

# ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

## IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

[fermet.misis.ru](http://fermet.misis.ru)

2026 Том 69 № 1  
Vol. No.

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Достижения и перспективы развития  
аглодоменного подразделения ПАО «Северсталь»

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Исследование влияния системы микролегирования  
и параметров термомеханической обработки  
на прочность низкоуглеродистых сталей

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Математическое моделирование электропроводности  
расплавов с эвтектическим и монотектическим  
характером взаимодействия компонентов



ISSN 0368-0797  
eISSN 2410-2091

# ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-технический журнал

Издается с января 1958 г. Выпускается 6 раз в год

2026 Том 69 № 1  
Vol. No.

# IZVESTIYA FERROUS METALLURGY

Scientific and Technical Journal

Published since January 1958. Issued 6 times a year

# ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

www.fermet.misis.ru

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

## Варианты названия:

Известия вузов. Черная металлургия

Izvestiya. Ferrous Metallurgy

## Учредители:



## Редакционная коллегия:

**С. О. Байсанов**, д.т.н., профессор, ХМИ им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан  
**В. Д. Белов**, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва  
**А. А. Бродов**, к.экон.н., ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва  
**Е. П. Вольнкина**, д.т.н., советник, ОЮЛ «Кузбасская Ассоциация переработчиков отходов», г. Новокузнецк  
**С. М. Горбатюк**, д.т.н., профессор, НИТУ МИСИС, г. Москва  
**К. В. Григорович**, академик РАН, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва  
**В. Е. Гролов**, д.ф.-м.н., профессор, СибГИУ, г. Новокузнецк  
**А. Н. Дмитриев**, д.т.н., профессор, академик РАЕН, академик АИН РФ, г. Екатеринбург  
**А. В. Дуб**, д.т.н., профессор, ЗАО «Наука и инновации», г. Москва  
**В. И. Жучков**, д.т.н., профессор, ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург  
**Р. Ф. Зингер**, д.т.н., профессор, Институт Фридриха-Александра, Германия  
**М. Зиниград**, д.т.н., профессор, Институт Ариэля, Израиль  
**В. И. Золотухин**, д.т.н., профессор, ТулГУ, г. Тула  
**А. Г. Колмаков**, д.т.н., чл.-корр. РАН, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва  
**В. М. Колокольцев**, д.т.н., профессор, МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск  
**М. В. Костина**, д.т.н., ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва  
**К. Л. Косырев**, д.т.н., академик РАЕН, ОАО «Электростальский завод тяжелого машиностроения», г. Москва  
**Ю. А. Курганова**, д.т.н., профессор, МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва  
**В. А. 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@misis.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@sibsiiu.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 Циньхуа, г. Шеньжень, Китай  
**М. В. Темлянецев**, 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.ест.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. Mendeleev Russian Chemical-Technological University, Moscow  
**Radik R. Mulyukov**, Academician of RAS, Dr. Sci. (Phys.-Chem.), Prof., Institute of Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa

*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.*

## 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

**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

- Виноградов Е.Н., Леонтьев Л.И., Калько А.А. Достижения и перспективы развития аглодомного подразделения ПАО «Северсталь» ..... 6

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ  
ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Григорьев Е.В., Капелюшин Ю.Е., Рязанов А.Г., Бильгенов А., Степанов Д.В., Халикулов А.А. Удаление хлора из пыли дугового сталеплавильного производства методом статической промывки водой ..... 14

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Дагман А.И., Колдаев А.В., Науменко В.В., Арутюнян Н.А., Матросов М.Ю., Дьяконов Д.Л. Исследование влияния системы микролегирования и параметров термомеханической обработки на прочность низкоуглеродистых сталей ..... 23
- Заблоцкая Ю.В., Тужилин А.С., Садыхов Г.Б. Особенности совместного известкового автоклавного обескремнивания кварц-титановых концентратов и гидротермального синтеза гидросиликатов кальция ... 31
- Костина М.В., Кудряшов А.Э., Ригина Л.Г., Костина В.С., Пермякова И.Е. Хладостойкость новой литейной Cr – Mn – Ni – Mo – N стали. Часть 3. Стабильность аустенита при охлаждении и деформации ..... 39
- Лобанов Д.А., Шешуков О.Ю., Яблоков П.С. Современные тенденции в применении быстроохлажденных шихтовых материалов для модифицирования чугуна ..... 51

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ  
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

- Бельтюков А.Л., Олянина Н.В. Особенности вискозиметрического эксперимента методом крутильных колебаний ..... 59

ИННОВАЦИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ  
ПРОМЫШЛЕННОМ И ЛАБОРАТОРНОМ  
ОБОРУДОВАНИИ, ТЕХНОЛОГИЯХ  
И МАТЕРИАЛАХ

- Баширов Р.Д., Чинахов Д.А., Рзаев Э.Д., Астанова Э.Р., Баширова Г.Р. Влияние технологических параметров на шероховатость при обработке покрытий ..... 67

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Vinogradov E.N., Leont'ev L.I., Kal'ko A.A. Achievements and development prospects of sintering and blast furnace division of PJSC Severstal ..... 6

ECOLOGY AND RATIONAL USE  
OF NATURAL RESOURCES

- Grigor'ev E.V., Kapelyushin Yu.E., Ryazanov A.G., Bil'genov A., Stepanov D.V., Khalikulov A.A. Removal of chlorine from electric arc furnace dust by static washing with water ..... 14

MATERIALS SCIENCE

- Dagman A.I., Koldaev A.V., Naumenko V.V., Arutyunyan N.A., Matrosov M.Yu., D'yakonov D.L. Effect of microalloying system and thermo-deformation treatment parameters on the strength of low-carbon steels ..... 23
- Zablotskaya Yu.V., Tuzhilin A.S., Sadykhov G.B. Features of joint lime autoclave desilicization of quartz-titanium concentrates and hydrothermal synthesis of calcium hydrosilicates ..... 31
- Kostina M.V., Kudryashov A.E., Rigina L.G., Kostina V.S., Permyakova I.E. Cold resistance of new cast Cr – Mn – Ni – Mo – N steel. Part 3. Stability of austenite during cooling and deformation ..... 39
- Lobanov D.A., Sheshukov O.Yu., Yablokov P.S. Modern trends in application of rapidly cooled charge materials for modifying cast iron ..... 51

