Desnitskii V.V., Matveev I.A. Consideration of the stress-strain state of solidifying steel castings in the process of their production. *Liteinoe proizvodstvo*. 2019;(4):6–8. (In Russ.).
 25. Патент RU № 2828801 РФ, МПК В22С 9/04 (2006.01), В22С 9/08 (2006.01). Литейная многослойная оболочковая форма / В.И. Одинокоев, А.И. Евстигнеев, Э.А. Дмитриев, А.А. Евстигнеева, Д.В. Чернышова, Ю.И. Ткачева, А.Н. Намоконов. Заявл. 05.03.2024; опубл. 21.10.2024. Бюл. № 30.
 26. Литейное производство: Учебник для металлургических специальностей вузов: под общ. ред А.М. Михайлова. Москва: Машиностроение; 1987:256.
 27. Математическое моделирование процессов получения отливок в керамические оболочковые формы / В.И. Одинокоев, Э.А. Дмитриев, А.И. Евстигнеев, В.И. Свиридов. Москва: Инновационное машиностроение; 2020:221.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Алексей Иванович Евстигнеев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Валерий Иванович Одинокоев, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник Управления научно-исследовательской деятельностью, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Дарья Витальевна Чернышова, аспирант кафедры «Авиационное», Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Анна Алексеевна Евстигнеева, студент, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

Эдуард Анатольевич Дмитриев, д.т.н., доцент, ректор, Комсомольский-на-Амуре государственный университет
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Aleksei I. Evstigneev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0002-9594-4068
E-mail: diss@knastu.ru

Valerii I. Odinokov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Chief Researcher of the Department of Research Activities, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0200-1675
E-mail: 79122718858@yandex.ru

Dar'ya V. Chernyshova, Postgraduate of the Chair of Aircraft Engineering, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-5142-2455
E-mail: daracernysova744@gmail.com

Anna A. Evstigneeva, Student, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0003-0667-2468
E-mail: annka.ewstic@mail.ru

Eduard A. Dmitriev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Assist. Prof., Rector, Komsomolsk-on-Amur State University
ORCID: 0000-0001-8023-316X
E-mail: rector@knastu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. И. Евстигнеев – формирование концепции статьи, определение цели и задачи исследования, анализ результатов исследования, подготовка текста.

В. И. Одинокоев – научное руководство, анализ результатов исследований, редактирование и корректировка финальной версии статьи.

Д. В. Чернышова – проведение и обработка расчетов, подготовка библиографического списка, обработка графического материала.

А. А. Евстигнеева – проведение расчетов, подготовка текстового и графического материала.

Э. А. Дмитриев – проведение расчетов и их анализ, подготовка и корректировка текста.

A. I. Evstigneev – conceptualization, setting goal and objective of the study, analysis of results, writing the text.

V. I. Odinokov – scientific guidance, analysis of results, editing and correction of the article final version.

D. V. Chernyshova – performing and processing calculations, literary analysis, processing graphic material.

A. A. Evstigneeva – performing calculations, preparation of the text and graphic material.

E. A. Dmitriev – performing and analyzing calculations, writing and correcting the text.

Поступила в редакцию 03.12.2024
После доработки 01.09.2025
Принята к публикации 10.09.2025

Received 03.12.2024
Revised 01.09.2025
Accepted 10.09.2025

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХINNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS

УДК 621.746+621.771

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-621-625



Оригинальная статья

Original article

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРЫ И ТЕРМОУПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В БОЙКАХ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ СТАЛЬНЫХ ПОЛЫХ ЗАГОТОВОК НА УСТАНОВКЕ СОВМЕЩЕННОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ. ЧАСТЬ 2

О. С. Лехов[✉], Д. Х. Билалов

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

✉ MXlehov@yandex.ru

Аннотация. В статье решается задача определения термоупругих напряжений в калиброванных бойках установки совмещенного литья и деформации при получении стальных полых заготовок с использованием разработанной авторами методики расчета. Авторы обосновывают актуальность определения термоупругих напряжений в калиброванных бойках при обжатии стенки полой заготовки и на холостом ходу при охлаждении бойков водой и представляют геометрию бойка для получения полой заготовки за один проход. Представлены исходные данные для расчета термоупругих напряжений в калиброванных бойках установки совмещенного литья и деформации при получении полых заготовок и температурные граничные условия для их расчета. Для определения температуры бойка приводятся граничные условия и значения теплового потока и эффективного коэффициента теплоотдачи. Результатом расчета термоупругих напряжений в четырех сечениях являются характерные линии и точки, расположенные на контактной поверхности бойка и в приконтактном слое на глубине 5 мм от рабочей поверхности. Для расчета термоупругих напряжений в калиброванных бойках с использованием метода конечных элементов с применением пакета ANSYS приводятся размеры сетки конечных элементов. Авторы определили величины и закономерности распределения термоупругих напряжений в калиброванном бойке при обжатии стенки полой заготовки и на холостом ходу при получении за один проход такой заготовки на установке совмещенного литья и деформации. На основании расчетных значений температуры и величины максимальных сжимающих термоупругих напряжений на контактной поверхности в качестве материала для изготовления бойков предложено использовать трубную заготовку.

Ключевые слова: установка, калиброванные бойки, литье, деформация, кристаллизатор, полая заготовка, температурное поле, термоупругие напряжения, конечный элемент

Для цитирования: Лехов О.С., Билалов Д.Х. Расчет температуры и термоупругих напряжений в бойках при получении стальных полых заготовок на установке совмещенного литья и деформации. Часть 2. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(6):621–625.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-621-625>

CALCULATION OF TEMPERATURE AND THERMOELASTIC STRESSES IN STRIKERS DURING PRODUCTION OF HOLLOW STEEL BILLETS IN A UNIT OF COMBINED CASTING AND DEFORMATION. PART 2

O. S. Lekhov[✉], D. Kh. Bilalov

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

✉ MXlehov@yandex.ru

Abstract. The article solves the problem of determining thermoelastic stresses in calibrated strikers in a unit of combined casting and deformation during production of hollow steel billets using the calculation methodology developed by the authors. The authors substantiate the relevance of determining thermoelastic stresses in insulated strikers when compressing the wall of a hollow billet and at idle run when cooling the strikers with water, and describe the striker geometry to produce a hollow billet in one pass. The paper considers the initial data and temperature boundary conditions for calculating the temperature field of the striker during production of hollow billets in a unit of combined casting and deformation. The boundary conditions are given to determine the striker temperature as well as the values of heat flow and effective heat transfer coefficient.

The results of calculating the temperature fields are performed in four sections and are presented for characteristic lines and points located on the striker contact surface and in the contact layer at a depth of 5 mm from the working surface. Dimensions of the finite element grid are given to calculate thermoelastic stresses in calibrated strikers using the finite element method with ANSYS package. The authors determined the magnitudes and patterns of distribution of thermoelastic stresses in a calibrated striker when compressing the wall of a hollow billet and at idle run when such a billet is produced in one pass in a unit of combined casting and deformation. Based on the calculated temperature values and the magnitude of the maximum compressive thermoelastic stresses on the contact surface of the strikers, it is proposed to use a pipe billet as a material for making strikers.

Keywords: unit, calibrated striker, casting, deformation, mold, hollow billet, temperature field, thermoelastic stresses, finite element

For citation: Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Calculation of temperature and thermoelastic stresses in strikers during production of hollow steel billets in a unit of combined casting and deformation. Part 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):621–625.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-621-625>

ВВЕДЕНИЕ

Основными и наиболее нагруженными элементами установки совмещенного литья и деформации являются бойки [1; 2], которые во время рабочего хода одновременно обжимают стенку стальной полый оболочки и перемещают ее по направлению литья. При этом во время рабочего хода в бойках возникают суммарные напряжения от усилия обжатия и температурной нагрузки [3 – 5]. Таким образом, актуальной задачей является обоснование выбора материала бойков, обеспечивающего способность противостоять циклическим нагрузкам при воздействии механических и термоупругих напряжений [6 – 8].

Для расчета напряженного состояния бойка установки сначала определено его температурное поле на основе решения уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими начальными и граничными условиями [9 – 11].

Наружный и внутренний диаметры полый заготовки из стали 09Г2С составляют 100 и 60 мм. Угловая скорость эксцентриковых валов принята равной 40 мин⁻¹. При такой скорости время контакта бойка со стенкой полый заготовки при рабочем ходе составляет 0,375 с, а время паузы – 1,125 с. Температура полый заготовки в зоне входа в бойки равна 1200 °С [12 – 14].

Геометрия бойка с размерами приведена в работе [9]. Итерационными расчетами установлено, что для обеспечения температуры на контактной поверхности бойка на уровне 350 °С при значении коэффициента теплоотдачи 2000 Вт/(м²·К) величина плотности теплового потока составляет 4,6 МВт/м² [15].

Установлено, что при воздействии теплового потока во время обжатия бойками стенки полый заготовки температура на контактной поверхности бойка находится в диапазоне 370 – 451 °С. Затем на холостом ходу при охлаждении бойков водой температура контактной поверхности бойка снижается и находится в диапазоне 289 – 370 °С.

По полученным температурным полям методом конечных элементов в пакете ANSYS [16] определены термоупругие напряжения в бойках установки (использованы элементы методик расчетов, изложенные в работах [16 – 18]). Размеры конечного элемента в

зонах очага деформации и калибрующих участков бойков приняты равными 1 мм. В силу симметрии расчет выполнялся для половины бойка, показанного на рис. 1 в работе [9]. Результаты расчета радиальных (SR), тангенциальных ($S\theta$), осевых (SZ) и эквивалентных ($SEQV$) термоупругих напряжений приведены только для характерных линий XZ_L2_S2 , XYZ_L2_S2 и R_L2_S2 и точек сечения 2, связанных с контактной поверхностью бойка (рис. 1).

В таблице приведены значения термоупругих напряжений в точках характерных линий сечения 2 от воздействия на боек теплового потока (ТР) и охлаждения водой (ОХЛ).

На рис. 2 показаны закономерности распределения термоупругих напряжений в бойках по характерной линии R_L2_S2 .

Рассмотрим распределение термоупругих напряжений в бойках по характерным линиям сечения 2 (рис. 1), где возникают наибольшие сжимающие напряжения при обжатии стенки стальной полый заготовки. Так, в точке 1_С2 линии XZ_L2_S2 , которая проходит по оси симметрии калибра бойков, на

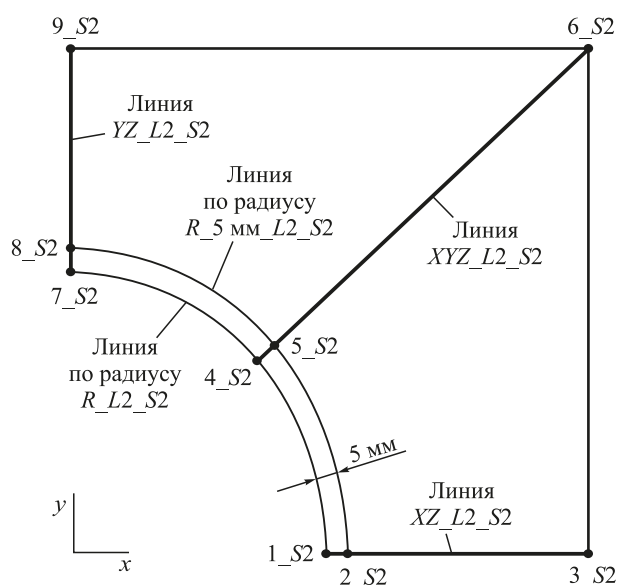


Рис. 1. Положение точек и линий в сечении 2

Fig. 1. Position of points and lines in section 2

Значения радиальных, тангенциальных, осевых и эквивалентных напряжений в точках линий сечения 2 от воздействия на боек теплового потока (ТР) и охлаждения водой (ОХЛ)

Values of radial, tangential, axial and equivalent stresses at points of section 2 lines due to the effect of heat flow (TP) and cooling with water (OXL) on the striker

Точка	Напряжение, МПа							
	SR	$S\theta$	SZ	$SEQV$	SR	$S\theta$	SZ	$SEQV$
	В конце паузы (ОХЛ)				В конце контакта (ТР)			
1_С2	–9	–58	–191	178	–39	–589	–703	671
2_С2	–27	–243	–361	317	–33	–218	–348	297
3_С2	–56	–114	–62	56	–38	–113	–42	61
4_С2	–4	148	–142	258	–34	–381	–652	592
5_С2	–13	–91	–312	289	–18	–58	–295	278
6_С2	–542	–454	141	459	–561	–470	130	459
7_С2	21	25	341	342	–19	–59	–63	71
8_С2	53	–1	355	340	–32	–1	340	372
9_С2	0	1	857	856	0	1	859	858

контактной поверхности имеют место максимальные сжимающие осевые напряжения SZ величиной –703 МПа (рис. 2, таблица).

На холостом ходу при охлаждении бойков водой на контактной поверхности бойков в точке 1_С2 сжимающие термоупругие напряжения $S\theta$ и SR имеют значительно меньшие величины и соответственно равны –58 и –191 МПа (рис. 2, таблица).

Следует отметить, что по линии XYZ_L2_S2 сжимающие термоупругие напряжения $S\theta$ и SZ на контактной поверхности бойков при обжати стенок полый заготовки достаточно высоки и в точке 4_С2 они соответственно равны –381 и –652 МПа (рис. 2, таблица).

На холостом ходу на контактной поверхности бойка в точке 4_С2 тангенциальные напряжения $S\theta$ (растягивающие) с максимальной величиной 148 МПа, а осевые напряжения SZ (сжимающие) величиной –142 МПа.

Однако по толщине бойка осевые напряжения сначала возрастают до значения –312 МПа, затем уменьшаются, меняют знак и становятся растягивающими с наибольшей величиной 141 МПа (см. таблицу).

Рассмотрим распределение термоупругих напряжений по радиусу контактной поверхности бойков (линия R_L2_S2 , рис. 1).

При обжати стенок полый заготовки в точке 1_С2 контактной поверхности бойка термоупругие напряжения $S\theta$ и SZ сжимающие величиной –589 и –703 МПа соответственно, затем по радиусу они уменьшаются и в точке 4_С2 становятся равными –381 и –652 МПа, а в точке 7_С2 соответственно –59 и –63 МПа (рис. 2, таблица).

На холостом ходу в точке 1_С2 контактной поверхности бойка возникают сжимающие термоупругие напряжения $S\theta$ и SZ соответственно величиной –58 и –191 МПа,

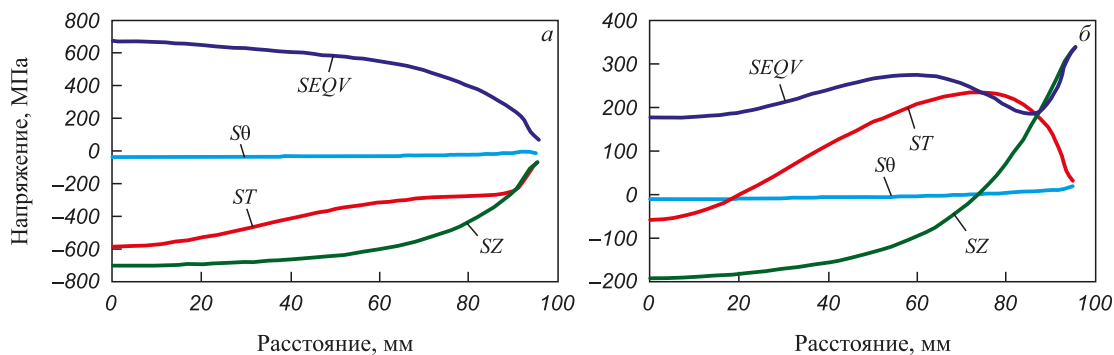


Рис. 2. Характер термоупругих напряжений вдоль линии R_L2_S2 :

a – от воздействия на боек теплового потока (ТР) (в конце контакта);

b – от охлаждения водой (ОХЛ) (в конце паузы)

Fig. 2. Nature of thermoelastic stresses along the R_L2_S2 line:

a – due the effect of heat flow (TP) on the striker (at the end of the contact);

b – due to the effect of cooling with water (OXL) (at the end of the pause)

затем они по радиусу контактной поверхности бойка в точке 7_S2 становятся растягивающими соответственно величиной 25 и 341 МПа (рис. 1, таблица).

В результате исследования установлено, что температура контактной поверхности бойков при обжатии стенки стальной полый заготовки может достигать 451 °С. При этой температуре величина сжимающих термоупругих напряжений на контактной поверхности бойков достигает 703 МПа.

Расчетные значения термоупругих напряжений хорошо коррелируют с результатами, полученными при выполнении аналогичных исследований с использованием программной системы анализа QForm [19].

С учетом вышеизложенного бойки установки совмещенного литья и деформации для получения стальных полых заготовок целесообразно изготавливать из стали 4Х4ВМФС. Это штамповая сталь с повышенными стойкостью к образованию трещин разгара и износостойкостью. Условный предел текучести стали при температуре 500 °С составляет 1309 МПа, что значительно превышает величину максимальных термоупругих напряжений от температурной нагрузки [20]. Сталь применяется, в том числе, для изготовления инструмента высокоскоростной машинной штамповки и высадки на горизонтально-ковочных машинах.