PHYSICO-CHEMICAL BASICS  
OF METALLURGICAL PROCESSES

- Beltyukov A.L., Olyanina N.V. Features of viscosimetric experiment by the oscillating-cup method ..... 59

INNOVATIONS IN METALLURGICAL  
INDUSTRIAL AND LABORATORY  
EQUIPMENT, TECHNOLOGIES  
AND MATERIALS

- Bashirov R.D., Chinakhov D.A., Rzaev E.D., Astanova E.R., Bashirova G.R. Influence of technological parameters on roughness during coating processing ..... 67

**СОДЕРЖАНИЕ (продолжение) / CONTENTS (Continuation)**

**ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ  
И АВТОМАТИЗАЦИЯ  
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ**

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

**Спирин Н.А., Лавров В.В., Гурин И.А., Щипанов К.А.**  
Разработка и реализация информационно-моделирующих систем для управления технологией доменной плавки ..... 75

**Чувев А.А., Лукин С.В.** Моделирование процессов усадки в слябах при разливке стали в машинах непрерывного литья заготовок ..... 84

**Чикова О.А., Шуайлун Ли.** Математическое моделирование электропроводности расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов ..... 91

**Spirin N.A., Lavrov V.V., Gurin I.A., Shchipanov K.A.**  
Development and implementation of information modeling systems for managing blast furnace smelting technology ..... 75

**Chuev A.A., Lukin S.V.** Modeling of shrinkage processes in slabs during steel casting in continuous casting machines ..... 84

**Chikova O.A., Li S.** Mathematical modeling of electrical conductivity of melts with eutectic and monotectic interaction characteristics of components ..... 91

**ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ  
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА**

**ECONOMIC EFFICIENCY  
OF METALLURGICAL PRODUCTION**

**Фастыковский А.Р., Мусатова А.И., Иванова Е.В., Мартюшев Н.В.** Повышение эффективности работы мелкосортного цеха ..... 103

**Анатолию Алексеевичу Бабенко 75 лет!** ..... 113

**Памяти Александра Васильевича Павлова** ..... 114

**Памяти Александра Марковича Глезера** ..... 115

**Fastykovskii A.R., Musatova A.I., Ivanova E.V., Martyushev N.V.** Increasing the efficiency of a small-section shop ..... 103

**To the 75<sup>th</sup> Anniversary of Anatolii Alekseevich Babenko** .. 113

**In memory of Aleksandr Vasil'evich Pavlov** ..... 114

**In memory of Aleksandr Markovich Glezer** ..... 115



УДК 669.1

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-6-13

Оригинальная статья  
Original article

## ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ АГЛОДОМЕННОГО ПОДРАЗДЕЛЕНИЯ ПАО «СЕВЕРСТАЛЬ»

Е. Н. Виноградов<sup>1</sup>, Л. И. Леонтьев<sup>2,3,4</sup>, А. А. Калько<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина (Россия, 105005, Москва, ул. Радио 23/9, стр. 2)

<sup>3</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

<sup>4</sup> Президиум РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 32а)

✉ [envinogradov@severstal.com](mailto:envinogradov@severstal.com)

**Аннотация.** В статье приводится краткое описание металлургического производства ПАО «Северсталь», демонстрируется практический опыт уменьшения расхода сухого скипового кокса за период 2014 – 2024 гг. с 415 до 350 кг/т чугуна, т. е. на 15,7 абс. %. Авторы сформулировали направления исследований и задач по корректировке технологии для обеспечения сокращения удельного расхода твердого углеродного топлива за счет замены кокса и его твердых углеродных заменителей на вдуваемый природный газ, улучшения металлургических свойств железорудной шихты, оптимального уровня использования вторичных ресурсов в шихте. В статье представлены результаты лабораторных исследований процессов формирования жидких фаз при проплавке рядовых (4,9 – 7,2 % SiO<sub>2</sub>) и низкокремнистых (2,8 – 3,0 % SiO<sub>2</sub>) окатышей. Уровень температуры в зоне размягчения, полная потеря газопроницаемости слоя железной руды и капельный поток первичных шлаковых расплавов в окатышах с низким содержанием кремнезема увеличиваются на 45 – 50 °С по сравнению с рядовыми окатышами. На основании исследований проб кокса, отобранных в действующих доменных печах на глубине 10 – 12 м от уровня засыпи шихты и в фурменных очагах, был сделан вывод о возможности применения твердого топлива с увеличенной реакционной способностью в условиях выплавки чугуна с низкой щелочной нагрузкой (уменьшенной с 3,2 до 2,8 кг/т чугуна). По результатам лабораторных исследований было установлено влияние различных составов восстановительных газов с переменным содержанием водорода на процесс восстановления агломерата и окатышей. Показатель восстановимости  $R_f$  возрастает на 2,5 – 3,0 % при увеличении содержания водорода на каждые 5,0 % в составе газовой смеси. Определен показатель расхода углерода при выплавке чугуна в доменных печах, представлены результаты снижения данного показателя на 12,4 кг/т чугуна (3,0 отн. %) за период 2014 – 2023 гг. Статья описывает направления развития первого передела ПАО «Северсталь», включающие поэтапный отказ от агломерационного передела с увеличением доли окатышей в доменной шихте до 90 %, сокращением расхода кокса в доменной плавке до уровня 270 кг/т чугуна и увеличением расхода природного газа до 300 м<sup>3</sup>/т чугуна.