Выводы

Разработана методика расчета термоупругих напряжений в калиброванных бойках установки совмещенного литья и деформации при получении стальных полых трубных заготовок. Определены величины и закономерности распределения термоупругих напряжений в трех сечениях калиброванного бойка при получении стальных полых заготовок на установке совмещенного литья и деформации. Установлено, что максимальная величина сжимающих термоупругих напряжений на контактной поверхности бойков достигает 703 МПа. Предложено бойки установки совмещенного литья и деформации для получения стальных полых заготовок изготавливать из стали 4Х4ВМФС, предел текучести которой при температуре 500 °С составляет 1309 МПа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Лыков А.В. Теория теплопроводности. Москва: Высшая школа; 1967:600.
2. Matteo D. Wicon EVO – a preview of Danieli's easy-to-use rolling process simulation software for wire rod and bar mills. In: *Proceedings of the Rolling12, Trieste, Italy, 25–28 October 2022*. Trieste, Italy; 2022.
3. Хлопонин В.Н., Косырева М.В., Косяк А.С. Влияние системы охлаждения на тепловые условия работы поверхностного слоя вала. В кн.: *Труды МИСиС. Вып. 100*. Москва: изд. МИСиС; 1977:90–93.
4. Кушнер В.С., Верещака А.С., Схиртладзе А.Г., Негров Д.А. Технологические процессы в машиностроении

- Ч. П. Обработка металлов давлением и сварочное производство. Омск: изд. ОмГТУ; 2005:200.
5. Лехов О.С., Билалов Д.Х. Технологические возможности установок совмещенных процессов непрерывного литья и деформации для производства металлопродукции. *Производство проката*. 2016;(7):24–26.
Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Technological capabilities of installations for combined continuous casting and deformation processes for the production of metal products. *Proizvodstvo prokata*. 2016;(7):24–26. (In Russ.).
6. Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы вальки – полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 2. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2014;57(12):15–19.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-12-15-19>
Lekhov O.S. Study of stress-strain state of rolls-band system at rolling of broad-flanged beam in stands of universal beam mill. Report 2. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014;57(12):15–19. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-12-15-19>
7. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. Москва: Мир; 1976:349.
8. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form. *Applied Mathematical Modelling*. 2013; 37(10-13):6918–6928.
<https://doi.org/10.1016/j.apm.2013.02.026>
9. Лехов О.С., Билалов Д.Х. Расчет температуры и термоупругих напряжений в бойках при получении стальных полых заготовок на установке совмещенного литья и деформации. Часть 1. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(4):366–371.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-4-366-371>
Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Calculation of temperature and thermoelastic stresses in strikers during production of hollow steel billets in a unit of combined casting and deformation. Part 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(4):366–371.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-4-366-371>
10. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry Proceedings of the 3rd Process. Tech. Conf., Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982*. New York; 1982:264–270.
11. Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in of tubes under tension. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010;210:336–362.
12. Stebunov S., Biba N., Vlasov A., Maximov A. Thermally and Mechanically Coupled Simulation of Metal Forming Processes. In: *Proceedings of the 10th Int. Conf. on Technology of Plasticity, Aachen, Germany, 25–30 September 2011*. Aachen, Germany; 2011.
13. Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J. Mechanics of Sheet Metal Forming. Butterworth-Heinemann Elsevier Ltd.: Oxford; 2002:228.
14. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings: II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis. *Journal of Materials Processing Technology*. 1997;72(1):32–41.
15. Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Напряжения в системе бойки – полоса при получении листов из стали

- на установке непрерывного литья и деформации. Екатеринбург: изд. УМЦ УПИ; 2018:125.
16. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0.
 17. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling. *Steel Research International*. 2011;82(10):1240–1247. <https://doi.org/10.1002/srin.201100078>
 18. Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication. In: *High Performance Computing for Computational Science – VECPAR 2012*. Berlin, Heidelberg: Springer; 2013:128–139.
 19. Стебунов С.А., Мальцев П.А., Гладков Ю.А., Белугин В.С., Алимов И.С. Моделирование и проектирование сортовой прокатки в условиях промышленного производства с применением QForm и Калибер. В сб.: *Труды XIV конгресса прокатчиков. Череповец, 16–18 апреля 2024*. Череповец; 2024:112–114.
 20. Буланов Л.В., Карлинский С.Е., Волегова В.Е. Долговечность роликов МНЛЗ при наружном и внутреннем охлаждении. В кн.: *Надежность крупных машин. Сб. науч. тр. НИИтяжмаш*. Свердловск: изд. НИИтяжмаш; 1990:126–132.
- Bulanov L.V., Karlinskii S.E., Volegova V.E. Durability of casters for external and internal cooling. In: *Reliability of Large Machines. Collection of Sci. Papers of NIItiazhmash*. Sverdlovsk: NIItiazhmash; 1990:126–132. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Олег Степанович Лехов, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет

E-mail: MXLehov38@yandex.ru

Дамир Харасович Билалов, доцент кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет

ORCID: 0000-0002-4336-5339

E-mail: master_ddd@mail.ru

Oleg S. Lekhov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University

E-mail: MXLehov38@yandex.ru

Damir Kh. Bilalov, Assist. Prof. of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University

ORCID: 0000-0002-4336-5339

E-mail: master_ddd@mail.ru

Поступила в редакцию 15.08.2025

После доработки 25.09.2025

Принята к публикации 10.10.2025

Received 15.08.2025

Revised 25.09.2025

Accepted 10.10.2025

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХINNOVATION IN METALLURGICAL
INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT,
TECHNOLOGIES AND MATERIALS

УДК 621.791.754.3

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-626-635

Оригинальная статья
Original article

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВКИ ИЗ МАРТЕНСИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 40X13, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Ц. Чжан¹, В. Н. Козлов¹, Д. А. Чинахов²,
В. А. Клименов¹, Р. В. Чернухин²

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 30)

² Новосибирский государственный технический университет (Россия, 630073, Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20)

✉ cinzhun1@tpu.ru

Аннотация. Авторы исследовали микроструктуру и механические свойства образцов, полученных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (WEBAM), и их обрабатываемость по силам фрезерования с использованием метода Тагучи. В образцах в различных направлениях наблюдались зерна предыдущего аустенита и отожженный мартенсит. Зерна предыдущего аустенита растут вдоль направления наплавки и демонстрируют выраженную ориентацию. На боковой поверхности образца зерна предыдущего аустенита являются столбчатыми, их твердость составляет примерно 505 HV_{0,1}. На верхней поверхности образца зерна предыдущего аустенита являются изометрическими, их твердость составляет примерно 539 HV_{0,1}. В разных частях образца степень превращения в мартенсит различается. В части, близкой к боковой поверхности, мартенсит более мелкий и предыдущие аустенитные межзеренные границы не наблюдаются. Его твердость составляет примерно 514 HV_{0,1}. В нижней части образца, вследствие множественных термоциклов, происходит разложение мартенсита, при этом его твердость низкая и составляет примерно 480 HV_{0,1}. В верхней части образца наблюдаются мартенсит и предыдущие аустенитные межзеренные границы, твердость составляет примерно 513 HV_{0,1}. Из-за высокой твердости образца при попутном фрезеровании более сильный удар режущей кромки о образец приводит к увеличению силы резания. Вследствие низкой пластичности образца при встречном фрезеровании уменьшение объема материала, вдавливаемого в заднюю поверхность инструмента, приводит к снижению силы резания. При увеличении скорости подачи на зуб деформация материала увеличивается, температура повышается, что приводит к снижению прочности материала и, соответственно, замедляет рост силы резания.

Ключевые слова: проволочное электронно-лучевое аддитивное производство, микроструктура, твердость, обрабатываемость, мартенситная нержавеющая сталь, метод Тагучи

Для цитирования: Чжан Ц., Козлов В.Н., Чинахов Д.А., Клименов В.А., Чернухин Р.В. Анализ процесса обработки заготовки из мартенситной нержавеющей стали 40X13, полученной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):626–635. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-626-635>

ANALYSIS OF PROCESSING 40Kh13 MARTENSITIC STAINLESS STEEL BILLET OBTAINED BY WIRE ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

C. Zhang¹✉, V. N. Kozlov¹, D. A. Chinakhov²,
V. A. Klimenov¹, R. V. Chernukhin²

¹ National Research Tomsk Polytechnic University (30 Lenina Ave., Tomsk 634050, Russian Federation)

² Novosibirsk State Technical University (20 Karla Marksa Ave., Novosibirsk 630073, Russian Federation)

✉ cinzhun1@tpu.ru

Abstract. The authors investigated the microstructure and mechanical properties of the samples obtained by the method of wire electron beam additive manufacturing (WEBAM), and their machinability by milling forces using the Taguchi method. Grains of previous austenite and annealed martensite were observed in the samples in various directions. The grains of the previous austenite grow along the surfacing direction and exhibit a pronounced orientation. On the lateral surface of the sample, the grains of the previous austenite are columnar, their hardness is approximately 505 HV_{0.1}. On the upper surface of the sample, the grains of the previous austenite are isometric, their hardness is approximately 539 HV_{0.1}. The degree of transformation into martensite varies in different parts of the sample. In the part close to the lateral surface, martensite is shallower and the previous austenitic grain boundaries are not observed. Its hardness is approximately 514 HV_{0.1}. In the lower part of the sample, due to multiple thermal cycles, martensite decomposes, while its hardness is low and is approximately 480 HV_{0.1}. In the upper part of the sample, martensite and the previous austenitic grain boundaries are observed, the hardness is approximately 513 HV_{0.1}. Due to the high hardness of the sample during climb milling, a stronger impact of the cutting edge on the sample leads to an increase in cutting force. Due to the low plasticity of the sample during conventional milling, a decrease in the volume of material pressed into the back surface of the tool leads to a decrease in cutting force. As the feed rate to the tooth increases, deformation of the material increases, the temperature increases, which leads to a decrease in the material strength. Reducing the material strength slows down the growth of cutting force.

Keywords: electron beam additive manufacturing, microstructure, hardness, machinability, martensitic stainless steel, Taguchi method

For citation: Zhang C., Kozlov V.N., Chinakhov D.A., Klimenov V.A., Chernukhin R.V. Analysis of processing 40Kh13 martensitic stainless steel billet obtained by wire electron beam additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):626–635.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-626-635>

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (*Wire Electron Beam Additive Manufacturing* – *WEBAM*) активно развивается благодаря высокой (до 2500 см³/ч) скорости наплавки и отличным свойствам получаемых материалов (высокая прочность и устойчивость к усталости) [1 – 6]. Кроме того, технология WEBAM обеспечивает гибкость производства (диаметр проволоки от 0,5 мм) и позволяет синтезировать материалы с заданным содержанием фаз (никель-алюминиевые сплавы) [7].

Однако в отличие от традиционных литья иковки, тепловые процессы в аддитивном производстве более сложные, что приводит к неопределенности механических свойств напечатанных деталей. Исследования нержавеющей стали 10X12N10T показали, что высокая плотность дислокаций и межметаллических соединений в межслойных границах приводят к повышению прочности деталей [8]. Изучение условий теплоотвода при наплавке стали 308LSi показало, что при использовании меди в качестве охлаждающей среды твердость на 5 % выше, чем при использовании воздуха, а твердость верхней части образца на 8 % выше, чем нижней [9]. При изготовлении тонкостенных деталей формируется столбчатая кристаллическая структура,

что приводит к анизотропии механических свойств материала: разница в прочности между продольным и поперечным направлениями достигает 70 МПа [10]. Кроме того, из-за высокого тепловложения качество поверхности печатных деталей, изготавливаемых по технологии WEBAM, снижает качество поверхностей при традиционных методах обработки, таких как фрезерование и точение [11; 12]. Мартенситная нержавеющая сталь 40X13 (аналог AISI 420) получила широкое распространение в производстве крупных деталей со сложной формой благодаря относительно низкой стоимости, умеренной коррозионной стойкости, а также высокой прочности. Однако ее высокая твердость снижает обрабатываемость и приводит к интенсивному износу инструмента [13]. Кроме того, из-за высокой чувствительности мартенситной стали к изменению температуры, а также направленности температурного градиента в процессе наплавки, образцы демонстрируют анизотропию микроструктуры и механических свойств [14; 15]. Это еще больше увеличивает неопределенность при обработке мартенситной стали.

Применяемый в настоящей работе метод Тагути (*Taguchi Method*) является методом оптимизации экспериментов, который вводит концепцию соотношения сигнал/шум (*Signal-to-Noise Ratio, SNR*) и ортогональные массивы (*Orthogonal Arrays*) для определения оптимальной комбинации параметров [16 – 20].

Целью настоящей работы являлось проведение анализа микроструктуры и микротвердости образцов из мартенситной нержавеющей стали 40X13, наплавленных методом WEBAM, в различных направлениях и областях, а также исследование их обрабатываемости с использованием метода Тагучи.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы наплавляли на разработанном и изготовленном в Томском политехническом университете оборудовании для проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства (печати). В качестве присадочного материала использовалась проволока диаметром 1,2 мм из мартенситной нержавеющей стали 40X13 следующего состава, мас. %: 0,41 С, 13,2 Cr, 0,53 Si, 0,51 Ni, 0,49 Mn, 0,017 S, 0,021 P, остальное – железо. Подложка была изготовлена из того же материала (стали 40X13). Размеры образцов составляли 70×15×14 мм (длина×ширина×высота). Параметры печати: ускоряющее напряжение 40 кВ, ускоряющий ток 21 мА, диаметр сканирующего пучка 3 – 5 мм, скорость подачи проволоки 1050 мм/мин, угол подачи проволоки 45°. Печать осуществлялась в вакууме с давлением $5 \cdot 10^{-3}$ Па.

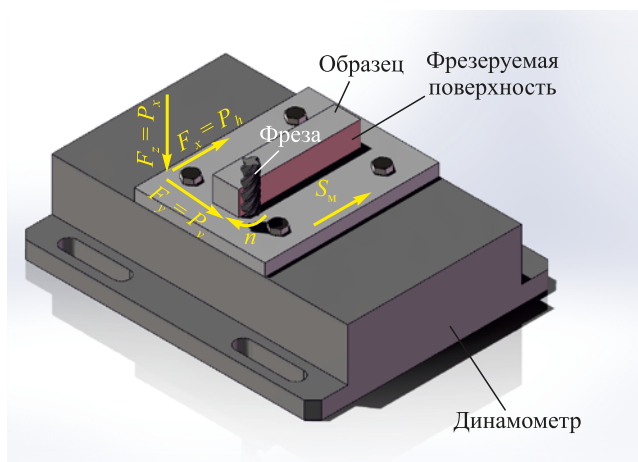
Исследования микроструктуры проводились с использованием металлографического микроскопа BIOMED MMP-1 и методом сканирующей электронной микроскопии на растровом микроскопе JEOL JSM 6000. Измерение микротвердости образцов было проведено с использованием твердомера EMCO-TEST DuraScan-10. Время удержания нагрузки составляло 10 с.

Обрабатываемость образца оценивалась по силам фрезерования. Эксперименты по обработке выполнялись на станке с ЧПУ EMCO CONCEPT Mill 155. Силы измерялись с использованием динамометра Kistler 9257 V (Швейцария). В программном обеспечении динамометра, предназначенного для измерения сил при токарной обработке, отображаются составляющие силы F_x , F_y и F_z , соответственно равные силам фрезерования P_h , P_v и P_x (рис. 1). Для обработки использовалась концевая фреза диаметром 8 мм с четырьмя зубьями производства компании GESAC. Угол подъема винтовой канавки (ω) фрезы составляет 35°, передний (γ) и задний (α) углы соответственно 7° и 5°. Основной материал фрезы – твердый сплав BK8 (92 % карбида вольфрама и 8 % кобальта как связующего вещества). На поверхности фрезы износостойкое покрытие AlCrSiN.

Экспериментальные уровни факторов представлены в табл. 1.



а



б

Рис. 1. Внешний вид (а) и модель (б) установки динамометра, фрезы и образца

Fig. 1. Appearance (a) and model (b) of the dynamometer, milling cutter and sample installation

Таблица 1. Экспериментальные уровни факторов

Table 1. Experimental levels of the factors

Фактор	Уровень		
	1	2	3
A: схема фрезерования	Попутное фрезерование (П)	Встречное фрезерование (В)	
B: скорость минутной подачи s_m , мм/мин	56	28	5,6
C: частота вращения фрезы n , об/мин	2000	1000	500

Для определения минимальной силы фрезерования использовано отношение сигнал/шум $S/N(\eta)$:

$$S/N(\eta) = -10 \lg \left(\frac{1}{j} \sum_{i=1}^j P_i^2 \right), \quad (1)$$

где P_i – значение силы, измеренное в процессе i -го прохода фрезерования.

Формула для расчета средней силы $P_{\text{ср}}$ при фрезеровании имеет вид:

$$P_{\text{ср}} = \frac{1}{x} \sum_{i=1}^x P_i, \quad (2)$$

где x – количество повторений эксперимента.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ микроструктуры и механических свойств образца в различных направлениях

На рис. 2 направление оси OZ соответствует направлению построения наплавки, оси OY – направлению вдоль сварного валика, а оси OX – поперечному направлению относительно сварного валика.

При малом увеличении на плоскостях XOZ и YOZ можно наблюдать зерна аустенита до мартенситного превращения (предыдущие аустенитные зерна), которые имеют столбчатую форму с длинной осью, совпадающей по направлению с осью OZ . Это связано с тем, что в процессе наплавки нижние слои подвергаются многократным тепловым циклам и накапливают тепло, что приводит к формированию основного потока тепла в противоположном направлении наплавки (против направления оси OZ) и явной преимущественной ориентации роста предыдущих аустенитных зерен вдоль оси OZ . Напротив, на плоскости XOY зерна демонстри-

руют равноосную форму. Это объясняется тем, что высокая скорость наплавки и низкое тепловложение подавляют рост зерен в направлении OY , выравнивая условия теплоотвода в направлениях OX и OY . Это способствует тому, что скорость роста зерен становится одинаковой в направлениях OX и OY и приводит к формированию равноосных зерен. Кроме того, степень коррозии отдельных предыдущих аустенитных зерен практически одинакова, однако между разными зернами степень коррозии разная. Это может быть связано с различными степенью и формой мартенситных превращений, вызванных сегрегацией элементов при высоких скоростях охлаждения в процессе наплавки [15].

На рис. 2, б отчетливо видно, что внутри предыдущих аустенитных зерен посредством бездиффузионного фазового превращения сформировалось большое количество игольчатых или пластинчатых структур мартенсита.