**Ключевые слова:** доменная печь, ПАО «Северсталь», расход твердого топлива, природный газ, железорудные материалы, показатель восстановимости  $R_f$ , кокс, показатель CSR, отсеб железорудных материалов фракции 3 – 5 мм, водород, расход углерода при выплавке чугуна в доменных печах, продолжительность кампании, направления развития

**Для цитирования:** Виноградов Е.Н., Леонтьев Л.И., Калько А.А. Достижения и перспективы развития аглодоменного подразделения ПАО «Северсталь». *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):6–13. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-6-13>

## ACHIEVEMENTS AND DEVELOPMENT PROSPECTS OF SINTERING AND BLAST FURNACE DIVISION OF PJSC SEVERSTAL

E. N. Vinogradov<sup>1</sup> , L. I. Leont'ev<sup>2, 3, 4</sup>, A. A. Kal'ko<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy (23/9 Radio Str., Moscow 105005, Russian Federation)

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

<sup>4</sup> Scientific Council on Metallurgy and Metal Science of the Russian Academy of Sciences (Department of Chemistry and Material Sciences) (32a Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

 [envinogradov@severstal.com](mailto:envinogradov@severstal.com)

**Abstract.** The paper provides a brief description of the metallurgical process at PJSC Severstal, demonstrates the practical experience of reducing the consumption of dry skip coke from 415 to 350 kg/t of pig iron over the period 2014 – 2024, a decrease of 15.7 abs. %, and identifies the potential for further reduction of solid fuel consumption in blast furnace smelting. Research directions and tasks were formulated to adjust the technology in order to reduce the specific consumption of solid carbon fuel (including by replacing coke and its solid carbon substitutes with injected natural gas), improve the metallurgical properties of iron ore charges, and determine the optimal level of secondary resources use in the charge. The authors presented the results of laboratory studies of the processes of liquid phase formation during the melting of ordinary (SiO<sub>2</sub> content 4.9 – 7.2 %) and low-silica (SiO<sub>2</sub> content 2.8 – 3.0 %) pellets. The temperature level of the softening zone, complete loss of gas permeability of the iron ore layer, and drip flow of primary slag melts in low-silica pellets increases by 45 – 50 °C compared to ordinary pellets. The article considers the production results of using 3 – 5 mm iron ore screening directly in the blast furnace process (200,000 tons, or 22.3 kg/t of pig iron in 2017). Based on the results of the studies of coke samples taken from operating blast furnaces at a depth of 10 – 12 m from the charge level and in the lance holes, it was concluded that it is possible to use solid fuel with increased reactivity in conditions of iron smelting with a low alkali load (reduced from 3.2 kg/t of pig iron to 2.8 kg/t of pig iron). Based on laboratory studies, the effect of various compositions of reducing gases with variable hydrogen content on the reduction process of sinter and pellets was established. The reduction factor ( $R_f$ , %) increases by 2.5 – 3.0 % for every 5.0 % increase in hydrogen content in the gas mixture. The indicator “carbon consumption during ironmaking in blast furnaces” was determined, which allows to assess the real efficiency of blast furnace smelting from the point of view of the climate agenda, and the results of reducing this indicator by 12.4 kg/t of iron (3.0 rel. %) for the period of 2014 – 2023 were presented. The authors formulated the directions for the development of PJSC Severstal first processing stage, including the gradual abandonment of the sintering stage with an increase in the share of pellets in the blast furnace charge to 90 %, a reduction in consumption of coke in the blast furnace to 270 kg/t of pig iron, and an increase in the consumption of gas-based coke substitute (natural gas) to 300 m<sup>3</sup>/t of pig iron.

**Keywords:** blast furnace, PJSC Severstal, solid fuel consumption, natural gas, iron ore materials, reduction factor ( $R_f$ , %), coke, CSR factor, screening of iron ore materials with a size of 3 – 5 mm, hydrogen, carbon consumption during iron smelting in blast furnaces, campaign duration, development direction

**For citation:** Vinogradov E.N., Leont'ev L.I., Kal'ko A.A. Achievements and development prospects of sintering and blast furnace division of PJSC Severstal. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):6–13. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-6-13>

### ВВЕДЕНИЕ

Крупная вертикально интегрированная горно-металлургическая компания под давлением конкуренции и внешних вызовов, связанных с климатической повесткой, обязана обеспечить поиск путей реализации экономически обоснованного способа сокращения удельных выбросов парниковых газов при производстве стали, сохраняя и увеличивая отрыв по себестоимости продукции от ближайших конкурентов.

Дивизион «Северсталь Российская Сталь» ПАО «Северсталь» является одним из крупнейших производителей в России и представляет собой предприятие мирового уровня, которое производит более 11 млн т стали в год. Первый передел представлен коксоаглодоменным производством, имеющим в своем составе восемь действующих коксовых батарей (семь с гравитационной загрузкой и одна с трамбованием угольной шихты), пять агломерационных машин и пять доменных печей (от 1007 до 5500 м<sup>3</sup> полезного объема). Выплавка стали из перedelного чугуна осуществляется в метал-

лургическом производстве тремя кислородными конвертерами (объемом 420 т), а также дуговой и шахтной электропечами (объемом 150 т каждая). Состав оборудования позволяет осуществлять выплавку как рядовых, так и ответственных марок стали для отраслей строительства, энергетики и машиностроения.

Производство жидкого чугуна в доменных печах в мире до сих пор занимает преобладающее положение в качестве способа снабжения металлом агрегатов для кислородного производства стали [1]. Задача повышения эффективности первого передела сводится к разработке способа обеспечения сталеплавильных мощностей необходимым количеством первичного металлического расплава с заданным уровнем качественных характеристик, низкой себестоимостью и минимально возможным уровнем эмиссии парниковых газов.

Теоретический предел удельного расхода кокса в доменной плавке, определяемый с точки зрения обеспечения противотока восстановительных газов и жидких продуктов плавки, оценивается в достаточно

широком диапазоне от 150 до 250 кг/т чугуна в зависимости от подготовки железорудного сырья, выхода шлака и горячей прочности кокса [2; 3]. На стыке XX и XXI веков фактический расход сухого скипового кокса на выплавку чугуна в диапазоне 415 – 450 кг/т чугуна считался для отечественных металлургов приемлемым уровнем, и уровень 250 кг/т чугуна для практикующих доменщиков выглядел именно теоретической, недостижимой абстракцией. Развитие науки и технологии в части повышения качественных характеристик кокса, применения его заменителей, подготовки железорудной шихты, совершенствования систем контроля и управления доменной плавкой позволили за десятилетие (2014 – 2024 гг.) для доменных печей (ДП) ПАО «Северсталь» в среднем по цеху сократить данный показатель с 415 до 350 кг/т чугуна, т. е. примерно на 15,7 абс. %. Такое существенное сокращение достигнуто без каких-либо значимых изменений в конструкциях доменных печей, а в основном за счет подбора эффективной технологии ведения доменной плавки. Изменение удельных расходов твердого (сумма скипового кокса и его твердых заменителей) и газообразного (природный газ (ПГ)) топлива при выплавке чугуна в ПАО «Северсталь» в указанном периоде представлено на рис. 1. Наилучшие из достигнутых среднемесячных показателей составляют 301,1 кг кокса + 206,8 м<sup>3</sup> ПГ на 1 т чугуна для ДП № 1 (полезный объем 1007 м<sup>3</sup>) и 307,4 кг кокса + 214,2 м<sup>3</sup> ПГ на 1 т чугуна для ДП № 3 (полезный объем 3200 м<sup>3</sup>).

На сегодняшний день сохраняется нереализованный потенциал снижения расхода кокса при выплавке чугуна в доменных печах на уровне от 100 до 200 кг/т чугуна (т. е. диапазон 28,6 – 57,1 абс. %) от уровня теоретического минимума. Для реализации экономически обоснованного сокращения удельного расхода твердого углеродного топлива (в том числе за счет замены кокса и его твердых углеродных заменителей на ддуваемый природный газ) необходимо улучшение металлурги-

ческих свойств доменной шихты и твердого топлива, применение оптимального, технологически и экономически обоснованного уровня использования вторичных ресурсов в шихте.

Исследования влияния повышения содержания железа в доменной шихте на технико-экономические показатели доменного процесса, проведенные в 60 – 70-х годах XX века, показали, что каждый процент повышения содержания железа ( $Fe_{общ}$ ) приводит к сокращению расхода кокса на 1,0 – 1,5 % и увеличению производительности на 1,7 – 2,2 % [4]. В то время удельный расход сырья в доменной шихте отечественных предприятий составлял ~ 1700 – 1920 кг/т чугуна, а содержание диоксида кремния ( $SiO_2$ ) в агломератах отечественных и зарубежных предприятий находилось в пределах 6,5 – 11,0 %, в окатышах на 1,5 – 2,0 % ниже [5; 6]. Развитие технологий обогащения и использование богатых железом концентратов и аглоруд существенно повлияло на процессы, протекающие в доменной печи, и обусловило необходимость проведения исследований комплекса металлургических свойств доменной шихты с пониженным содержанием  $SiO_2$ . В работах специалистов по доменному производству было показано, что процессы формирования расплавов из агломератов и окатышей имеют принципиальные отличия [7; 8]. Изучение влияния увеличения содержания железа в доменной шихте при различных способах окускования на процессы восстановления, плавления и капельного течения расплава агломерата и окатышей через слой кокса различной реакционной способности необходимо для выявления устойчивых закономерностей процессов формирования шлаковых и металлоуглеродистых расплавов при оптимизации состава шихты. Выполненная сравнительная оценка качества рядовых (4,9 – 7,2 %  $SiO_2$ ) и низкремнистых (2,8 – 3,0 %  $SiO_2$ ) окатышей в ходе лабораторных исследований процессов формирования жидких фаз при проплавке шихты показала, что температурный уровень

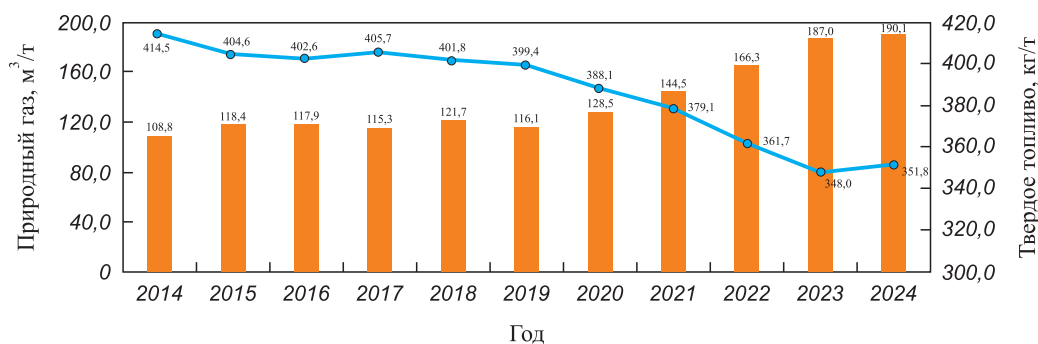


Рис. 1. Изменение удельных расходов твердого и газообразного топлива при выплавке чугуна в доменных печах ПАО «Северсталь» в 2014 – 2024 гг.:

■ – природный газ, м<sup>3</sup>/т; — — — — — твердое топливо, кг/т

Fig. 1. Changes in specific consumption of solid and gaseous fuel during iron smelting in blast furnaces of PJSC Severstal in 2014 – 2024:

■ – natural gas, m<sup>3</sup>/t; — — — — — solid fuel, kg/t

зоны размягчения, полной потери газопроницаемости железорудного слоя и капельного течения первичных шлаковых расплавов у низкокремнистых окатышей по сравнению с рядовыми повышается на 45 – 50 °С. Это приводит к увеличению объема сухой зоны доменной печи и повышению восстановимости железорудного сырья. Дополнительно в ходе промышленных испытаний было установлено, что содержание железа общего в низкокремнистых окатышах при равной основности повысилось на 2,6 %, а содержание щелочных элементов снизилось на 0,05 %, что при содержании окатышей в составе доменной шихты 32 – 34 % привело к уменьшению щелочной нагрузки примерно на 0,28 – 0,30 кг/т чугуна и, соответственно, сокращению расхода кокса на 3,0 – 3,4 кг/т чугуна.

Необходимо отметить, что положительным фактором при росте доли окатышей является существенное увеличение порозности доменной шихты [9]. Расчеты показывают, что повышение доли окатышей с 35 до 100 % дает рост порозности слоя железорудных материалов в сухой зоне доменной печи на 17,2 отн. %. Данный факт позволяет прогнозировать улучшение степени использования восстановительных газов в процессе плавки и, следовательно, дает возможность нарастить уровень применения газообразных заместелей кокса.

Отсев железорудных материалов, образующийся в результате грохочения агломерата и окатышей в доменном производстве, на современных металлургических предприятиях повторно вовлекается в технологический процесс получения чугуна двумя способами – в составе возврата в агломерационном производстве и в составе шихты для доменных печей. Влияние возврата на производительность и качество агломерата неоднозначно [10; 11]. По возможности, его количество в процессе спекания агломерата должно быть снижено. Рациональным направлением является использование отсева железорудных материалов непосредственно в доменном процессе. Разработан способ загрузки в доменную печь отсеянных фракций агломерата и окатышей, регламентирующий количество и периодичность загрузки этого компонента [12]. Практическое применение данного способа позволило в 2017 г. использовать в доменной плавке более 200 тыс. т железорудного отсева фракции 3 – 5 мм, что составило 22,3 кг/т чугуна.