Мартенсит внутри предыдущих аустенитных зерен распределен в виде сетчатого переплетения. В различных аустенитных зернах ориентация мартенсита демонстрирует существенные различия. Кроме того, на границах предыдущих аустенитных зерен наблюдается явное трансгранулярное явление, что может быть связано с локальной концентрацией напряжений или градиентами энергии. В плоскостях YOZ и XOZ размеры предыдущих аустенитных зерен практически одинаковы, что дополнительно подтверждает схожесть температурных градиентов вдоль осей XO и OY . В плоскости XOY наличие предыдущих аустенитных зерен меньших размеров приводит к тому, что мартенсит становится более плотным, а средняя длина таких включений – меньше. Такая разница может быть объяснена более быстрым охлаждением вдоль осей OX и OY или образованием более выраженных градиентов состава в этой плоскости из-за элементной сегрегации, что

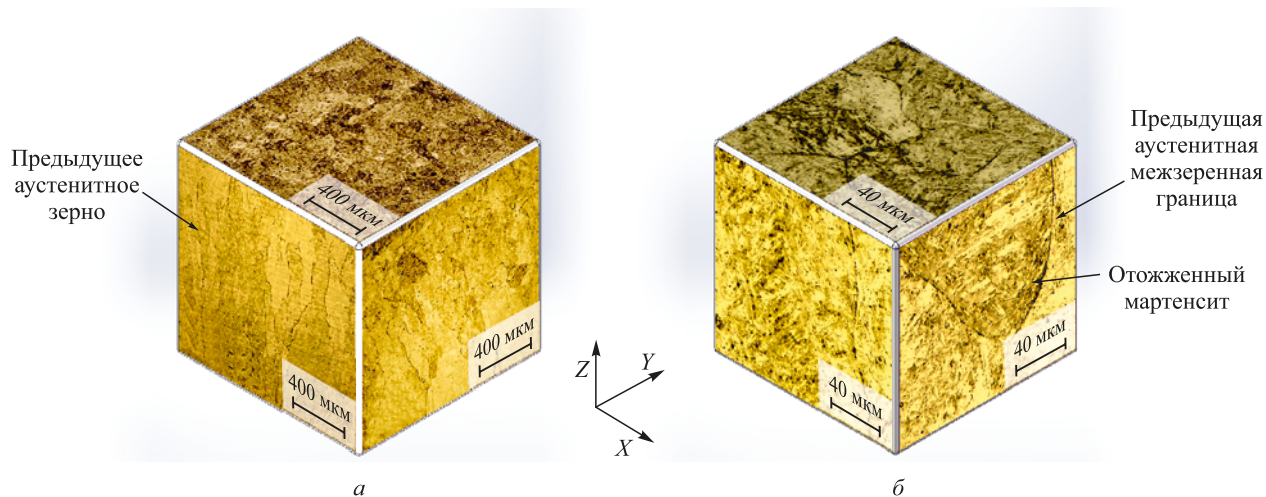


Рис. 2. Микроструктура образцов, наплавленных методом WEBAM, в разных плоскостях при малом (а) и большом (б) увеличении

Fig. 2. Microstructure of the samples deposited by WEBAM in different planes at low (a) and high (b) magnification

подавляет укрупнение зерен [21]. Это также приводит к меньшей частоте транскристаллических явлений на границах зерен в плоскости XOY .

Изображение микроструктуры, полученное в результате сканирующей электронной микроскопии образца в плоскости XOZ , представлено на рис. 3. Можно четко наблюдать пластинчатый мартенсит и карбиды. Измеренная твердость образца в плоскости XOZ составляет $504,67 \text{ HV}_{0,1}$, что значительно ниже твердости закаленного мартенсита 750 HV [21]. Однако толщина слоя пластинчатого мартенсита сравнительно невелика и составляет $1,23 \pm 0,56 \text{ мкм}$. Причина такой разницы в твердости заключается в том, что образец подвергся нескольким термическим циклам, в результате чего мартенсит проявил термоактивацию и частично распался, что привело к увеличению содержания остаточного аустенита. Во время наплавления первого слоя материала, благодаря высокой скорости охлаждения, аустенитная фаза быстро превращается в закаленную мартенситную, достигая максимального содержания мартенсита. Однако при наплавлении второго или третьего слоя первый слой остается в зоне термического влияния, что приводит к диффузии углерода на границах между мартенситом и мартенситом либо мартенситом и остаточным аустенитом. В результате часть мартенсита превращается в аустенит. Но атомы хрома затрудняют диффузию углерода, ограничивая разложение мартенсита и вызывая лишь его частичное разложение. Поэтому, несмотря на множественные термические циклы, твердость материала остается значительно выше, чем у аустенитной стали [8].

Твердость образца в разных направлениях показана на рис. 4. Как упоминалось ранее, из-за более высокой скорости охлаждения образца вдоль направлений OX и OY размер предыдущих аустенитных зерен в плос-

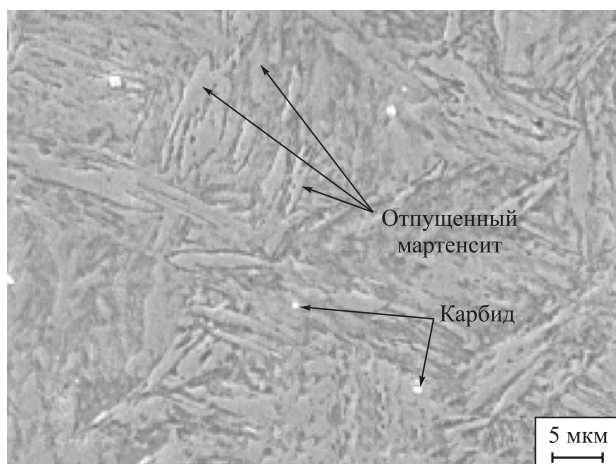


Рис. 3. Микроструктура образца, наплавленного методом WEBAM в плоскости XOZ , наблюдаемая с помощью сканирующего электронного микроскопа

Fig. 3. Microstructure of the sample deposited by WEBAM in XOZ plane observed using the scanning electron microscope

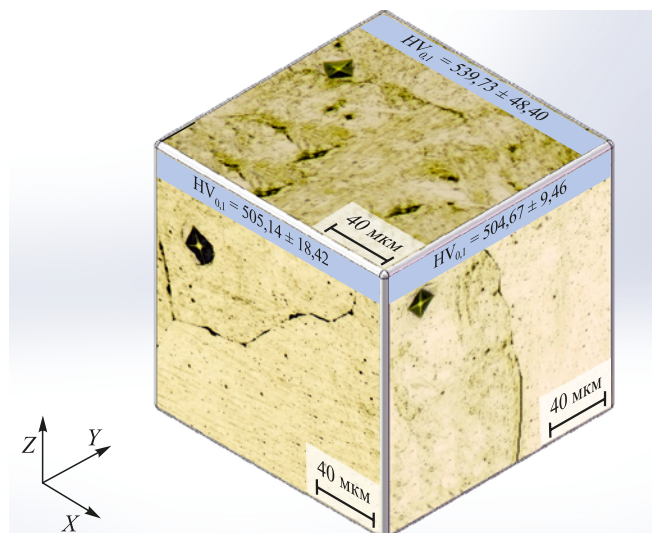


Рис. 4. Микротвердость образца, наплавленного методом WEBAM, в разных направлениях

Fig. 4. Microhardness of the sample deposited by WEBAM in different directions

кости XOY меньше, а степень превращения мартенсита выше, что способствует формированию в плоскости XOY более непрерывной и однородной сетчатой структуры, которая эффективно препятствует движению дислокаций, тем самым повышая твердость материала до $539,73 \text{ HV}_{0,1}$. Напротив, скорость охлаждения вдоль направления OZ ниже, а градиенты температуры вдоль направлений OX и OY схожи, что обуславливает меньшую степень превращения мартенсита в плоскостях XOZ и YOZ . Это облегчает движение и размножение дислокаций на этих плоскостях, вызывая пластическую деформацию материала. В результате твердость на этих двух плоскостях оказывается приблизительно одинаковой и составляет $505,14$ и $504,67 \text{ HV}_{0,1}$ соответственно.

Анализ микроструктуры в различных частях образца

Изображения микроструктуры в различных частях образца показаны на рис. 5. В части, близкой к боковой поверхности образца (рис. 5, а), предыдущие аустенитные межзеренные границы нечеткие, выделившиеся карбидные включения имеют незначительный размер, скопления отпущенного мартенсита мелкие и распределены равномерно. Это связано с тем, что вблизи боковой поверхности образца условия теплоотвода более благоприятны, скорость охлаждения выше, что способствует образованию большого количества мелких мартенситов. При этом повышенная скорость охлаждения также приводит к более выраженному транскристаллярному явлению при мартенситном превращении, в результате чего предыдущие аустенитные межзеренные границы становятся нечеткими. В нижней части образца (рис. 5, б) четко наблюдаются преды-

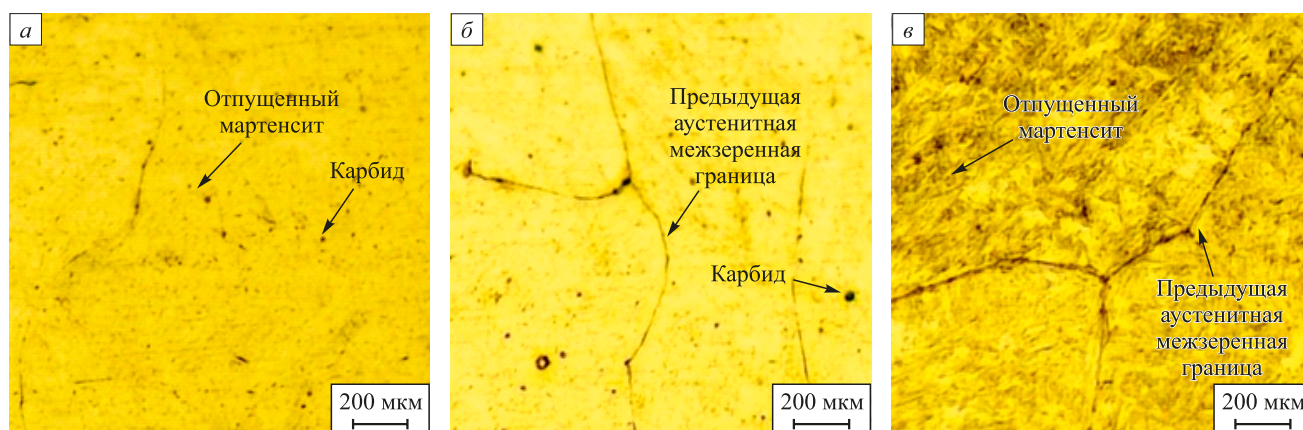


Рис. 5. Микроструктура образца, наплавленного методом WEBAM, в плоскости YOZ в части, близкой к боковой поверхности (а), в нижней части (б) и в верхней части (в)

Fig. 5. Microstructure of the sample deposited by WEBAM in YOZ plane in the part close to the lateral surface (a), in the lower part (b), and in the upper part (v)

дущие аустенитные межзеренные границы и крупные выделившиеся карбидные участки, а также небольшое количество мартенсита. Это связано с тем, что скорость охлаждения в нижней части образца ниже, чем в области, близкой к боковой поверхности, что приводит к менее выраженному проявлению трансгранулярного явления, и, соответственно, наблюдаются четкие предыдущие аустенитные межзеренные границы. Кроме того, поскольку нижняя часть образца в процессе наплавки подвергалась относительно большему количеству термических циклов, количество выделившегося карбида и разложившегося мартенсита увеличилось. В верхней части образца (рис. 5, в) наблюдается микроструктура, отличающаяся от нижней части и части, близкой к боковой поверхности: предыдущие аустенитные межзеренные границы и мартенсит четко видны, а толщина слоя мартенсита больше. Это связано с тем, что верхняя часть образца подвергалась меньшему количеству термических циклов, что приводит к незначительному

разложению мартенсита, а его структура четко видна. В то же время по сравнению с частью, близкой к боковой поверхности, скорость охлаждения в верхней части была ниже, что приводит к образованию более толстого слоя мартенсита.

Отпечатки при измерении микротвердости в различных частях образца представлены на рис. 6. В нижней части микротвердость минимальна из-за разложения мартенсита. В части, близкой к боковой поверхности, микротвердость несколько выше, чем в верхней части образца, однако оба значения превышают микротвердость в средней части в плоскости YOZ, показанной на рис. 4. Это связано с тем, что в верхней части образца содержание мартенсита выше, и в части, близкой к боковой поверхности, размер участков мартенсита меньше, что объясняет более высокую твердость. Кроме того, вследствие меньшего размера предыдущих аустенитных зерен микротвердость на плоскости XOY выше, чем на плоскости YOZ в различных частях.

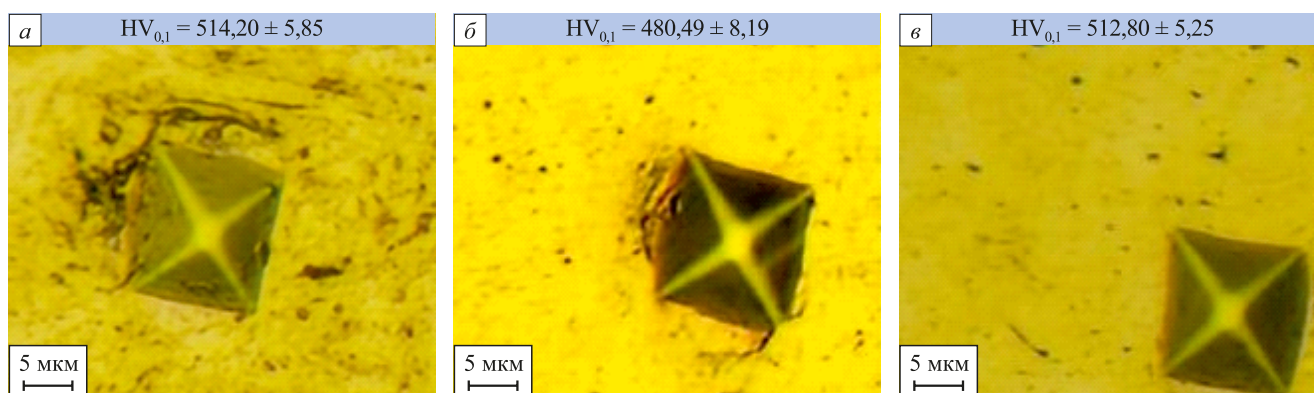


Рис. 6. Измерение микротвердости образца, наплавленного методом WEBAM, в плоскости YOZ в части, близкой к боковой поверхности (а), в нижней части (б) и в верхней части (в)

Fig. 6. Microhardness of the sample deposited by WEBAM in YOZ plane in the part close to the lateral surface (a), in the lower part (б), and in the upper part (v)

Анализ обрабатываемости по силам фрезерования

С использованием метода Тагучи в настоящей работе исследована обрабатываемость наплавленного методом WEBAM образца из мартенситной нержавеющей стали 40X13 при фрезеровании вдоль направления OX на поверхности XOZ . На основе расчетов по формулам (1) и (2) средние значения экспериментальных результатов и соотношение сигнал/шум приведены в табл. 2.

Формула для расчета среднего отношения сигнал/шум имеет вид:

$$S/N_{\text{ср}} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m S/N_j, \quad (3)$$

где m – количество комбинаций параметров при одинаковом уровне данного фактора [19].

Из табл. 2 и 3 видно, что при попутном фрезеровании сила P_h , действующая вдоль направления скорости подачи, меньше, чем при встречном, а сила P_v ,

действующая перпендикулярно направлению скорости подачи, больше, чем при встречном (рис. 7). Причиной таких изменений является то, что при обработке новой фрезой ведущая тангенциальная сила P_z (вдоль направления скорости резания v) при встречном фрезеровании направлена почти в направлении скорости подачи, а при попутном почти перпендикулярна направлению скорости подачи [14]. Кроме того, из-за высокой твердости мартенситной нержавеющей стали ударная сила на режущую кромку при попутном фрезеровании больше, а низкая пластичность снижает объем материала, вдавливающегося в заднюю поверхность фрезы при встречном фрезеровании, что приводит к уменьшению силы.

По мере увеличения скорости минутной подачи s_m толщина среза a_i и деформация материала увеличиваются, а также повышается температура резания, что приводит к увеличению сил P_h и P_v , при этом их рост замедляется. Кроме того, повышение температуры резания может привести к разложению мартенсита, что еще больше снизит прочность материала и замедлит рост P_h

Таблица 2. Средние значения экспериментальных результатов и отношение сигнал/шум

Table 2. Mean values of experimental results and signal-to-noise ratio

Параметры обработки			Средние значения экспериментальных результатов, Н			Отношение сигнал/шум S/N , дБ		
A: стратегия	B: s_m , мм/мин	C: n , об/мин	$P_{h\text{ср}}$	$P_{v\text{ср}}$	$P_{x\text{ср}}$	S/N_{P_h}	S/N_{P_v}	S/N_{P_x}
Попутное	56	2000	52,11	146,10	22,87	–34,33	–43,29	–27,18
Попутное	28	1000	74,25	159,77	19,87	–37,41	–44,07	–25,96
Попутное	5,6	500	43,09	82,03	18,22	–32,76	–38,28	–25,21
Встречное	56	500	212,12	181,89	26,09	–46,53	–45,19	–28,33
Встречное	28	1000	122,06	115,01	17,45	–41,73	–41,21	–24,84
Встречное	5,6	2000	63,24	22,09	8,25	–36,02	–26,88	–18,35

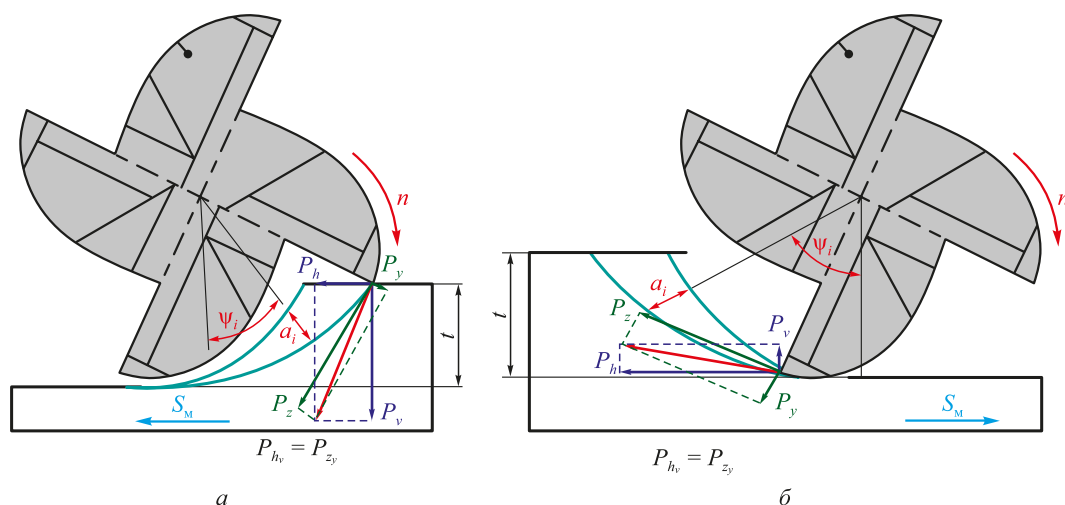


Рис. 7. Направление сил P_h , P_v , P_z и P_y при попутном фрезеровании (а) и при встречном фрезеровании (б)

Fig. 7. Direction of forces P_h , P_v , P_z and P_y during climb milling (a) and conventional milling (b)

Таблица 3. Результаты анализа влияния факторов на отношение сигнал/шум

Table 3. Results of analysis of the factors effects on signal-to-noise ratio

Фактор	Уровень среднего значения сигнал/шум $S/N_{P_{\text{ср}}}$, дБ			График фактор – отношение сигнал/шум P_h
	1	2	3	
A: схема фрезерования	–34,83	–41,43	–	
B: скорость минутной подачи s_m , мм/мин	–40,43	–39,57	–34,14	
C: частота вращения n , об/мин	–35,17	–39,57	–39,65	
Фактор	Уровень среднего значения сигнал/шум $S/N_{P_{\text{ср}}}$, дБ			График фактор – отношение сигнал/шум P_v
	1	2	3	
A: схема фрезерования	–41,88	–37,76	–	
B: скорость минутной подачи s_m , мм/мин	–40,43	–42,64	–32,58	
C: частота вращения n , об/мин	–35,08	–42,64	–41,73	
Фактор	Уровень среднего значения сигнал/шум $S/N_{P_{\text{ср}}}$, дБ			График фактор – отношение сигнал/шум P_x
	1	2	3	
A: схема фрезерования	–26,11	–37,76	–	
B: скорость минутной подачи s_m , мм/мин	–27,75	–25,40	–32,58	
C: частота вращения n , об/мин	–22,76	–25,40	–25,77	

и P_v . При уменьшении частоты вращения n происходит увеличение скорости подачи на зуб s_z , а, значит, и толщины среза a и деформация материала, поэтому силы фрезерования P_h и P_v увеличиваются. Согласно данным табл. 2, осевая сила P_x практически не чувствительна к скорости минутной подачи s_m и частоте вращения n из-за того, что на осевую силу P_x почти не влияет толщина среза. Однако из-за изменений температуры осевая сила P_x может немного изменяться.