Подбор углей, расширение сырьевой базы и технологических возможностей коксования, получение продуктов с заданными свойствами, сочетающих оптимальные экономические и технологические показатели, являются основными направлениями для развития коксохимического производства. В целом поведение кокса в доменной печи может характеризоваться рядом этапов трансформации его состава и свойств, которые по мере опускания кокса в печи изменяются под воздействием тепловых, физико-химических и механи-

ческих условий плавки. В условиях реальной плавки наиболее точную и достоверную оценку качественного потенциала используемого кокса дает его состояние в пробе, извлеченной из действующей доменной печи. Для исследования характеристик фурменного кокса на доменных печах ПАО «Северсталь» при замене фурменных приборов на остановках были отобраны пробы кокса на уровне фурм. Так же, с целью изучения влияния щелочей на характеристики кокса, в условиях суммарной щелочной нагрузки ( $K_2O + Na_2O$ ) в диапазоне 2,8 – 3,0 кг/т чугуна были выполнены отборы проб кокса из шахты ДП № 4 на глубине 10 – 12 м от уровня засыпи шихты. Результаты исследований позволили сделать заключение о том, что в условиях выплавки чугуна с низкой щелочной нагрузкой (уменьшенной с 3,2 до 2,8 кг/т чугуна, т. е. на 0,4 кг/т чугуна), открывается перспектива применения твердого топлива с увеличенной реакционной способностью. Развитием данного направления стала разработка и реализация в условиях ПАО «Северсталь» нового способа получения инновационного продукта углеродсодержащего с заданными характеристиками из углей, условно пригодных для коксования (60 – 100 % в составе угольной шихты) в процессе слоевого коксования в коксовых батареях с гравитационной загрузкой [13].

Разработка необходимых технологических мероприятий по замене части кокса на природный газ предполагает определение и учет содержащихся в последнем восстановительных компонентов и величину теплового эффекта его превращения в фурменной зоне доменной печи. Многочисленные исследования [14; 15], проведенные по разработке технологии ведения доменной плавки на комбинированном дутье, позволили установить технические показатели, необходимые для определения рационального количества природного газа. В качестве таких показателей наиболее часто используются такие параметры, как теоретическая температура газа у фурм [16 – 18], учитывающая совместный процесс горения углерода, кокса, природного газа и коэффициент замены кокса природным газом [19]. Повышенный расход природного газа приводит к увеличению доли водорода в газах доменных печей, что требует существенных изменений в технологии доменной плавки. Так, на основе лабораторных исследований установлено влияние различных составов восстановительных газов с переменным содержанием водорода на процесс восстановления агломерата и окатышей. Показано, что показатель восстановимости увеличивается на 2,5 – 3,0 % при увеличении содержания водорода на каждые 5 % в составе газовой смеси, что подтверждает целесообразность увеличения расхода природного газа при выплавке чугуна. На практике данные результаты были применены при освоении технологии выплавки чугуна с увеличенным расходом природного газа в диапазоне 140 – 250 м<sup>3</sup>/т и повышением доли окатышей в составе железорудной части шихты с уровня 32

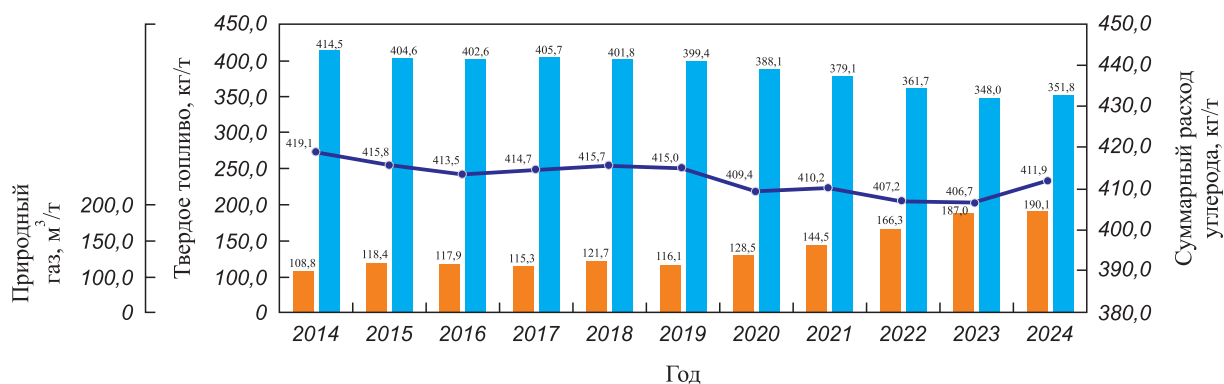


Рис. 2. Изменение удельных расходов твердого, газообразного топлива и расход углерода при выплавке чугуна в доменных печах ПАО «Северсталь» в 2014 – 2024 гг.:

■ – природный газ, м³/т; ■ – твердое топливо, кг/т; — – суммарный расход углерода при выплавке чугуна, кг/т

Fig. 2. Changes in specific consumption of solid and gaseous fuel and carbon consumption during iron smelting in blast furnaces of PJSC Severstal in 2014 – 2024:

■ – natural gas, m³/t; ■ – solid fuel, kg/t; — – total carbon consumption during pig iron smelting, kg/t

до 60 %. Разработан и внедрен в производство способ ведения доменной плавки с увеличенным расходом природного газа в диапазоне 140 – 250 м³/т чугуна по сравнению с исходным уровнем 110 – 140 м³/т чугуна [20]. За период 2021 – 2023 гг. удельный расход природного газа в целом по цеху производства чугуна ПАО «Северсталь» составил более 190 м³/т чугуна при расходе твёрдого топлива менее 350 кг/т чугуна с коэффициентом замены кокса природным газом 0,704 кг/м³.

В настоящее время в практику управления технологическими процессами ПАО «Северсталь» введен показатель «расход углерода при выплавке чугуна в доменных печах», который позволяет оценить реальную эффективность доменной плавки с точки зрения климатической повестки. Данный показатель рассчитывается как сумма масс углерода, вносимого в доменную плавку с компонентами твердого топлива, вдуваемого природного газа и железорудной части шихты, отнесенная к массе выплавленного чугуна. Расход углерода при выплавке чугуна в доменных печах за период 2014 – 2023 гг. снижен на 12,4 кг/т чугуна (3,0 отн. %), что в пересчете на углекислый газ дает величину 45,5 кг CO₂/т чугуна (рис. 2).

В настоящее время удельный расход твёрдого топлива на выплавку чугуна 250 кг/т чугуна из разряда теоретической абстракции переходит в категорию целевого ориентира и результата, требующего достижения. Основанием для такого оптимизма служат успешное освоение технологий производства высококачественного кокса из трамбованной угольной шихты, применения сверхвысокого (более 200 м³/т чугуна) расхода природного газа и использования высокой доли окатышей в доменной шихте.

Необходимо отметить, что в ПАО «Северсталь» значительное внимание уделяется задаче продления межремонтного периода эксплуатации металлургических агрегатов [21; 22]. На основании анализа общего

состояния огнеупоров доменных печей, исследованного в период остановок на капитальные ремонты первого разряда, были определены наиболее подверженные износу участки футеровки, а также разработаны и внедрены технологические мероприятия, позволяющие:

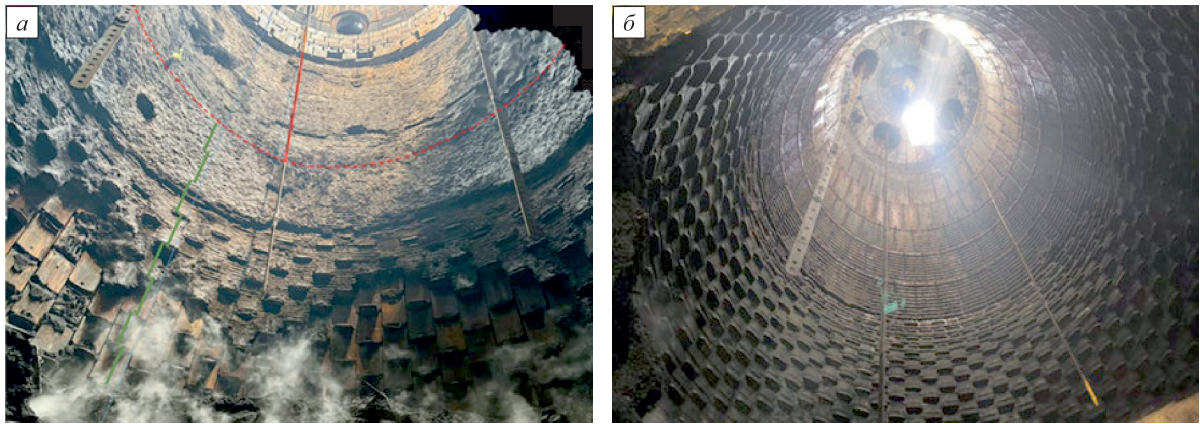
- защитить поверхность огнеупора слоем гарнисажа, который воспринимает размывающее действие расплава, изолирует огнеупор и элементы системы охлаждения от контакта с жидкостью и горячим газом;

- управлять свойствами жидких продуктов плавки, как химическими (агрессивностью по отношению к гарнисажу и футеровке), так и физическими (температурой и скоростью движения по отношению к конструктиву печи);

- формировать столб шихты в доменных печах, который позволяет решать одновременно проблемы гарнисажеобразования в шахте и формирования коксовой насадки в горне с максимальной проницаемостью для жидкости.

Состояние огнеупорной футеровки и элементов систем охлаждения ДП № 4, 5 после выдувки на капитальные ремонты первого разряда представлено на рис. 3.

Реализация вышеуказанных мероприятий позволила в условиях изменения технологии ведения доменной плавки, изменения состава доменной шихты и практически полуторакратного наращивания замены кокса природным газом продлить срок эксплуатации ДП № 5 (крупнейшей в Европе, полезный объем 5500 м³) до 17,5 лет и выплавить на ней 75,2 млн т чугуна [11]. На ДП № 4 (полезный объем 2700 м³) завершившаяся в 2025 г. кампания продолжительностью 19,5 лет позволила произвести более 46 млн т чугуна. Достигнутые результаты позволяют с уверенностью рассчитывать в будущем на длительный (20 – 30 лет) срок эксплуатации доменных печей, как высокоэффективных агрегатов по производству первичного металлического расплава для сталеплавильного передела.



**Рис. 3.** Фотографии внутреннего пространства доменных печей после выдувки для капитального ремонта:  
 а – ДП № 5, полезный объем 5500 м<sup>3</sup>, «классическая» шамотная футеровка шахты печи после 17,5 лет кампании;  
 б – ДП № 4, полезный объем 2700 м<sup>3</sup>, высокотеплопроводная футеровка шахты печи после 19,5 лет кампании

**Fig. 3.** Photos of the blast furnace interior after blowout for major repairs:

а – blast furnace No. 5, useful volume of 5500 m<sup>3</sup>, “classic” fireclay lining of the furnace shaft after 17.5 years of operation;  
 б – blast furnace No. 4, useful volume of 2700 m<sup>3</sup>, high-thermal conductivity lining of the furnace shaft after 19.5 years of operation

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЙ ДАЛЬНЕЙШЕГО РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ЦЕПОЧКИ ПРОИЗВОДСТВА ЧУГУНА НА ПРИМЕРЕ ПАО «СЕВЕРСТАЛЬ»**

В настоящее время около 72 % стали в мире производится в технологической цепочке «доменная печь – конвертер»<sup>1</sup>. Одновременный отказ от сложившихся столетиями способов производства стали во всем мире представить сложно в силу прогнозируемых гигантских капитальных затрат и недостаточного развития в настоящее время неуглеродных способов получения первичного железа из добываемых руд.