Выводы

В настоящей работе исследованы микроструктура и механические свойства образца в разных направлениях. На боковой плоскости образца наблюдаются

столбчатые зерна предыдущего аустенита с твердостью около $505 \text{ HV}_{0,1}$, а на верхней плоскости наблюдаются равноосные зерна с твердостью $539,73 \text{ HV}_{0,1}$. Микроструктура образца больше соответствует отожженному мартенситу, где можно наблюдать трансгранулярное явление. В связи с множественными термическими циклами его микроструктура больше соответствует отожженному мартенситу.

Исследованы микроструктура и механические свойства образца в различных частях образца. В части, близкой к боковой поверхности, из-за более высокой скорости охлаждения размер мартенсита меньше, а твердость в ней выше и составляет $514,2 \pm 5,85 \text{ HV}_{0,1}$. В нижней и верхней частях четко наблюдаются предыдущие аустенитные межзеренные границы. Поскольку

нижняя часть образца подвергалась большему количеству термических циклов, мартенсит разложился, что привело к снижению твердости до $480,49 \pm 8,19 \text{ HV}_{0,1}$. Поскольку верхняя часть образца подвергалась меньшему количеству термических циклов и в ней сохранилось значительное количество мартенсита, твердость остается высокой $512,80 \pm 5,25 \text{ HV}_{0,1}$.

На основе метода Тагучи была исследована обрабатываемость образца. Из-за высокой твердости образца ударное воздействие режущей кромки на обрабатываемую поверхность при попутном фрезеровании приводит к увеличению сил, а из-за низкой пластичности образца уменьшение объема материала, вдавливающегося в заднюю поверхность фрезы, при встречном фрезеровании приводит к уменьшению сил. Из-за уменьшения прочности материала, вызванного повышением температуры, с увеличением скорости подачи на зуб рост сил замедляется.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014;23(6): 1917–1928. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>
2. Klimenov V., Kolubaev E., Klopotov A., Chumaevskii A., Ustinov A., Strelkova I., Rubtsov V., Gurianov D., Han Z., Nikonov S., Batranin A., Khimich M. Influence of the coarse grain structure of a titanium alloy Ti-4Al-3V formed by wire-feed electron beam additive manufacturing on strain inhomogeneities and fracture. *Materials*. 2023;16(11):3901. <https://doi.org/10.3390/ma16113901>
3. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A., Gurianov D., Kalashnikova T., Vorontsov A., Zykova A., Utyaganova V., Panfilov A., Nikolaeva A., Dobrovolskii A., Rubtsov V., Kolubaev E. Wire-feed electron beam additive manufacturing: A review. *Metals*. 2023;13(2):279. <https://doi.org/10.3390/met13020279>
4. Negi S., Nambolan A.A., Kapil S., Joshi P.S., Manivannan E.R., Karunakaran K.P., Bhargava P. Review on electron beam based additive manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*. 2020;26(3):485–498. <https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2019-0182>
5. Kinsella M.E., Count P. Additive Manufacturing of Superalloys for Aerospace Applications (Preprint). AFRL-RX-WP-TP-2008-4318, 2008.
6. Mudge R.P., Wald N.R. Laser engineered net shaping advances additive manufacturing and repair. *Welding Journal*. 2007;86(1):44–48.
7. Астафуров С.В., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Колубаев Е.А. Фазовый состав и микроструктура интерметаллических сплавов, полученных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(4):401–408. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-401-408>
Astafurov S.V., Mel'nikov E.V., Astafurova E.G., Kolubaev E.A. Phase composition and microstructure of intermetallic alloys obtained using electron-beam additive manufacturing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(4):401–408. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-401-408>
8. Кабалдин Ю.Г., Чернигин М.А. Структура и ее дефекты при аддитивном выращивании нержавеющей стали методами лазерного спекания и электродуговой наплавки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(1):65–72. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-65-72>
Kabaldin Yu.G., Chernigin M.A. Structure and its defects in additive manufacturing of stainless steels by laser melting and electric arc surfacing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(1):65–72. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-65-72>
9. Chinakhov D.A., Akimov K.O. Formation of the structure and properties of deposited multilayer specimens from austenitic steel under various heat removal conditions. *Metals*. 2022;12(9):1527. <https://doi.org/10.3390/met12091527>
10. Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Fortuna A.S., Reunova K.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: the effect of post-build solid-solution treatment. *Journal of Materials Science*. 2020;55(22):9211–9224. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w>
11. Tyagi P., Goulet T., Riso C., Stephenson R., Chuenprateep N., Schlitzer J., Benton C., Garcia-Moreno F. Reducing the roughness of internal surface of an additive manufacturing produced 316 steel component by chempolishing and electropolishing. *Additive Manufacturing*. 2019;25:32–38. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.11.001>
12. Fox J.C., Moylan S.P., Lane B.M. Effect of process parameters on the surface roughness of overhanging structures in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Procedia CIRP*. 2016;45:131–134. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.347>
13. Rahman A.Z., Jauhari K., Al Huda M., Untariyati N.A., Azka M., Rusnaldi R., Widodo A. Correlation analysis of vibration signal frequency with tool wear during the milling process on martensitic stainless steel material. *Arabian Journal for Science and Engineering*. 2024;49:10573–10586. <https://doi.org/10.1007/s13369-023-08397-1>
14. Martyushev N.V., Kozlov V.N., Qi M., Tynchenko V.S., Kononenko R.V., Konyukhov V.Y., Valuev D.V. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces. *Materials*. 2023;16(13):4529. <https://doi.org/10.3390/ma16134529>
15. Alvarez L.F., Garcia C., Lopez V. Continuous cooling transformations in martensitic stainless steels. *ISIJ International*. 1994;34(6):516–521. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.34.516>
16. Park S.H. Robust Design and Analysis for Quality Engineering. London: Chapman and Hall; 1996:256.
17. Unal R., Dean E.B. Taguchi approach to design optimization for quality and cost: An overview. In: *Proceedings of the Int. Society of Parametric Analyst 13th Annual*. 1991, May 21–24. 1991:1–10.
18. Phadke M.S. Quality Engineering Using Robust Design. Englewood Cliffs, NY: Prentice-Hall; 1989:320.
19. Günay M., Yücel E. Application of Taguchi method for determining optimum surface roughness in turning of high-alloy white cast iron. *Measurement*. 2013;46(2):913–919. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2012.10.013>

20. Nalbant M., Gökkaya H., Sur G. Application of Taguchi method in the optimization of cutting parameters for surface roughness in turning. *Materials and Design*. 2007; 28(4):1379–1385.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.01.008>
21. Krakhmalev P., Yadroitsava I., Fredriksson G., Yadroitsev I. *In situ* heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels. *Materials and Design*. 2015;87:380–385.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.045>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Цинжун Чжан, аспирант кафедры машиностроения, Национальный исследовательский Томский политехнический университет
ORCID: 0009-0002-7820-1227
E-mail: cinzhun1@tpu.ru

Виктор Николаевич Козлов, к.т.н., доцент отделения машиностроения Инженерной школы новых производственных технологий, Национальный исследовательский Томский политехнический университет
ORCID: 0000-0001-9351-5713
E-mail: kozlov-viktor@bk.ru

Дмитрий Анатольевич Чинахов, д.т.н., декан факультета летательных аппаратов, Новосибирский государственный технический университет
ORCID: 0000-0002-4319-7945
E-mail: chinakhov@corp.nstu.ru

Василий Александрович Клименов, д.т.н., профессор-консультант отделения материаловедения Инженерной школы новых производственных технологий, Национальный исследовательский Томский политехнический университет
ORCID: 0000-0001-7583-0170
E-mail: klimenov@tpu.ru

Роман Владимирович Чернухин, к.т.н., доцент кафедры проектирования технологических машин, Новосибирский государственный технический университет
ORCID: 0000-0003-1324-0161
E-mail: chernuxin@corp.nstu.ru

Cinzhun Zhang, Postgraduate of the Chair of Mechanical Engineering, National Research Tomsk Polytechnic University
ORCID: 0009-0002-7820-1227
E-mail: cinzhun1@tpu.ru

Viktor N. Kozlov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Department of Mechanical Engineering of the Engineering School of New Production Technologies, National Research Tomsk Polytechnic University
ORCID: 0000-0001-9351-5713
E-mail: kozlov-viktor@bk.ru

Dmitrii A. Chinakhov, Dr. Sci. (Eng.), Dean of the Aircraft Faculty, Novosibirsk State Technical University
ORCID: 0000-0002-4319-7945
E-mail: chinakhov@corp.nstu.ru

Vasilii A. Klimenov, Dr. Sci. (Eng.), Prof.-Consultant of the Department of Materials Science of the Engineering School of New Production Technologies, National Research Tomsk Polytechnic University
ORCID: 0000-0001-7583-0170
E-mail: klimenov@tpu.ru

Roman V. Chernukhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Engineering of Technological Machines, Novosibirsk State Technical University
ORCID: 0000-0003-1324-0161
E-mail: chernuxin@corp.nstu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Ц. Чжан – проведение экспериментальных исследований, применение метода Тагучи для дисперсионного анализа, обработка данных, написание текста статьи.

В. Н. Козлов – проведение экспериментов и анализ причин изменения силы в зависимости от параметров обработки, написание текста статьи.

Д. А. Чинахов – окончательное редактирование статьи, обработка данных.

В. А. Клименов – написание текста статьи, анализ и обработка данных.

Р. В. Чернухин – систематизация и обработка экспериментальных данных.

C. Zhang – conducting experimental studies, applying the Taguchi method for analysis of variance, data processing, writing the text.

V. N. Kozlov – conducting experiments and analyzing the causes of changes in strength depending on processing parameters, writing the text.

D. A. Chinakhov – final editing of the article, data processing.

V. A. Klimenov – writing the text, analysis and data processing.

R. V. Chernukhin – systematization and processing of experimental data.

Поступила в редакцию 14.03.2025
После доработки 01.09.2025
Принята к публикации 10.09.2025

Received 14.03.2025
Revised 01.09.2025
Accepted 10.09.2025



УДК 669

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-636-645



Оригинальная статья

Original article

ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ И ОПТИМИЗАЦИИ ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ПРОЦЕССА

И. А. Рыбенко, Е. В. Протопопов[✉], Е. М. Запольская

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

✉ protopopov_ev@sibsiu.ru

Аннотация. Развитие металлургии предусматривает дальнейшее увеличение объемов и совершенствование процессов выплавки стали за счет внедрения различных прогрессивных ресурсо- и энергосберегающих технологий. Основные и наиболее универсальные управляющие воздействия, влияющие на ход и технико-экономические показатели процесса, неразрывно связаны с оптимизацией параметров технологии. Оптимизация параметров технологического процесса ориентирована на достижение наилучших результатов в области производительности, качества продукции и снижения затрат ресурсов. Это достигается посредством регулярного мониторинга и анализа ключевых показателей, а также внесения необходимых корректировок в управление процессом. Удачное сочетание указанных факторов способствует максимизации производственной эффективности и повышению конкурентоспособности продукции на рынке. Для расчета статических режимов процесса целесообразно использование ресурсов математического моделирования и разработки инструментальной системы. При создании статической модели расчета электросталеплавильного процесса рассматривали как сложную термодинамическую систему, в которую поступают конденсированные и газообразные входные среды, а конечными продуктами являются металл, шлак и газ. Расчет статических режимов электросталеплавильного процесса, осуществляемый на основе материального и теплового балансов, базируется на законах сохранения массы и энергии относительно составляющих гетерогенной системы. Решение оптимизационной задачи на основе формальных методов предусматривает выбор различных критериев и задание системы ограничений (требования к составу металла, диапазоны изменения расходов компонентов шихтовых материалов и параметров состояния системы, соблюдение закона сохранения массы на уровне потоков, веществ и элементов, соблюдение закона сохранения энергии). Особенностью разработанного метода математического моделирования и оптимизации электросталеплавильного процесса является системное решение комплекса взаимосвязанных оптимизационных задач по определению оптимальных условий протекания процессов в металлургической системе и оптимальных режимов реализации технологии электроплавки.

Ключевые слова: электросталеплавильное производство, шихтовый материал, температура металла, моделирование, оптимизация

Благодарности: Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Для цитирования: Рыбенко И.А., Протопопов Е.В., Запольская Е.М. Общие принципы моделирования и оптимизации электросталеплавильного процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):636–645. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-636-645>

GENERAL PRINCIPLES OF MODELING AND OPTIMIZATION OF ELECTRIC STEELMAKING PROCESS

I. A. Rybenko, E. V. Protopopov[✉], E. M. Zapol'skaya

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

✉ protopopov_ev@sibsiu.ru

Abstract. Development of metallurgy provides for further increase and improvement of steel production volumes through the introduction of various advanced resource- and energy-saving technologies. The main and most universal control actions that affect the course and technical-economic indicators of the process are inextricably linked to the optimization of technology parameters which is focused on achieving the best results in the field of productivity, product quality and reduction of resource costs. This is achieved through the regular monitoring and analysis of key indicators, as well as making necessary adjustments to process management. A successful combination of these factors contributes to maximizing the production efficiency and increasing the competitiveness of products on the market. To calculate the process static parameters, it is advisable to use the resources of mathematical modeling and development of an instrumental system. When creating a static calculation model, the electric steelmaking process was considered as a complex thermodynamic system into which condensed and gaseous input media enter, and the final products are metal, slag and gas.

Calculation of the static modes of the electric steelmaking process is carried out on the basis of calculations of material and thermal balances based on the laws of mass and energy conservation relative to the components of a heterogeneous system. The solution of the optimization problem based on formal methods involves selection of various criteria and setting a system of restrictions (requirements for metal composition; ranges of change in the cost of components of charge materials and system state parameters; compliance with the law of mass conservation at the level of fluxes, substances and elements; compliance with the law of energy conservation). A feature of the developed method of mathematical modeling and optimization of the electric steelmaking process is the systematic solution of a set of interrelated optimization problems to determine the optimal conditions for the processes in the metallurgical system and the optimal solutions for implementation of electric smelting technology.

Keywords: electric steelmaking, charge material, metal temperature, modeling, optimization

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation No. 075-00087-2401.

For citation: Rybenko I.A., Protopopov E.V., Zapol'skaya E.M. General principles of modeling and optimization of electric steelmaking process. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):636–645. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-636-645>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время Федеральные программы технического развития металлургии предусматривают дальнейшее увеличение объемов и совершенствование процессов выплавки стали за счет внедрения различных прогрессивных ресурсо- и энергосберегающих технологий. Одной из главных задач современного сталеплавильного производства остается получение расплавленного металлического полупродукта с заданными химическим составом и температурой при минимальных затратах материальных и энергетических ресурсов [1 – 5]. Основные и наиболее универсальные управляющие воздействия, которые влияют на ход и технико-экономические показатели процесса, как правило, неразрывно связаны с оптимизацией параметров технологии [6 – 8]. При этом возникает необходимость реализации задач по обеспечению режимов оптимального функционирования дуговых сталеплавильных печей и решения задач прогнозирования основных показателей электроплавки [5 – 8].

Для решения поставленных задач целесообразны использование ресурсов математического моделирования и разработка инструментальной системы для расчета статических режимов процесса, то есть расчета и анализа процесса на уровне входных-выходных потоков [9 – 12].

Методики расчета статических режимов позволяют решать следующие задачи: расчеты материального и теплового балансов процесса¹ [13 – 15]; оценка предельных энергетических возможностей; определение термодинамических границ существования и условий взаимодействия компонентов в металлургическом агрегате; выбор наиболее эффективных компонентов входного потока с целью получения металла с заданными свойствами для достижения оптимальных технико-экономических показателей [13 – 16].

¹ Имитационная модель электросталеплавильного цеха Челябинского металлургического комбината. URL: <https://www.anylogic.ru/resources/case-studies/chelyabinsk-metallurgical-plant-uses-a-simulation-model-electric-furnace-melting-shop/>

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

При создании статической модели расчета электросталеплавильного процесса рассматривали как сложную термодинамическую систему, в которую поступают конденсированные и газообразные входные среды, а конечными продуктами являются металл, шлак и газ [17 – 20]. В составе конденсированных входных потоков, в зависимости от варианта технологии, присутствуют: металлошихта (жидкий или чушковый чугун, металлический лом); твердые окислители (агломерат, железная руда, окатыши); шлакообразующие материалы (известь, известняк, плакировый шпат); науглероживатели (металлургический кокс, коксовый орешек, пыль установок сухого тушения кокса (УСТК), электродный бой и т. д.); ферросплавы. Газообразными входными потоками являются кислород и природный газ [21 – 23].