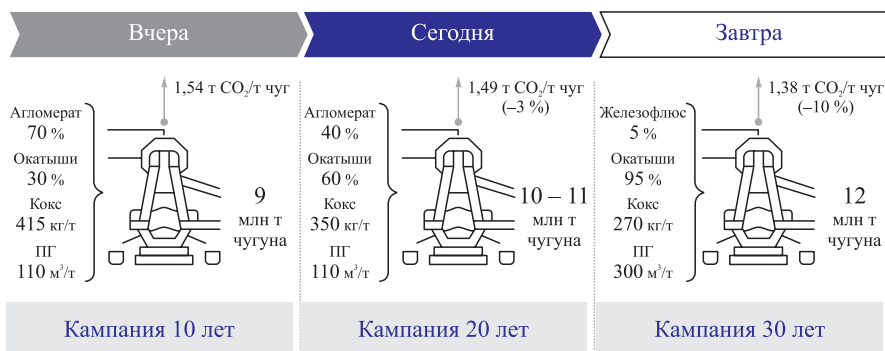
Для крупного металлургического комплекса, производящего более 11 млн т стали в год, наиболее вероятным выглядит путь максимального повышения эффективности технологии действующих агрегатов с постепенным смещением фокуса развития на низкоили безуглеродное восстановление оксидов железа

и электроплавку по мере удешевления «зеленого» водорода и «возобновляемой» электроэнергии. Именно такой путь выбирает ПАО «Северсталь», стремясь максимально повысить эффективность первого передела в переходном периоде (рис. 4).

**Выводы**

На основании анализа теоретических оценок и текущих производственных результатов выплавки чугуна в условиях ПАО «Северсталь» определен потенциал сокращения расхода твердого топлива в доменной плавке.

Предложены направления корректировки состава и качественных характеристик сырья и топлива, технологических параметров и способов ведения процесса выплавки чугуна в условиях переходного периода от классической к низкоуглеродистой металлургии.



**Рис. 4.** Потенциал развития технологической цепочки производства чугуна на примере ПАО «Северсталь»

**Fig. 4.** Potential for development of technological chain of cast iron production on the example of PJSC Severstal

<sup>1</sup> World Steel Association. Available at URL: <https://worldsteel.org/steel-topics/sustainability/sustainability-indicators-2023-report>.

На основании выполненных исследований и установленных закономерностей разработана и принята к реализации стратегия развития первого передела ПАО «Северсталь», предусматривающая поэтапный отказ от агломерационного передела с увеличением доли окатышей в доменной шихте до 90 %, сокращением расхода кокса в доменной плавке до уровня 270 кг/т чугуна и увеличением расхода газообразного заменителя кокса (природного газа) до 300 м<sup>3</sup>/т чугуна.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- The Making, Shaping and Treating of Steel. 11<sup>th</sup> ed. The AISE Steel Foundation, Pittsburgh, PA; 1999; Chapter 1:1.
- Андронов В.Н. Экстракция черных металлов из природного и техногенного сырья. Доменный процесс. Донецк: Норд-Пресс; 2009:377.
- Борисов А.Ф. Советы начальнику доменного цеха. Москва: Фирма «Прогресс»; 1996:256.
- Бабарыкин Н.Н., Галатонов А.Л., Сагайдак И.И. и др. Опытная плавка с уменьшенным выходом шлака. *Сталь*. 1964;(12):1069–1079.  
Babarykin N.N., Galatonov A.L., Sagaidak I.I., etc. Experimental smelting with reduced slag output. *Stal'*. 1964;(12):1069–1079. (In Russ.).
- Копырин И.А., Борц Ю.М., Ярхо Е.Н. и др. Оптимальная основность агломерата и окатышей. Москва: Черметинформация; 1972; сер. 3(4):27.
- Волков Ю.П., Шпарбер Л.Я., Гусаров Ф.К. Технологический справочник. Справочное и методическое руководство. Москва: Металлургия; 1986:263.
- Нестеров А.С., Балмагамбетов И.Х., Гладков Н.А. и др. К вопросу об оптимизации основности агломерата и окатышей. *Сталь*. 1989;(11):4–9.  
Nesterov A.S., Balmagambetov I.Kh., Gladkov N.A., etc. On the issue of optimizing the basicity of sinter and pellets. *Stal'*. 1989;(11):4–9. (In Russ.).
- Гладков Н.А., Нестеров А.С. Процессы в слое железорудных материалов при его нагревании. *Металлы*. 1987;(3):9–11.  
Gladkov N.A., Nesterov A.S. Processes in the layer of iron ore materials during heating. *Russian Metallurgy (Metally)*. 1987;(3):9–11. (In Russ.).
- Коршиков Г.В. Энциклопедический словарь-справочник по металлургии. Липецк: Липецкое издательство Госкомпечати РФ; 1997:781.
- Базилевич С.В., Вегман Е.Ф. Агломерация. Москва: Металлургия; 1967:368.
- Вегман Е.Ф. Теория и технология агломерации. Москва: Металлургия; 1974:288.
- Патент 2518880 RU. Способ загрузки доменной печи / Суханов М.Ю., Гуркин М.А., Виноградов Е.Н. и др.; заявлено 09.01.2013; опубликовано 10.06.2014. Бюллетень № 16.
- Патент 2733610 RU. Инновационный продукт углеродсодержащий и способ его получения / Виноградов Е.Н., Карунова Е.В., Калько А.А., Гороховский В.В.; заявлено 28.10.2019; опубликовано 05.10.2020. Бюллетень № 28.
- Рамм А.Н. Применение комбинированного дутья в доменной плавке. В сб.: *Современные проблемы металлургии*. Москва: АН СССР; 1968:61–95.
- Рамм А.Н. Определение технических показателей доменной плавки. Методическое руководство. Ленинград: ЛПИ; 1971:111.
- Касьян В.В. Теоретическая температура горения как параметр комбинированного дутья. *Сталь*. 1975;(8):684–687.  
Kas'yan V.V. Theoretical combustion temperature as a parameter of combined blast. *Stal'*. 1975;(8):684–687. (In Russ.).
- Борисов Ю.С. Расчет теоретической температуры горения при комбинированном дутье в доменных печах. *Сталь*. 1965;(10):884–890.  
Borisov Yu.S. Calculation of theoretical combustion temperature during combined blast in blast furnaces. *Stal'*. 1965;(10):884–890. (In Russ.).
- Потебня Ю.М., Рихтер Р.Г., Тулуевская Т.А., Цаплина Т.С. Технологические факторы, определяющие теоретическую температуру горения. *Сталь*. 1982;(10):14–17.  
Potebnya Yu.M., Rikhter R.G., Tuluevskaya T.A., Tsaplina T.S. Technological factors that determine the theoretical combustion temperature. *Stal'*. 1982;(10):14–17. (In Russ.).
- Юсфин Ю.С., Королева В.Л., Мышляев А.И. Влияние расхода кокса на теоретическую температуру горения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1991;34(5):8–12.  
Yusfin Yu.S., Koroleva V.L., Myshlyayev A.I. Effect of coke consumption on the theoretical combustion temperature. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1991;34(5):8–12. (In Russ.).
- Патент 2798507 RU. Способ ведения доменной плавки / Виноградов Е.Н., Калько А.А., Волков Е.А., Каримов М.М., Терехов А.Л., Бабоедов Е.А.; заявлено 12.10.2022; опубликовано 23.06.2023. Бюллетень № 18.
- Калько А.А., Виноградов Е.Н., Калько О.А., Калько А.А. Разработка и внедрение технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5 ПАО «Северсталь». *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):260–269.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-260-269>  
Kal'ko A.A., Vinogradov E.N., Kal'ko O.A., Kal'ko A.A. Development and implementation of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5 of PJSC Severstal. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):260–269.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-260-269>
- Калько А.А., Леонтьев Л.И., Волков Е.А. Оценка результативности применения технологических мероприятий по продлению кампании доменной печи № 5 ПАО «Северсталь» 2006 – 2024 гг. при исследовании ее рабочего пространства в период проведения капитального ремонта I разряда. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(5):520–530.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-520-530>  
Kal'ko A.A., Leont'ev L.I., Volkov E.A. Assessment of the effectiveness of technological measures to extend the campaign of blast furnace No. 5 of PJSC Severstal (2006 – 2024) based on an examination of its working space during a first-category overhaul. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(5):520–530.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-5-520-530>