Тогда определяющими параметрами входных потоков будут: K – общее количество; K^f , K^r и G_k^f , G_k^r – количество и масса конденсированных, газообразных потоков (индексы f и r соответствуют конденсированным и газообразным потокам); N_k^f , N_k^r – количество веществ в k -ом потоке; t_k^f , t_k^r и ρ_k^f , ρ_k^r – температура и плотность потоков, °C и кг/м³; $|R_m|_k$, $\{R_m\}_k$ – содержание вещества R_m в k -ом потоке, %.

Выходные потоки характеризуют параметры: G_m , $G_{\text{шл}}$, $G_{\text{г}}$ – масса металла, шлака, газа; t_m , $t_{\text{шл}}$, $t_{\text{г}}$ – температура металла, шлака, газа, °C; N_m , $N_{\text{шл}}$, $N_{\text{г}}$ – количество веществ в соответствующих фазах; $[R_n]$, (R_n) , $\{R_n\}$ – содержание вещества R_n в металлической, шлаковой и газовой фазах.

При рассмотрении параметров системы приняли, что вещества R_m и R_n являются элементами множества \mathfrak{R} и могут присутствовать в разных фазах в виде различных соединений $E_{ix}E_{jy}$, состоящих из элементов E_i и E_j множества x . С входными потоками в реактор могут поступать следующие соединения: конденсированная фаза – Fe, C, Mn, Si, S, P, Al, Ni, Mo, W, V, Ti, Cr, B, Cu, FeO, Fe₂O₃, Al₂O₃, CaO, SiO₂, MgO, MnO, P₂O₅, CaS, CaF₂, NiO, V₂O₅, Cr₂O₃, TiO₂, MoO₂, WO₂, CuO, B₂O₃; газовая фаза – H₂O, CO₂, O₂, CH₄, CO, N₂, H₂.

Элементами, образующими эти вещества, являются: Fe, C, O, Mn, Si, S, P, Al, Ca, Mg, H, F, Ni, Ti, V, Cr, N, B, Cu, Mo, W.

Расчет статических режимов электросталеплавильного процесса заключается в определении расходов шихтовых материалов, необходимых для достижения заданных параметров и температуры металла, и базируется на балансовых моделях и уравнениях термодинамики. Схема расчета представлена на рис. 1.

Задание исходных данных предусматривает ввод следующей информации: задание параметров входных потоков; задание параметров процесса; задание коэффициентов распределения элементов по фазам.

В качестве параметров процесса приняты: t_m , $t_{шл}$, t_f – температура фаз, °C, $Q_{пот}$ – тепловые потери в окружающую среду, $Q_{кор}$ – потери металла с корочками; η_{CO} – степень окисления углерода до CO; η_{FeO} – степень окисления железа до FeO; α – степень усвоения кислорода.

Коэффициенты распределения элементов по фазам заданы с учетом экспериментальных данных в задан-

ных диапазонах изменения параметров входных-выходных потоков.

В качестве технико-экономических показателей приняты: Ξ – энергоемкость процесса, кВт·ч/т; C – себестоимость продукции, руб./т; Π – производительность агрегата, т/ч; g_k – удельные расходы материалов, кг/т.

После задания необходимых для расчета параметров формируется таблица исходных данных по входным потокам. В качестве исходной информации используются: температура, плотность и расход k -го входного потока. Ввод исходных данных предусматривает задание химического состава шихтовых материалов. Для всех вариантов расчетов приведен базовый состав конденсированных и газообразных входных потоков, а также летучих компонентов шихты, который при желании может быть изменен пользователем.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Расчет статических режимов электросталеплавильного процесса осуществляется на основе материаль-

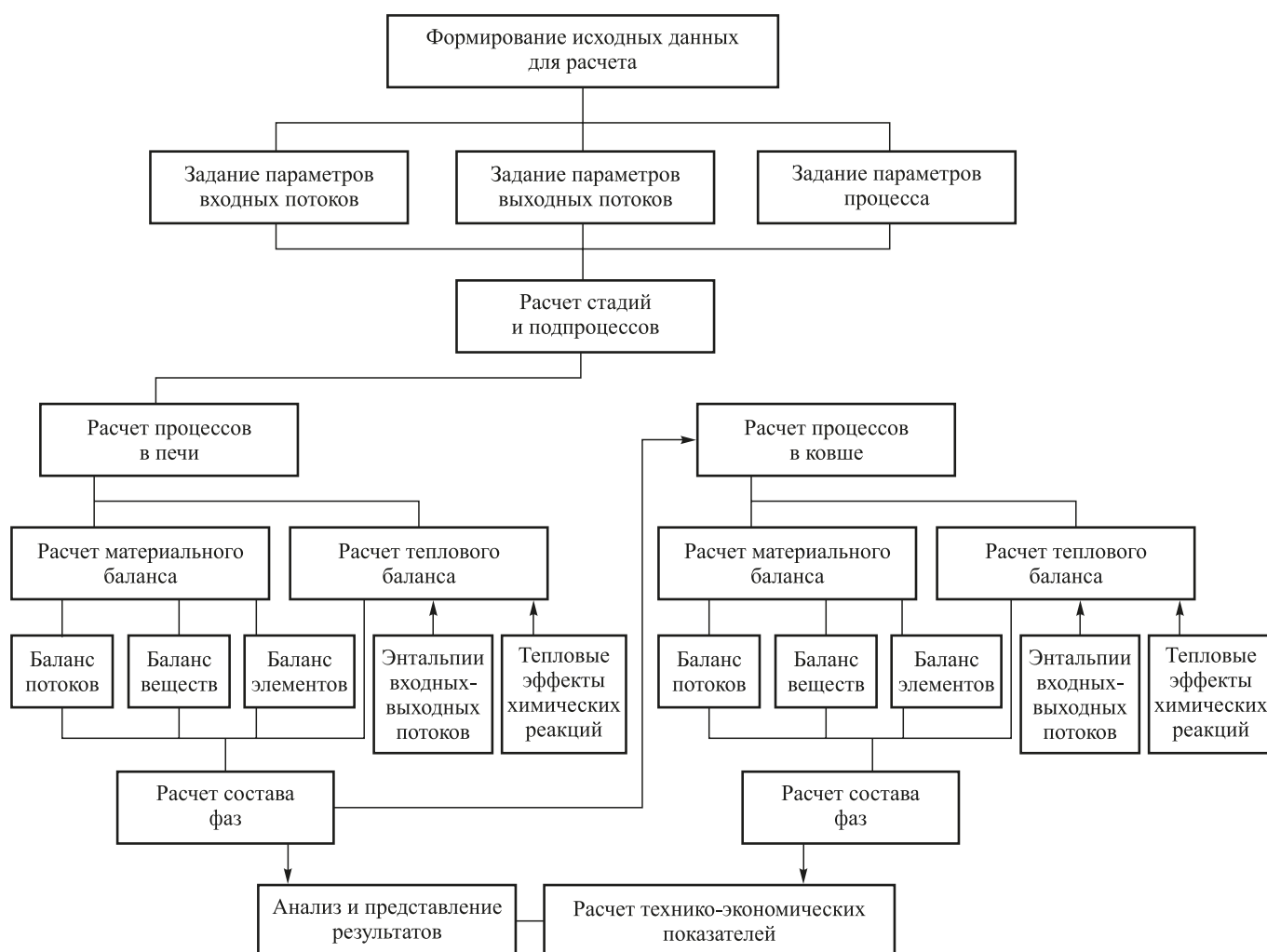


Рис. 1. Схема расчета электросталеплавильного процесса

Fig. 1. Calculation scheme of electric steelmaking process

ного и теплового балансов, базирующихся на законах сохранения массы и энергии относительно составляющих гетерогенной системы. Алгоритм расчета материального и теплового балансов представлен на рис. 2.

Материальный баланс для всей системы на уровне входных-выходных потоков имеет вид:

$$\sum_{k=1}^K G_k = \sum_{l=1}^L G_l.$$

С учетом фаз уравнение материального баланса можно представить следующим образом:

$$\sum_{k=1}^{K^f} G_k^f + \sum_{k=1}^{K^r} G_k^r = G_m + G_{\text{шл}} + G_r.$$

Общая масса веществ, поступающих в печь с входными потоками, составляет:

$$\sum_{k=1}^K G_k = \sum_{k=1}^{K^f} \sum_{m=1}^{N_k^f} \frac{G_k^f |R_m|_k}{100} + \sum_{k=1}^{K^r} \sum_{m=1}^{N_k^r} \frac{G_k^r \{R_m\}_k}{100}.$$

Масса веществ выходных потоков определяется массой веществ в металлической, шлаковой и газовой фазах:

$$\sum_{l=1}^L G_l = \sum_{n=1}^{N_m} \frac{G_m [R_n]}{100} + \sum_{n=1}^{N_{\text{шл}}} \frac{G_{\text{шл}} (R_n)}{100} + \sum_{n=1}^{N_r} \frac{G_r \{R_n\}}{100}.$$

Таким образом, уравнение материального баланса на уровне потоков веществ имеет следующий вид:

$$\begin{aligned} & \sum_{k=1}^{K^f} \sum_{m=1}^{N_k^f} \frac{G_k^f |R_m|_k}{100} + \sum_{k=1}^{K^r} \sum_{m=1}^{N_k^r} \frac{G_k^r \{R_m\}_k}{100} = \\ & = \sum_{n=1}^{N_m} \frac{G_m [R_n]}{100} + \sum_{n=1}^{N_{\text{шл}}} \frac{G_{\text{шл}} (R_n)}{100} + \sum_{n=1}^{N_r} \frac{G_r \{R_n\}}{100}. \end{aligned}$$

Для того, чтобы определить состав фаз выходных потоков, составляются уравнения баланса по каждому элементу E_i , который может присутствовать в разных фазах в виде различных соединений:

$$\begin{aligned} & \sum_{k=1}^{K^f} \sum_{m=1}^{N_k^f} \frac{G_k^f |E_{ix_m} E_{jy_m}|_k}{100} \frac{x_m M_{E_i}}{M_{E_{ix_m} E_{jy_m}}} + \\ & + \sum_{k=1}^{K^r} \sum_{m=1}^{N_k^r} \frac{G_k^r \{E_{ix_m} E_{jy_m}\}_k}{100} \frac{x_m M_{E_i}}{M_{E_{ix_m} E_{jy_m}}} = \\ & = \frac{G_m [E_i]}{100} + \sum_{n=1}^{N_{\text{шл}}^{E_i}} \frac{G_{\text{шл}} (E_{ix_n} E_{jy_n})}{100} \frac{x_n M_{E_i}}{M_{E_{ix_n} E_{jy_n}}} + \\ & + \sum_{n=1}^{N_r^{E_i}} \frac{G_r \{E_{ix_n} E_{jy_n}\}}{100} \frac{x_n M_{E_i}}{M_{E_{ix_n} E_{jy_n}}}, \end{aligned}$$

где $|E_{ix_m} E_{jy_m}|_k$, $\{E_{ix_m} E_{jy_m}\}_k$ – концентрация m -го вещества, содержащего элемент E_i в k -ом конденсированном или газообразном входном потоке соответственно, %; $[E_i]$ – концентрация вещества, состоящего из элемента E_i , в металле, %; $(E_{ix_n} E_{jy_n})$, $\{E_{ix_n} E_{jy_n}\}$ – концентрация n -го вещества, содержащего элемент E_i в шлаковой и газовой фазах выходного потока соответственно, %; $N_k^{E_i^f}$, $N_{\text{шл}}^{E_i}$, $N_r^{E_i}$ – количество веществ, содержащих элемент E_i , в k -ом входном потоке, шлаке и газе; x_m , y_m – стехиометрические коэффициенты m -го соединения элемента E_i ; M_{E_i} , $M_{E_{ix_m} E_{jy_m}}$ – молярные массы E_i элемента и его соединений, кг/моль.

Общая масса конденсированного вещества R , поступающего в систему с входными потоками, составляет:

$$G_{|R|}^{\text{BX}} = \sum_{k=1}^{K^f} \sum_{m=1}^{N_k^f} \frac{G_k^f |R_m|_k}{100}.$$

Масса газообразного вещества R , поступающего в систему с входными потоками, также определяется с учетом его содержания в газообразных входных потоках:

$$G_{|R|}^{\text{BX}} = \sum_{k=1}^{K^r} \sum_{m=1}^{N_k^r} \frac{G_k^r \{R_m\}_k}{100}.$$

Состав фаз выходного потока определяется следующим образом. В соответствии с коэффициентами распределения элементов между фазами количество элемента E_i в металле определяется по формуле:

$$G_{[E_i]} = G_{E_{ii}}^{\text{BX}} L_{[E_i]},$$

здесь $L_{[E_i]}$ – коэффициент распределения элемента E_i в металле.

Количество оксида элемента E_i в шлаке соответственно составляет

$$G_{(E_{ix_n} O_{jy_n})} = G_{E_i}^{\text{BX}} L_{(E_i)} \frac{M_{E_{ix_n} O_{jy_n}}}{x_n M_{E_i}}.$$

Определяем количество кислорода, которое остается в системе после окисления всех компонентов и затрачивается на окисление железа:

$$\begin{aligned} G_O &= \sum_{k=1}^{K^f} \sum_{m=1}^{N_k^f} \frac{G_k^f |E_{ix_m} O_{jy_m}|_k}{100} \frac{0,016 y_m}{M_{E_{ix_m} O_{jy_m}}} - \\ & - \sum_{n=1}^{N_{\text{шл}}^{O_2}} \frac{G_{\text{шл}} (E_{ix_n} O_{jy_n})}{100} \frac{0,016 y_n}{M_{E_{ix_n} O_{jy_n}}}. \end{aligned}$$

Определяем количество оксидов железа в шлаке:

$$G_{(\text{FeO})} = G_O \eta_{\text{FeO}};$$

$$G_{(\text{Fe}_2\text{O}_3)} = G_O (1 - \eta_{\text{FeO}}).$$

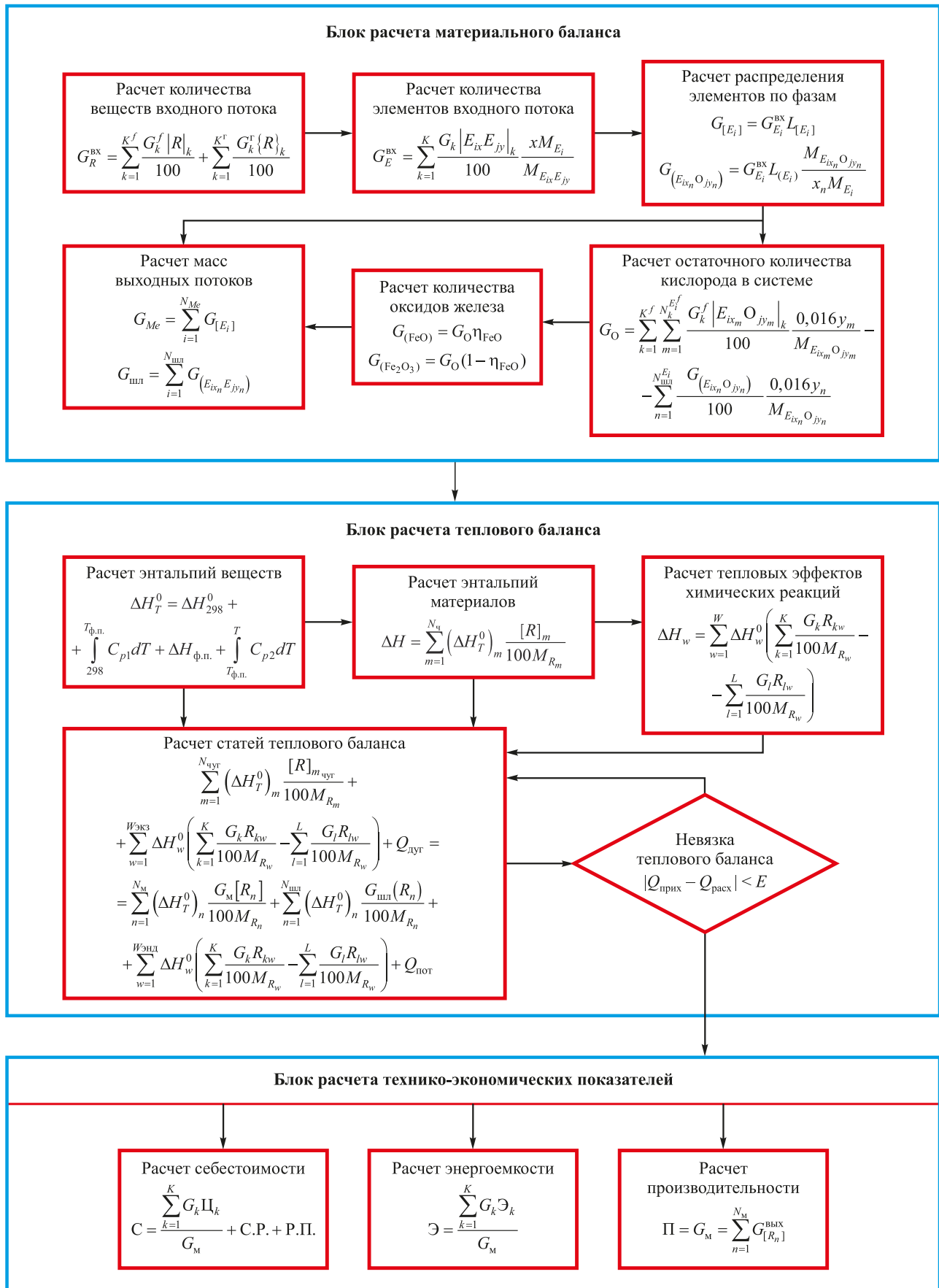


Рис. 2. Алгоритм расчета материального и теплового балансов

Fig. 2. Algorithm for calculating material and thermal balances

Тогда количество железа в металле определим следующим образом:

$$G_{[Fe]} = G_{Fe}^{BX} - G_{(FeO)} \frac{0,056}{0,072} - G_{Fe_2O_3}^{BX} \frac{0,112}{0,160}.$$

Соответственно массы металла и шлака будут составлять:

$$G_{Me} = \sum_{i=1}^{N_{Me}} G_{[E_i]};$$

$$G_{шл} = \sum_{i=1}^{N_{шл}} G_{(E_{i,шл} E_{i,yn})}.$$

Аналогично проводится расчет состава и массы фаз в ковше, только в данном случае входными потоками являются металл, полученный в печи, и шлак, частично попадающий в ковш при сливе.

Для расчета состава компонентов газовой фазы предложен следующий механизм образования отходящих газов в электропечи. В технологии с применением природного газа сделано допущение его полного сгорания, что приводит к химическому составу газов в выходном потоке при классическом разложении.

При полном сгорании природного газа образуются CO_2 и H_2O :

$$G_{(CO_2)}^{гор} = G_{(CH_4)}^{BX} (1 - \eta_{конв}) \frac{0,044}{0,016};$$

$$G_{(H_2O)}^{гор} = G_{(CH_4)}^{BX} (1 - \eta_{конв}) \frac{0,018}{0,016}.$$

Количество CO , образующегося при горении углерода шихты, можно определить следующим образом:

$$G_{(CO)} = \eta_{CO} \left(\sum_{k=1}^{K^f} \frac{G_k^f |C|_k}{100} - \frac{G_m[C]}{100} \right) \frac{0,028}{0,012}.$$

С учетом горения природного газа количество CO_2 в отходящих газах будет составлять:

$$G_{(CO_2)} = (1 - \eta_{CO}) \times \left(\sum_{k=1}^{K^f} \frac{G_k^f |C|_k}{100} - \frac{G_m[C]}{100} \right) \frac{0,044}{0,012} + G_{(CO_2)}^{гор}.$$

Общее количество водорода в отходящих газах составляет:

$$G_{(H_2)} = G_{(H_2)}^{BX}.$$

Количество водяных паров определяется как

$$G_{(H_2O)} = G_{(H_2O)}^{BX} + G_{(H_2O)}^{гор}.$$

Количество азота в отходящих газах равно количеству азота, поступающего с входными потоками в единицу времени:

$$G_{(N_2)} = G_{(N_2)}^{BX}.$$

Количество SO_2 в отходящих газах определяется в соответствии с коэффициентом перехода серы в газовую фазу:

$$G_{(SO_2)} = G_S^{BX} \alpha_{[S]} \frac{0,064}{0,032}.$$

Общая масса газа составляет:

$$G_r = G_{(CO)}^{ВЫХ} + G_{(CO_2)}^{ВЫХ} + G_{(H_2)}^{ВЫХ} + G_{(H_2O)}^{ВЫХ} + G_{(SO_2)}^{ВЫХ} + G_{(N_2)}^{ВЫХ}.$$

При выводе уравнений теплового баланса принято, что основными определяющими процессами для теплового состояния являются: физическое тепло шихтовых материалов; теплообмен с окружающей средой; тепло от горения электрической дуги; химические реакции с соответствующими тепловыми эффектами. Уравнения теплового баланса строили на основе закона сохранения энергии $Q_{прих} = Q_{расх}$.

С учетом теплосодержания входных-выходных потоков, общего тепла химических реакций, протекающих в системе, тепла дуги, а также теплообмена с окружающей средой уравнение теплового баланса имеет следующий вид:

$$\sum_{k=1}^{K^f} G_k^f \Delta H_k^f + \sum_{k=1}^{K^r} G_k^r \Delta H_k^r + Q_{дуг} =$$

$$= \sum_{l=1}^L G_l \Delta H_l + \Delta H_{x.p.} + Q_{пот},$$

где ΔH_k^f , ΔH_k^r , ΔH_l – энтальпии единицы массы k -го конденсированного либо газообразного входного и l -го выходного потоков относительно нормальных условий и температуры 298 К; $Q_{дуг}$ – приход тепла в систему от горения дуги; $Q_{пот}$ – тепловые потери в окружающую среду; $\Delta H_{x.p.}$ – суммарный тепловой эффект химических реакций.

Энтальпию, отличную от нуля, имеет только жидкий чугун, тогда энтальпия единицы массы жидкого чугуна относительно $T = 298$ К будет равна:

$$\Delta H_{чуг} = \sum_{m=1}^{N_{чуг}} (\Delta H_T^0)_m \frac{[R]_{m_{чуг}}}{100 M_{R_m}},$$

где $(\Delta H_T^0)_m$ – изменение энтальпии m -го вещества жидкого чугуна при нагреве от 298 К до T_k , кДж/моль; $[R]_{m_{чуг}}$ – концентрация вещества R_m , %; M_{R_m} – молярная масса вещества R_m , кг/моль.

Энтальпии единицы массы металла, шлака и газа соответственно равны:

$$\Delta H_m = \sum_{n=1}^{N_m} (\Delta H_T^0)_n \frac{[R_n]}{100 M_{R_n}};$$

$$\Delta H_{шл} = \sum_{n=1}^{N_{шл}} (\Delta H_T^0)_n \frac{(R_n)}{100 M_{R_n}};$$

$$\Delta H_r = \sum_{n=1}^{N_r} (\Delta H_T^0)_n \frac{\{R_n\}}{100 M_{R_n}}.$$

Тепловой эффект химических реакций определяется суммой тепловых эффектов независимых реакций перехода системы из начального состояния в конечное:

$$\Delta H_{х.р.} = \sum_{w=1}^W \Delta H_w,$$

где W – число независимых реакций; $\Delta H_w = \Delta H_w^0 \Delta n_{R_w}$ – тепловой эффект w -ой химической реакции, кДж/моль; ΔH_w^0 – стандартный тепловой эффект w -ой химической реакции; Δn_{R_w} – количество молей вещества R , прореагировавшего в w -ой реакции.

Число молей участвовавшего в реакции вещества R_w определяется разностью его содержания во входных и выходных потоках:

$$\Delta n_{R_w} = \sum_{k=1}^K \frac{G_k R_{kw}}{100 M_{R_w}} - \sum_{l=1}^L \frac{G_l R_{lw}}{100 M_{R_w}}.$$

Тепло от горения дуги определяем с учетом расхода электроэнергии:

$$Q_{дуг} = 3600E,$$

где E – расход электроэнергии, кВт·ч.

С учетом вышеизложенного уравнение теплового баланса имеет следующий вид:

$$\sum_{m=1}^{N_{цуг}} (\Delta H_T^0)_m \frac{[R]_{m_{цуг}}}{100 M_{R_m}} +$$

$$+ \sum_{w=1}^{W_{экз}} \Delta H_w^0 \left(\sum_{k=1}^K \frac{G_k R_{kw}}{100 M_{R_w}} - \sum_{l=1}^L \frac{G_l R_{lw}}{100 M_{R_w}} \right) + Q_{дуг} =$$

$$= \sum_{n=1}^{N_m} (\Delta H_T^0)_n \frac{G_m [R_n]}{100 M_{R_n}} + \sum_{n=1}^{N_{шл}} (\Delta H_T^0)_n \frac{G_{шл} (R_n)}{100 M_{R_n}} +$$

$$+ \sum_{w=1}^{W_{энд}} \Delta H_w^0 \left(\sum_{k=1}^K \frac{G_k R_{kw}}{100 M_{R_w}} - \sum_{l=1}^L \frac{G_l R_{lw}}{100 M_{R_w}} \right) + Q_{пот}.$$

Основными статьями приходной части теплового баланса являются тепло жидкого чугуна, тепло экзотермических реакций окисления компонентов шихты газообразным кислородом, тепло реакций шлакообразова-

ния и тепло горения дуги. К расходной части теплового баланса относятся затраты тепла на нагрев металла, шлака и газа, на разложение карбонатов и оксидов железа, на испарение влаги и тепловые потери в окружающую среду.

Энтальпии входных и выходных потоков рассчитывали с использованием следующих справочных данных: коэффициентов аппроксимационного уравнения для теплоемкости вещества ($c_0, c_{-1}, c_1, c_2, c_3$), изменения энтальпии образования и энтропии при стандартной температуре ($\Delta_f H_{298}^0, S_{298}^0$), данных по фазовым переходам ($T_{ф.п.}, \Delta H_{ф.п.}^0$) для индивидуальных веществ.

Решение оптимизационной задачи на основе формальных методов предусматривает выбор различных критериев и задание системы ограничений (требования к составу металла, диапазоны изменения расходов компонентов шихтовых материалов и параметров состояния системы, соблюдение закона сохранения массы на уровне потоков, веществ и элементов; соблюдение закона сохранения энергии).

В качестве критериев могут быть выбраны следующие показатели:

– суммарный расход шихтовых материалов на единицу продукции, кг/т,

$$P = \sum_{k=1}^K g_k = \frac{\sum_{k=1}^K G_k}{G_m} \cdot 1000 \rightarrow \min;$$

– себестоимость продукции, руб/т,

$$C = \frac{\sum_{k=1}^K G_k C_k}{G_m} + \text{О.Р.} + \text{Р.П.} \rightarrow \min;$$

– энергозатраты на единицу продукции, ГДж/т,

$$\Theta = \frac{\sum_{k=1}^K G_k \Theta_k}{G_m} \rightarrow \min;$$

– производительность агрегата

$$\Pi = G_m = \sum_{n=1}^{N_m} G_{[R_n]}^{\text{ВЫХ}} \rightarrow \max,$$

где C_k – цена k -го материала входных потоков, руб/т; О.Р. – общезаводские затраты, руб./т; Р.П. – расходы по переделу, руб./т; Θ_k – удельная энергоемкость k -го материала, ГДж/т.

Постановка задачи оптимизации заключается в нахождении экстремума одного из критериев при выполнении следующих ограничений:

– на диапазоны изменения расходов шихтовых материалов:

$$G_{k \min} < G_k < G_{k \max};$$

– на параметры металла и шлака:

$$[R_n]_{\min} < [R_n] < [R_n]_{\max} \quad (n = 1 \div N_M);$$

$$(R_n)_{\min} < (R_n) < (R_n)_{\max} \quad (n = 1 \div N_{\text{шл}});$$

$$T_{l \min} < T_l < T_{l \max} \quad (l = 1 \div L);$$

– при соблюдении закона сохранения массы на уровне потоков, веществ и элементов:

$$\begin{aligned} \sum_{k=1}^{K^f} G_k^f + \sum_{k=1}^{K^r} G_k^r &= G_M + G_{\text{шл}} + G_r; \\ \sum_{k=1}^{K^f} \sum_{m=1}^{N_k^f} \frac{G_k^f |R_m|_k}{100} + \sum_{k=1}^{K^r} \sum_{m=1}^{N_k^r} \frac{G_k^r \{R_m\}_k}{100} &= \\ = \sum_{n=1}^{N_M} \frac{G_M [R_n]}{100} + \sum_{n=1}^{N_{\text{шл}}} \frac{G_{\text{шл}} (R_n)}{100} + \sum_{n=1}^{N_r} \frac{G_r \{R_n\}}{100}; \\ \sum_{k=1}^{K^f} \sum_{m=1}^{N_k^f} \frac{G_k^f |E_{ixm} E_{jym}|_k}{100} \frac{x_m M_{E_i}}{M_{E_{ixm} E_{jym}}} + \\ + \sum_{k=1}^{K^r} \sum_{m=1}^{N_k^r} \frac{G_k^r \{E_{ixm} E_{jym}\}_k}{100} \frac{x_m M_{E_i}}{M_{E_{ixm} E_{jym}}} &= \\ = \frac{G_M [E_i]}{100} + \sum_{n=1}^{N_{\text{шл}}} \frac{G_{\text{шл}} (E_{ixn} E_{jyn})}{100} \frac{x_n M_{E_i}}{M_{E_{ixn} E_{jyn}}} + \\ + \sum_{n=1}^{N_r} \frac{G_r \{E_{ixn} E_{jyn}\}}{100} \frac{x_n M_{E_i}}{M_{E_{ixn} E_{jyn}}}; \end{aligned}$$

– закона сохранения энергии:

$$\begin{aligned} \sum_{m=1}^{N_{\text{чуг}}} (\Delta H_T^0)_m \frac{[R]_{m_{\text{чуг}}}}{100 M_{R_m}} + \\ + \sum_{w=1}^{W_{\text{жз}}} \Delta H_w^0 \left(\sum_{k=1}^K \frac{G_k R_{kw}}{100 M_{R_w}} - \sum_{l=1}^L \frac{G_l R_{lw}}{100 M_{R_w}} \right) + Q_{\text{дуг}} = \\ = \sum_{n=1}^{N_M} (\Delta H_T^0)_n \frac{G_M [R_n]}{100 M_{R_n}} + \sum_{n=1}^{N_{\text{шл}}} (\Delta H_T^0)_n \frac{G_{\text{шл}} (R_n)}{100 M_{R_n}} + \\ + \sum_{w=1}^{W_{\text{энд}}} \Delta H_w^0 \left(\sum_{k=1}^K \frac{G_k R_{kw}}{100 M_{R_w}} - \sum_{l=1}^L \frac{G_l R_{lw}}{100 M_{R_w}} \right) + Q_{\text{пот}}; \end{aligned}$$

– выполнение одного из целевых условий:

$$P_{\min} < P < P_{\max};$$

$$C_{\min} < C < C_{\max};$$

$$\mathcal{E}_{\min} < \mathcal{E} < \mathcal{E}_{\max};$$

$$\Pi_{\min} < \Pi < \Pi_{\max}.$$

Таким образом, разработан метод математического моделирования процесса электроплавки и его оптимизации, который включает системное решение взаимосвязанных оптимизационных задач.

Выводы

Выполнен анализ и разработан метод математического моделирования и оптимизации электросталеплавильного процесса, особенностью которого является системное решение комплекса взаимосвязанных оптимизационных задач по определению приемлемых условий протекания процессов в металлургической системе с использованием методов моделирования и оптимизации. Предложены технологические режимы реализации технологии электроплавки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Григорович К.В. Металлургия XXI века: современное состояние и направления развития. В кн.: *Труды XIV международного конгресса сталеплавильщиков, Москва – Электросталь, 17–21 октября 2016 г.* Москва: ООО «РПК ПринтаП»; 2016:56–65.
2. Григорович К.В. Современное состояние черной металлургии и направления ее развития в цифровой экономике. В кн.: *Труды XV международного конгресса сталеплавильщиков, Москва – Тула, 15–19 октября 2018 г.* Москва: ООО «РПК ПринтаП»; 2018:42–59.
3. Рошин В.Е., Рошин А.В. Электрометаллургия и металлургия стали. Челябинск: ИЦ ЮУрГУ; 2013:572.
4. Zenk C.H., Neumeier S., Engl N.M., Fries S.G., Dolotko O., Weiser M., Virtanen S., Goken M. Intermediate Co/Ni-base model superalloys – Thermophysical properties, creep and oxidation. *Scripta Materialia*. 2015;112:83–86. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.09.018>
5. Banik A., Green K.A., Hardy M.C., Mourer D.P., Reay T. Low cost powder metal turbine components. *TMS (The Minerals, Metals and Materials Society)*. 2004;571–576. https://doi.org/10.7449/2004/SUPERALLOYS_2004_571_576
6. Köhle S. Melting special steels. In: *Proceedings of the 7th European Electric Steelmaking Conf. Venice, Italy; 2002:42–45*.
7. Furrer D.U., Groppi G., Bunge G. Forecasting the future: parts I. *Advanced Materials and Processes*. 2005;163(5):35–37.
8. Das B., Prakash S., Reddy P.S.R., Misra V.N. An overview of utilization of slag and sludge from steel industries. *Resources, Conservation and Recycling*. 2007;50(1):40–57. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2006.05.008>
9. Bowman B., Krüger K. Arc Furnace Physics. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH; 2009:246.
10. Dorndorf M., Wichert W., Schubert M., Kempken J., Krüger K. Holistic control of EAF's energy and material flows. In: *Materials of the 3rd Int. Steel Conf. on Developments in Metallurgical Process Technologies. Düsseldorf, June 11–15, 2007*. 2007;127(11):63–71.
11. Mees H., Hohl J., Krüger K. Dynamic condition-based scrap melt control: Results of the application at Thyssenkrupp Nirosta in Bochum. In: *Materials of the 10th European Electric Steelmaking Conference. Graz, 25–28 Sep. 2012*. 2012;253–259.

12. Бигеев В.А., Малофеев А.Е., Пантелеев А.В., Ивин Ю.А., Валиахметов А.Х. Особенности материального и теплового балансов ДСП-180 ОАО ММК. *Электрометаллургия*. 2008;(12):16–18.
Bigeev V.A., Malofeev A.E., Panteleev A.V., Ivin Yu.A., Valiakhmetov A.Kh. Features of material and thermal balances of EAF-180 of PJSC MMK. *Electrometallurgy*. 2008;(12):16–18. (In Russ.).
13. Игнатов И.И. Моделирование и расчет теплообмена в ДСП. *Математическое моделирование и расчет дуговых и плазменных сталеплавильных печей. Сборник научных трудов*. 1983:3–14.
14. Reichel J., Szekely J. Mathematical models and experimental verification in the decarburization of industrial scale stainless steel melts. *Iron and Steelmaker*. 1995;22(5):41–45.
15. Макаров А.Н., Макаров Р.А. Использование математической модели теплообмена для корректирования электрических режимов дуговых сталеплавильных печей. *Тез. докладов междунар. науч. конф. «Математические модели нелинейных возбуждений, переноса, динамики, упр. в конденсированных системах и других средах»*. Тверь, 2-5 июля, 1996. Тверь; 1996:135.
16. Morales R.D., Rodriguez-Hernandez H., Conejo A.N. A mathematical simulator for the EAF steelmaking using direct reduced iron. *ISIJ International*. 2001;41(5):426–435. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.426>
17. Страшнов М.М., Кац Я.Л. Расчет оптимальных технологических параметров работы ДСП–60/70 для снижения расхода электроэнергии. *Металлург*. 2005;(12):45–50.
Strashnov M.M., Kats Ya.L. Calculation of the optimum operating parameters of a DSP-60/70 arc steelmaking furnace to reduce its consumption of electric power. *Metallurgist*. 2005;49(12):481–489. <https://doi.org/10.1007/s11015-006-0027-4>
18. Маркс К., Пютц О., Редл З., Хигеман М., Тиман Т. Оптимизация процессов производства стали – применение новых способов моделирования нестационарных состояний процесса. *Черные металлы*. 2001;(10):42–46.
Marks K., Pyutz O., Redl Z., Khigeman M., Timan T. Optimization of steel production processes – Application of new methods of modeling non-stationary process states. *Chernye metallurgy*. 2001;(10):42–46. (In Russ.).
19. Bekker J.G., Craig I.K., Pistorius P.C. Modelling and simulation of an electric arc furnace process. *ISIJ International*. 1999;39(1):23–32. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.39.23>
20. Rybenko I.A. Instrumented system “Engineering-Metallurgy” for solving a wide class of engineering tasks. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018;411:012066. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/411/1/012066>
21. Рыбенко И.А. Разработка оптимальных технологических режимов процессов получения металлов с использованием методов математического моделирования и инструментальных систем. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2018;(2(1418)):57–62.
Rybenko I.A. Development of optimal technological modes of metal production processes using mathematical modeling methods and instrumental systems. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2018;(2(1418)):57–62. (In Russ.).
22. Рыбенко И.А. Применение методики и инструментальной системы расчета металлургических процессов для разработки ресурсосберегающих технологий. Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет; 2016:187.
23. Рыбенко И.А., Протопопов Е.В. Термодинамическое моделирование процессов восстановления железа. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(11):825–831. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-825-831>
Rybenko I.A., Protopopov E.V. Thermodynamic modeling of iron recovery processes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(11):825–831. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-825-831>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Инна Анатольевна Рыбенко, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-1679-0839

E-mail: rybenkoi@mail.ru

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

ORCID: 0000-0002-7554-2168

E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Екатерина Михайловна Запольская, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-8098-5895

E-mail: beloglazova-ekat@mail.ru

Inna A. Rybenko, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-1679-0839

E-mail: rybenkoi@mail.ru

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

ORCID: 0000-0002-7554-2168

E-mail: protopopov@sibsiu.ru

Ekaterina M. Zapol'skaya, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-8098-5895

E-mail: beloglazova-ekat@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. А. Рыбенко – проведение термодинамических расчетов, обработка результатов.

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

Е. М. Запольская – обработка результатов, оформление статьи.

I. A. Rybenko – conducting thermodynamic calculations, processing of the results.

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

E. M. Zapol'skaya – processing of the results, design of the article.

Поступила в редакцию 01.07.2025

После доработки 01.08.2025

Принята к публикации 10.09.2025

Received 01.07.2025

Revised 01.08.2025

Accepted 10.09.2025



Редакционная статья
Editorial article

ЧЛЕНУ-КОРРЕСПОНДЕНТУ РАН О.В. Заякину 50!



11 декабря 2025 года встретил свой 50-летний юбилей доктор технических наук, член-корреспондент Российской академии наук, главный научный сотрудник, заведующий лабораторией стали и ферросплавов Института металлургии имени академика Н.А. Ватолына Уральского отделения Российской академии наук Олег Вадимович Заякин.

Вся его трудовая деятельность неразрывно связана с Институтом металлургии УрО РАН, в котором он начал работать сразу после окончания Уральского государственного технического университета имени С.М. Кирова в 1998 г. по специальности «Металлургия черных металлов», пройдя все ступени научной карьеры от стажера-исследователя до главного научного сотрудника и заведующего лабораторией стали и ферросплавов. В 2001 г. Олег Вадимович защитил кандидатскую диссертацию, в 2017 – докторскую, а с 2022 г. является членом-корреспондентом Российской академии наук. Сегодня он признанный и авто-

ритетный специалист в области теории и технологии современной металлургии, научная деятельность которого посвящена развитию физико-химических и технологических основ металлургических процессов, созданию новых материалов, предназначенных для легирования и модифицирования стали, переработки нетрадиционных и техногенных видов сырья, оценки сырьевой базы ферросплавного производства. Для выполненных О.В. Заякиным фундаментальных исследований характерно их органичное сочетание с практической реализацией результатов на российских и зарубежных промышленных предприятиях металлургической отрасли. Под его руководством созданы новые сплавы с марганцем, ниобием, хромом, никелем, кремнием и ванадием; разработаны и запатентованы методы получения инновационных составов ферросплавов, содержащих бор и марганец, для выплавки экономнолегированных сталей, используемых при производстве труб большого диаметра. По данному научному направлению на сегодняшний день уже получено 78 авторских свидетельств и патентов и работа активно продолжается.

Результаты его исследований прошли промышленные испытания и были успешно внедрены на ведущих отечественных (АО «Серовский завод ферросплавов») и зарубежных металлургических предприятиях (ТНК «Казхром», Республика Казахстан) с получением значительных экономических эффектов.

Олег Вадимович имеет большой опыт создания и руководства научными коллективами. В 2018 г. им организована лаборатория стали и ферросплавов, сформирован дружный и эффективный коллектив, сочетающий опыт и эрудицию старшего поколения сотрудников с научной активностью и любознательностью молодежи. С 2020 по 2022 гг. он был заместителем директора по научной работе Института металлургии УрО РАН. Огромное внимание Олег Вадимович уделяет наставнической и педагогической деятельности. Под его научным руководством проходят обучение аспиранты, а также успешно защищаются кандидатские и докторские диссертационные работы на соискание ученой степени PhD (Республика Казахстан). Заякин О.В. – автор более 350 научных работ, 3 монографий и 17 Евразийских и Российских патентов. Он

является членом редколлегии журналов «Проблемы черной металлургии и материаловедения», «Металлург», «Известия Волгоградского государственного технического университета». Олег Вадимович вносит весомый вклад в научно-организационную и экспертную деятельность, являясь членом Научного совета по металлургии и металловедению ОХНМ РАН; Ученого совета ИМЕТ УрО РАН и УИМ и диссертационных советов при ИМЕТ УрО РАН, СибГИУ, КарНУ. Он – зарубежный эксперт Независимого агентства аккредитации и рейтинга (НААР), Международного аккредитационного агентства ULE «KAZSEE», Независимого агентства по обеспечению качества в образовании (IQAA), Центрально-Азиатской Ассоциации по аккредитации образования (CAAAE).

Разносторонняя и эффективная деятельность Заякина О.В. была многократно отмечена престижными наградами, в том числе медалью Н. Масалова, премией Губернатора Свердловской области, премией

имени чл.-корр. УрО РАН В.Е. Грум-Гржимайло, юбилейной медалью «300 лет Российской академии наук», Почетными грамотами различного уровня. Все, кому выпала удача совместной работы и дружеского общения с Олегом Вадимовичем, отмечают, наряду с высоким профессионализмом, его прекрасные человеческие качества: доброжелательность, готовность прийти на помощь и подсказать верное решение сложной проблемы.

*Коллектив Института металлургии
имени академика Н.А. Ватолина УрО РАН,
редакция журнала «Известия ВУЗов. Черная
металлургия», коллеги и друзья от всей
души поздравляют Олега Вадимовича
со знаменательным юбилеем и желают ему
крепкого здоровья, неиссякаемой энергии,
новых научных свершений на благо
отечественной науки, счастья и тепла
в кругу близких и друзей!*

УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ПОМЕЩЕННЫХ В ЖУРНАЛЕ «ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ» ЗА 2025 ГОД, ТОМ 68

ИСТОРИЯ ОТРАСЛИ

Тресвятский Л.А., Протопопов Е.В., Уманский А.А., Худолеев А.Н. Кузнечная броня: первые рубежи победы 2

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Байдин В.В., Уманский А.А. Моделирование и разработка технологических режимов производства мелющих шаров повышенной твердости и ударной стойкости 3
- Бессонова О.В., Полевой Е.В., Осколкова Т.Н., Комарова Т.А. Сравнительный анализ структуры и свойств железнодорожных рельсов заэвтектоидного состава 6
- Богданова Н.А., Жилин С.Г., Предеин В.В. Прочностные характеристики выплавляемых моделей, получаемых уплотнением порошков воскообразных материалов в поле действия центробежных сил 6
- Головизнин С.М., Брюханов И.Ю. Анализ энергозатрат многократного волочения стальной проволоки 3
- Громов В.Е., Коновалов С.В., Полевой Е.В. Антология рельсов производства «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» XXI века 1
- Карфидов А.О., Чиченев Н.А., Васильев М.В., Чиченева О.Н. Изготовление дуговых листовых элементов методом ступенчатой гибки 3
- Мозжегоров М.Н., Машенцева М.С. Разработка технологии производства профильных труб, обеспечивающей более высокую точность геометрических параметров по сравнению с зарубежными производителями 1
- Невский С.А., Башенко Л.П., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Шамсугдинова Д.В. Влияние наклонного электрического поля на распад струи жидкости в процессах термообработки и наплавки 1
- Поспелов И.Д. Исследование модуля жесткости клетей чистовой группы непрерывного широкополосного стана горячей прокатки 1
- Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Печковский В.А., Капшин А.Д. Разрушение отпущенной мартенситной стали при растяжении 1
- Харченко А.С., Сысоев В.И., Сибгатуллин С.К., Дзюба А.В., Савинов А.С., Харченко Е.О. Моделирование распределения компонентов, выделившихся из замасленной окалины, между водо-газо-пылевыми средами системы газоочистки доменной печи 4
- Шакиров М.К., Протопопов Е.В., Турчанинов Е.Б., Белецкий Е.А., Фатьянов С.С. Комплексная энерготермическая модель конвертерной плавки 3
- Шкирмонтов А.П. Моделирование работы ферросплавной печи при увеличении мощности и диаметра электродов 4
- Юнусов А.М., Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Осколкова Т.Н. Опыт производства рельсов из бейнитной стали марок 30ХГ2С2АФМ и 30ХГ2САФН 2

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Васина М.В., Башенко Л.П. Перспективные конструкции газоанализаторов для металлургии 4
- Ибраев И.К., Ибраева О.Т. Экологические особенности окислительного рафинирования фосфористых чугунов в большегрузных конвертерах 3
- Ульева Г.А., Туысхан К., Мацугина Е.М., Волокитина И.Е., Ахметова Г.Е. Современное состояние проблемы утилизации отходов производства 2
- Шляров В.В., Шлярова Ю.А., Башенко Л.П., Загуляев Д.В. Уменьшение количества отходов и внедрение экологически безопасных и эффективных производственных процессов при использовании высококремнистых сплавов системы Al – Si 3

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Особенности изнашивания контактной поверхности стали при скольжении под низким контактным давлением 3
- Алеутдинова М.И., Фадин В.В. Характеристики контакта стали Ст3 при сухом скольжении по стали 45 под переменным электрическим током высокой плотности при разных коэффициентах трансформации питающего трансформатора 6
- Беломытцев М.Ю., Михайлов М.А., Козлов Д.А., Михайлов А.М., Каравацкий И.И. Исследование влияния режимов термической обработки на свойства сплава 56ДГНХ 1
- Власов И.В., Гордиенко А.И., Семенчук В.М. Влияние термических циклов на формирование структуры жаропрочной стали перлитного класса в условиях проволочного электродугового аддитивного производства 1
- Гойхенберг Ю.Н., Кулаков Б.А., Полухин Д.С. Неметаллические включения в микропорах массивных стальных отливок 3
- Громов В.Е., Миненко С.С., Чапайкин А.С., Семин А.П., Шлярова Ю.А. Перспективы создания быстрорежущих высокоэнтропийных сталей 4
- Зоря И.В., Полетаев Г.М., Бебихов Ю.В., Семенов А.С. Инициация плавления на границах зерен наклона в аустените в зависимости от угла разориентации 2
- Ишмаматов Д.А., Помельникова А.С., Петелин А.Л. К вопросу о влиянии добавок оксидов редкоземельных элементов на кинетику образования борированных слоев и диффузию бора по границам зерен при борировании сталей 2
- Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Фесенюк М.В., Пигалева И.Н., Балашов В.М. Мартенситные превращения в метастабильной аустенитной стали с круп-

нозернистой и ультрамелкозернистой структурой при кручении	3
Климов С.А., Носков Ф.М., Токмин А.М., Масанский О.А. Получение карбидосталей на основе быстрорежущей стали методом индукционной наплавки	6
Колтыгин А.В., Баженов В.Е., Белова А.А., Санников А.В., Лыскович А.А., Белов В.Д., Щедрин Е.Ю. Влияние термической обработки на фазовый состав, структуру, твердость и электропроводность никелевого жаропрочного сплава ВЖЛ14Н-ВИ	1
Орлова Д.В., Шляхова Г.В., Надежкин М.В. Особенности локализации деформации в аддитивном материале со структурно-фазовой неоднородностью	3
Пермякова И.Е., Иванов А.А., Лукина И.Н., Костина М.В., Дюжева-Мальцева Е.В. Инженерия поверхности аморфного сплава $Fe_{53,3}Ni_{26,5}B_{20,2}$ эксимерным лазером	6
Попова М.В., Полунин А.М. Структура и свойства сплавов специального назначения после отжига	6
Попова Н.А., Громов В.Е., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А., Юрьев А.А. Упрочнение поверхностных слоев головки длинномерных рельсов при длительной эксплуатации	6
Ярьско С.И., Балакиров С.Н., Осколкова Т.Н. Предельные энергетические характеристики при лазерной импульсной обработке вольфрамокобальтовых твердых сплавов	4

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ И МАТЕРИАЛАХ

Евстигнеев А.И., Одинокое В.И., Чернышова Д.В., Евстигнеева А.А., Дмитриев Э.А. Влияние кольцевых швов на напряженно-деформированное состояние в цилиндрической керамической оболочковой форме при затвердевании в ней стальной отливки	6
Евстигнеев А.И., Чернышова Д.В., Одинокое В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеева А.А. Оптимизационное моделирование трещиностойкости керамической оболочковой формы при охлаждении в ней стальной отливки	3
Евстигнеев А.И., Чернышова Д.В., Одинокое В.И., Дмитриев Э.А., Евстигнеева А.А., Колошенко Ю.Б., Потанихин Д.А. Моделирование и оптимизация влияния температурных швов на напряженно-деформированное состояние сферических металлических литейных форм	4
Куликов Б.П., Сторожев Ю.И., Потапенко А.С. Металлизация рудноугольных брикетов в кольцевой печи, отапливаемой генераторным газом	4
Лехов О.С., Билалов Д.Х. Расчет температуры и термоупругих напряжений в бойках при получении стальных полых заготовок на установке совмещенного литья и деформации. Часть 1	4
Лехов О.С., Билалов Д.Х. Расчет температуры и термоупругих напряжений в бойках при получении стальных полых заготовок на установке совмещенного литья и деформации. Часть 2	6
Сивков А.С., Чибизова С.И., Апасова А.Д. Направления совершенствования конструкции и тепловой работы	

вращающейся печи для реализации технологии производства металлургической извести из мела	4
Чжан Ц., Козлов В.Н., Чинахов Д.А., Клименов В.А., Чернухин Р.В. Анализ процесса обработки заготовки из мартенситной нержавеющей стали 40X13, полученной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства	6

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Большов Л.А., Корнейчук С.К., Большова Э.Л. Термодинамические параметры взаимодействия второго порядка азота с никелем и хромом в жидкой стали	2
Вусихис А.С., Михеенков М.А., Леонтьев Л.И., Агафонов С.Н. Влияние добавок оксида бора на вязкость и температуру плавления системы $CaO - SiO_2 - Al_2O_3 - MgO$	3
Дмитриев А.Н., Бурова Ю.Е., Витькина Г.Ю., Барбин Н.М., Терентьев Д.И. Термодинамическое моделирование процесса восстановления железорудных материалов водородсодержащими газами	2
Казакевич Г.А., Попов А.Ю. Построение поверхности ликвидус пятикомпонентной схемы диаграммы $Fe - B - Mn - C - Cr$	1
Смирнов К.И., Гамов П.А., Рошин В.Е., Самолин В.С. Термодинамический анализ условий разделения железа и титана в ильменитовом концентрате селективным восстановлением элементов	2
Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Егназарьян Д.К., Михеенков А.М., Клеоновский М.В., Матюхин О.В. Особенности формирования фазового состава сталеплавильных шлаков и оценка возможности получения на их основе минеральных вяжущих веществ с низкой генерацией CO_2	2
Шешуков О.Ю., Невидимов В.Н., Некрасов И.В., Метелкин А.А., Цепелев В.С. Развитие исследований физико-химических свойств оксидных и металлических расплавов	1

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Дмитриев А.Н., Витькин Д.А., Золотых М.О., Витькина Г.Ю. Математическая модель состояния горна доменной печи на основе показаний термопар, находящихся в поясах холодильников	3
Дмитриев А.Н., Витькин Д.А., Золотых М.О., Витькина Г.Ю. Математическая модель состояния футеровки главного желоба доменной печи	4
Зимин А.В., Корнет М.Е., Буркова И.В., Зимин В.В. Использование цифровых имитационных моделей для оптимизация сложных производственных объектов	2
Рыбенко И.А., Протопопов Е.В., Запольская Е.М. Общие принципы моделирования и оптимизации электросталеплавильного процесса	6
Соколовская Э.А., Босов Е.В., Кудря А.В., Кодиров Д.Ф., Алексеев В.И. Оценка различий в информативности результатов прямо-сдаточных испытаний металлопродукции при статистическом анализе больших массивов данных производственного контроля в металлургии	3

Спирин Н.А., Гурин И.А., Лавров В.В. Информационно-моделирующая система оценки нестабильности функционирования доменной печи	4
Шалаевский Д.Л. Методика расчета плоскостности стальных холоднокатаных полос	4

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Фастыковский А.Р., Мусатова А.И., Мартюшев Н.В. Разработка моделей функционирования волочильного оборудования при многостановом обслуживании	1
Черникова О.П., Афанасьева О.В., Афанасьев Е.Г. Направления декарбонизации Российской черной металлургии	1

В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

Мурашов В.А., Строгонов К.В., Бастынец А.К., Львов Д.Д. Разработка агрегата внепечной обработки стали непрерывного действия	1
Рошин В.Е., Рошин А.В. Электрохимия восстановительных процессов и перспективы развития восстановительных технологий	4

ПО МАТЕРИАЛАМ XVI МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ» ИМЕНИ АКАДЕМИКА А.М. САМАРИНА

Агафонов С.Н., Удоева Л.Ю., Вусихис А.С., Леонтьев Л.И. Оценка технологической возможности совместной переработки ильменитовых и перовскитовых концентратов	5
Александров А.А., Анучкин С.Н., Каневский А.Г., Румянцева С.Б., Григорович К.В. Взаимодействие керамики на основе Al_2O_3 со шлаковым расплавом 45 % CaO – 40 % Al_2O_3 – 10 % SiO_2 – 5 % MgO	5
Бабенко А.А., Шартдинов Р.Р., Лобанов Д.А., Сметанников А.Н., Уполовникова А.Г., Гуляков В.С. Особенности применения борсодержащих шлаков при выплавке нержавеющей стали	5
Вусихис А.С., Тюшняков С.Н., Пикулин К.В., Агафонов С.Н., Леонтьев Л.И. Распределение бора между	

металлом и шлаком в процессе плавки металлizedованного сидеритового концентрата в электропечи	5
Глухов И.В., Воронов Г.В., Шешуков О.Ю., Калганов М.В. Сравнительный анализ кинетического и диффузионного режимов горения природного газа в горелках дуговой сталеплавильной печи	5
Григорович К.В. Итоги XVI Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина	5
Григорьев Е.В., Капелюшин Ю.Е., Бильгенов А., Степанов Д.В., Халикулов А.А. Удаление хлора из пыли дугового сталеплавильного производства окислительным обжигом	5
Гудов А.Г., Бурмасов С.П., Смирнов Л.А. Исследование формирования железоуглеродистых расплавов и технологические аспекты науглероживания	5
Дрозин А.Д., Дудоров М.В. Критерии существования локальных равновесий в переохлажденных расплавах	6
Кель И.Н., Жучков В.И., Заякин О.В. Корреляция структуры и характеристик ферросплавов	5
Олянина Н.В., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Вязкость жидких сплавов кобальта с кремнием и бором: эксперимент и расчет	5
Сабиров Э.Р., Поколенко А.Ю., Бижанов А.М., Берснев И.С., Спирин Н.А. Исследование процесса науглероживания окатышей до содержания углерода более 4,5 % при металлзации в шахтных печах	5
Сафарова Д.Э., Базалеева К.О., Понкратова Ю.Ю., Алексеев А.В. Зависимость структуры и свойств сплава ВТ23 от параметров лазерного выращивания	5
Сивцов А.В., Шешуков О.Ю., Егизарьян Д.К., Цымбалист М.М., Орлов П.П. Влияние содержания амфотерных оксидов в шлаке на характеристики вентильного эффекта электрической дуги	5
Швецов Д.П., Чикова О.А., Цепелев В.С., Синицин Н.И., Вьюхин В.В. Физико-химические исследования расплавов стали 12X18H9ТЛ для управления качеством литых изделий	5
К 90-летию Николая Филипповича Якушевича	3
К юбилею Алексея Борисовича Юрьева!	2
Члену-корреспонденту РАН О.В. Заякину 50!	6
Юрьев А.Б., Темлянцев М.В. Сибирскому государственному индустриальному университету 95!	3

INDEX OF ARTICLES

“IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY” FOR 2025, VOL. 68

HISTORY OF METALLURGY

- Tresvyatskii L.A., Protopopov E.V., Umanskii A.A., Khudoleev A.N. Kuznetsk armor: The first frontiers of victory 2

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Baidin V.V., Umanskii A.A. Modeling and development of technological modes for production of grinding balls of increased hardness and impact resistance 3
- Bessonova O.V., Polevoi E.V., Oskolkova T.N., Komarova T.A. Comparative analysis of the structure and properties of hypereutectoid railway rails 6
- Bogdanova N.A., Zhilin S.G., Predein V.V. Strength characteristics of investment patterns obtained by compaction of waxy material powders in the field of centrifugal forces 6
- Goloviznin S.M., Bryukhanov I.Yu. Energy consumption analysis of multistage steel wire drawing 3
- Gromov V.E., Kononov S.V., Polevoi E.V. Anthology of rails produced by JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant in the 21st century 1
- Karfidov A.O., Chichenev N.A., Vasil'ev M.V., Chicheneva O.N. Production of arc sheet elements by stepped bending method 3
- Kharchenko A.S., Sysoev V.I., Sibagatullin S.K., Dzyuba A.V., Savinov A.S., Kharchenko E.O. Modeling the distribution of components emitted from oiled scale between water, gas, and dust media in blast furnace dedusting plant 4
- Mozzhegorov M.N., Mashentseva M.S. Development of profile pipes production technology, providing higher accuracy of geometric parameters compared to foreign manufactures 1
- Nevskii S.A., Bashchenko L.P., Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Shamsutdinova D.V. Influence of inclined electric field on decay of a liquid jet during heat treatment and surfacing 1
- Pospelov I.D. Stiffness modulus of stands in finishing group of continuous wide-strip hot rolling mill 1
- Shakirov M.K., Protopopov E.V., Turchaninov E.B., Beletnitskii E.A., Fat'yanov S.S. Complex energy-dynamic model of BOF melting 3
- Shkirmontov A.P. Modeling the operation of ferroalloy furnace with increased power and electrode diameters 4
- Tepliyakova L.A., Kunitsyna T.S., Pechkovskii V.A., Kashin A.D. Tensile fracture of tempered martensitic steel 1
- Yunusov A.M., Polevoi E.V., Yunin G.N., Oskolkova T.N. Experience in producing rails from bainitic steels 30KhG2S2AFM and 30KhG2SAFN 2

ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

- Ibraev I.K., Ibraeva O.T. Environmental features of oxidative refining of phosphorous hot metal in heavy-duty converters 3

- Shlyarov V.V., Shlyarova Yu.A., Bashchenko L.P., Zagulyaev D.V. Waste reduction and implementation of environmentally safe and efficient production processes using high-silicon alloys of the Al – Si system 3
- Ulyeva G.A., Tuyskhan K., Matsugina E.M., Volokitina I.E., Akhmetova G.E. Actual progress of production waste disposal problems 2
- Vasina M.V., Bashchenko L.P. Promising designs of gas analyzers for metallurgy 4

MATERIAL SCIENCE

- Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Contact characteristics of C235 steel in dry sliding against C45 steel under high-density alternating current at different transformation coefficients of supply transformer 6
- Aleutdinova M.I., Fadin V.V. Features of steel contact surface wear in sliding under low contact pressure 3
- Belomytsev M.Yu., Mikhailov M.A., Kozlov D.A., Mikhailov A.M., Karavatskii I.I. Influence of heat treatment modes on the properties of 56DGNKh (Cu20Ni20Mn2Cr) alloy 1
- Goikhenberg Yu.N., Kulakov B.A., Polukhin D.S. Non-metallic inclusions in micropores of massive steel castings 3
- Gromov V.E., Minenko S.S., Chapaikin A.S., Semin A.P., Shlyarova Yu.A. Prospects for creation of high-speed high-entropy steels 4
- Ishmametov D.A., Pomel'nikova A.S., Petelin A.L. On the influence of rare-earth oxide additives on kinetics of borated layer formation and boron diffusion along grain boundaries during steel boriding 2
- Klevtsova N.A., Valiev R.Z., Klevtsov G.V., Fesenyuk M.V., Pigaleva I.N., Balashov V.M. Martensitic transformations in metastable austenitic steel with coarse-grained and ultrafine-grained structure during torsion 3
- Klimov S.A., Noskov F.M., Tokmin A.M., Masanskii O.A. Production of carbide steels based on high-speed steel by induction surfacing 6
- Koltygin A.V., Bazhenov V.E., Belova A.A., Sannikov A.V., Lyskovich A.A., Belov V.D., Shchedrin E.Yu. Influence of heat treatment on structure, phase composition, hardness and electrical conductivity of VZHL14N-VI nickel superalloy 1
- Orlova D.V., Shlyakhova G.V., Nadezhkin M.V. Peculiarities of deformation localization in additive material with structural-phase heterogeneity 3
- Permyakova I.E., Ivanov A.A., Lukina I.N., Kostina M.V., Dyuzheva-Maltseva E.V. Surface engineering of Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} amorphous alloy by excimer laser 6
- Popova M.V., Polunin A.M. Structure and properties of special-purpose alloys after annealing 6
- Popova N.A., Gromov V.E., Yur'ev A.B., Nikonenko E.L., Porfir'ev M.A. Hardening of surface layers of long rail heads during long-term operation 6
- Vlasov I.V., Gordienko A.I., Semenchuk V.M. Effect of thermal cycles on formation of pearlitic heat-resistant steel structure under wire arc additive manufacturing 1

Yaresko S.I., Balakirov S.N., Oskolkova T.N. Limiting energy characteristics during laser pulse treatment of tungsten-cobalt hard alloys	4
Zorya I.V., Poletaev G.M., Bebikhov Yu.V., Semenov A.S. Initiation of melting at tilt grain boundaries in austenite depending on the misorientation angle	2

INNOVATIONS IN METALLURGICAL INDUSTRIAL AND LABORATORY EQUIPMENT, TECHNOLOGIES AND MATERIALS

Evstigneev A.I., Chernyshova D.V., Odínokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneeva A.A., Koloshenko Yu.B., Potyannikhin D.A. Modeling and optimization of the effect of temperature seams on stress-strain state of spherical metal casting molds	4
Evstigneev A.I., Chernyshova D.V., Odínokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneeva A.A. Optimization modeling of crack resistance of ceramic shell mold during cooling of steel casting in it	3
Evstigneev A.I., Odínokov V.I., Chernyshova D.V., Evstigneeva A.A., Dmitriev E.A. Effect of annular seams on stress-strain state in cylindrical ceramic shell mold during solidification of a steel casting in it	6
Kulikov B.P., Storozhev Yu.I., Potapenko A.S. Metallization of ore-coal briquettes in an annular furnace heated by generator gas	4
Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Calculation of temperature and thermoelastic stresses in strikers during production of hollow steel billets in a unit of combined casting and deformation. Part 1	4
Lekhov O.S., Bilalov D.Kh. Calculation of temperature and thermoelastic stresses in strikers during production of hollow steel billets in a unit of combined casting and deformation. Part 2	6
Sivkov A.S., Chibizova S.I., Apasova A.D. Improving the design and thermal operation of a rotary kiln for production of metallurgical lime from chalk	4
Zhang C., Kozlov V.N., Chinakhov D.A., Klimenov V.A., Chernukhin R.V. Analysis of processing 40Kh13 martensitic stainless steel billet obtained by wire electron beam additive manufacturing	6

PHYSICO-CHEMICAL BASICS OF METALLURGICAL PROCESSES

Bol'shov L.A., Korneichuk S.K., Bol'shova E.L. Thermodynamic second-order interaction coefficients of nitrogen with nickel and chromium in liquid steel	2
Dmitriev A.N., Burova Yu.E., Vit'kina G.Yu., Barbin N.M., Terent'ev D.I. Thermodynamic modelling of reduction of iron ore materials by hydrogen-containing gases	2
Kazakevich G.A., Popov A.Yu. Construction of liquidus surface of Fe – B – Mn – C – Cr five-component diagram	1
Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Egiazar'yan D.K., Mikheenkova A.M., Kleonovskii M.V., Matyukhin O.V. Peculiarities of the phase composition formation of steel-making slags and evaluation of the possibility of obtaining mineral binders with low CO ₂ generation on their basis	2
Sheshukov O.Yu., Nevidimov V.N., Nekrasov I.V., Metelkin A.A., Tsepelev V.S. Development of research on the physico-chemical properties of oxide and metal melts	1

Smirnov K.I., Gamov P.A., Roshchin V.E., Samolin V.S. Thermodynamic analysis of conditions for iron and titanium separation in ilmenite concentrate by selective reduction of elements	2
Vusikhis A.S., Mikheenkova M.A., Leont'ev L.I., Agafonov S.N. Effect of boron oxide additives on viscosity and melting point of the CaO – SiO ₂ – Al ₂ O ₃ – MgO system	3

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Dmitriev A.N., Vit'kin D.A., Zolotykh M.O., Vit'kina G.Yu. Mathematical model of blast furnace hearth condition based on data from thermocouples in refrigerator belts	3
Dmitriev A.N., Vit'kin D.A., Zolotykh M.O., Vit'kina G.Yu. Mathematical model of the blast furnace main trough lining condition	4
Rybenko I.A., Protodopov E.V., Zapol'skaya E.M. General principles of modeling and optimization of electric steel-making process	6
Shalaevskii D.L. Methodology for calculating the flatness of cold-rolled steel strips	4
Sokolovskaya E.A., Bosov E.V., Kudrya A.V., Kodirov D.F., Alekseev V.I. Possible consequences caused by reducing the number of samples during acceptance tests of a unit of metal products to assess its quality	3
Spirin N.A., Gurin I.A., Lavrov V.V. Information modeling system for assessing instability of blast furnace functioning	4
Zimin A.V., Kornet M.E., Burkova I.V., Zimin V.V. Using digital simulation models to optimize the operation of complex production facilities	2

ECONOMIC EFFICIENCY OF METALLURGICAL PRODUCTION

Chernikova O.P., Afanas'eva O.V., Afanas'ev E.G. Directions of decarbonization of Russian ferrous metallurgy	1
Fastykovskii A.R., Musatova A.I., Martyushev N.V. Development of models for functioning of drawing equipment for multi-mill servicing	1

IN THE ORDER OF DISCUSSION

Murashov V.A., Stroganov K.V., Bastynets A.K., Lvov D.D. Development of a continuous extra-furnace steel processing unit	1
Roshchin V.E., Roshchin A.V. Electrochemistry of reduction processes and prospects for the development of reduction technologies	4

BASED ON THE MATERIALS OF THE 16TH INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE “PHYSICO-CHEMICAL FOUNDATIONS OF METALLURGICAL PROCESSES” NAMED AFTER ACADEMICIAN A.M. SAMARIN

Agafonov S.N., Udоеva L.Yu., Vusikhis A.S., Leont'ev L.I. Assessment of the technological possibility of joint processing of ilmenite and perovskite concentrates	5
---	---

Aleksandrov A.A., Anuchkin S.N., Kanevskiy A.G., Remyantseva S.B., Grigorovich K.V. Interaction of Al_2O_3 -based ceramics on with slag melt 45 % CaO – 40 % Al_2O_3 – 10 % SiO_2 – 5 % MgO	5	Sabirov E.R., Pokolenko A.Yu., Bizhanov A.M., Bersenev I.S., Spirin N.A. Carburization of pellets to a carbon content of more than 4.5 % during metallization in shaft furnaces	5
Babenko A.A., Shartdinov R.R., Lobanov D.A., Smetanikov A.N., Upolovnikova A.G., Gulyakov V.S. Features of application of boron-containing slags in stainless steel smelting	5	Safarova D.E., Bazaleeva K.O., Ponkratova Yu.Yu., Alekseev A.V. Dependence of structure and properties of VT23 alloy on laser deposition parameters	5
Drozin A.D., Dudorov M.V. Criteria for the existence of local equilibria in supercooled melts	6	Shvetsov D.P., Chikova O.A., Tsepelev V.S., Sinitsin N.I., V'yukhin V.V. Physico-chemical analysis of 12Kh18N9TL steel melts for quality control of cast products	5
Grigorovich K.V. Results of the 16 th International Scientific Conference “Physicochemical Foundations of Metallurgical Processes” named after Academician A.M. Samarin	5	Sivtsov A.V., Sheshukov O.Yu., Egiazaryan D.K., Tsymbalist M.M., Orlov P.P. Influence of amphoteric oxides content on valve effect characteristics of electric arc	5
Grigor'ev E.V., Kapelyushin Yu.E., Bil'genov A., Stepanov D.V., Khalikulov A.A. Removal of chlorine from electric arc furnace dust by oxidative roasting	5	Vusikhis A.S., Tyushnyakov S.N., Pikulin K.V., Agafonov S.N., Leont'ev L.I. Boron distribution between metal and slag during melting of metalized siderite concentrate in electric furnace	5
Glukhov I.V., Voronov G.V., Sheshukov O.Yu., Kalganov M.V. Comparative analysis of kinetic and diffusion modes of natural gas combustion in EAF burners	5	To the 50th Anniverssary of O.V. Zayakin	6
Gudov A.G., Burmasov S.P., Smirnov L.A. Formation of iron-carbon melts and technological aspects of carburization ...	5	To the 90th Anniversary of Nikolai Filippovich Yakushevich	3
Kel' I.N., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V. Correlation between the structure and properties of ferroalloys	5	To the Anniversary of Aleksei Borisovich Yur'ev	2
Olyanina N.V., Beltyukov A.L., Ladyanov V.I. Viscosity of liquid alloys of cobalt with silicon and boron: Experiment and calculation	5	Yur'ev A.B., Temlyantsev M.V. To the 95 th Anniversary of SibSIU – the first university in Kuzbass!	3

Над номером работали:

Л.И. Леонтьев, *главный редактор*

Е.В. Протопопов, *заместитель главного редактора*

Е.А. Ивани, *ответственный секретарь*

Л.П. Бащенко, *заместитель ответственного секретаря*

Е.Ю. Потапова, *заместитель главного редактора по развитию*

О.А. Долицкая, *научный редактор*

В.В. Расенец, *верстка, иллюстрации*

Г.Ю. Острогорская, *менеджер по работе с клиентами*

Подписано в печать 25.12.2025. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 13,0. Заказ 23820. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17

Comparative analysis of the structure and properties of hypereutectoid railway rails

Strength characteristics of investment patterns obtained by compaction of waxy material powders in the field of centrifugal forces

Hardening of surface layers of long rail heads during long-term operation

Production of carbide steels based on high-speed steel by induction surfacing

Contact characteristics of C235 steel in dry sliding against C45 steel under high-density alternating current at different transformation coefficients of supply transformer

Structure and properties of special-purpose alloys after annealing

Surface engineering of $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ amorphous alloy by excimer laser

Criteria for the existence of local equilibria in supercooled melts

Effect of annular seams on stress-strain state in cylindrical ceramic shell mold during solidification of a steel casting in it

Calculation of temperature and thermoelastic stresses in strikers during production of hollow steel billets in a unit of combined casting and deformation. Part 2

Analysis of processing 40Kh13 martensitic stainless steel billet obtained by wire electron beam additive manufacturing

General principles of modeling and optimization of electric steelmaking process

To the 50th Anniverssary of O.V. Zayakin

Index of articles of "Izvestiya. Ferrous Metallurgy" for 2025, vol. 68

**Зарегистрирован Федеральной службой
по надзору в сфере связи, информационных
технологий и массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС77-35456.**

Подписной индекс 70383.