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

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

**Леопольд Игоревич Леонтьев**, академик, советник, Президиум РАН; *д.т.н., профессор*, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»; советник генерального директора, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина  
**ORCID:** 0000-0002-4343-914X  
**E-mail:** [leo@presidium.ras.ru](mailto:leo@presidium.ras.ru)

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

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

**Leopol'd I. Leont'ev**, Academician, Adviser, Russian Academy of Sciences; *Dr. Sci. (Eng.), Prof.*, National University of Science and Technology "MISIS"; Advisor to the General Director, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy of the Russian Academy of Sciences  
**ORCID:** 0000-0002-4343-914X  
**E-mail:** [leo@presidium.ras.ru](mailto:leo@presidium.ras.ru)

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

## Вклад авторов

## Contribution of the Authors

**Е. Н. Виноградов** – анализ производственных результатов, определение проблемных зон, разработка направлений исследований, организация и выполнение лабораторных и промышленных экспериментов, разработка мероприятий по корректировке технологии и анализ их эффективности.

**Л. И. Леонтьев** – постановка задачи исследования, анализ результатов, формирование выводов по работе.

**А. А. Калько** – анализ результатов лабораторных исследований, определение проблемных зон, разработка мероприятий по корректировке технологии, анализ эффективности мероприятий по корректировке технологии.

**E. N. Vinogradov** – analysis of production results, identification of problem areas, development of research directions, organizing and conducting laboratory and industrial experiments, development of technology adjustment measures and analysis of their effectiveness.

**L. I. Leont'ev** – setting the research task, analysis of results, drawing conclusions.

**A. A. Kal'ko** – analysis of laboratory test results, identification of problem areas, development of technology adjustment measures and analysis of their effectiveness.

Поступила в редакцию 22.12.2025  
 После доработки 12.01.2026  
 Принята к публикации 12.01.2026

Received 22.12.2025  
 Revised 12.01.2026  
 Accepted 12.01.2026



УДК 669.531.5

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-14-22



Оригинальная статья

Original article

## УДАЛЕНИЕ ХЛОРА ИЗ ПЫЛИ ДУГОВОГО СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА МЕТОДОМ СТАТИЧЕСКОЙ ПРОМЫВКИ ВОДОЙ\*

Е. В. Григорьев<sup>✉</sup>, Ю. Е. Капелюшин, А. Г. Рязанов,  
А. Бильгенов, Д. В. Степанов, А. А. Халикулов

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

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

**Аннотация.** Пыль электродугового сталеплавильного производства (ЭДП) представляет собой сложный многокомпонентный отход металлургической промышленности, содержащий такие ценные элементы, как железо и цинк. Однако, помимо железа и цинка, пыль ЭДП бывает загрязнена различными примесями, в частности хлором, что затрудняет её последующую переработку. В работе исследовалась возможность удаления хлора из пыли ЭДП методом статической промывки водой. Определены основные параметры: время выдержки, температурный режим, соотношение твёрдого к жидкому, а также оценена возможность повторного использования отработанной воды. В ходе исследований определены оптимальные параметры процесса промывки пыли водой: время выдержки 1 ч, соотношение твёрдого к жидкому 1:5 – 1:10 и температура в интервале 20 – 40 °С. Показано, что основными хлорсодержащими фазами в пыли являются NaCl и KCl, это подтверждается переходом ионов Na<sup>+</sup>, K<sup>+</sup> и Cl<sup>-</sup> в раствор. Максимальный переход хлора достигает 98 %, при этом его содержание в пыли снижается с 2 % до менее 0,2 %. Существенные потери цинка и других ценных элементов не зафиксированы. Установлено, что в исследуемой пыли основной хлорсодержащей фазой является NaCl ввиду того, что наличие натрия в сухих остатках не выявлено. Сложнорастворимые соединения PbOHCl и Pb<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>Cl<sub>2</sub> отсутствуют. В меньшей степени хлор находится в виде KCl, что подтверждается наличием калия в сухом остатке. Также следует отметить активный переход кальция, что может свидетельствовать о наличии гидроксида кальция Ca(OH)<sub>2</sub> в пыли. Дополнительно установлена возможность использования отработанной воды для повторной промывки, что делает метод экологически и экономически целесообразным. Полученные результаты подтверждают эффективность и практическую применимость метода предварительной очистки пыли ЭДП от хлора посредством водной промывки перед последующей переработкой.

**Ключевые слова:** пыль ЭДП, хлор, цинк, удаление хлора, дехлорирование, переработка, водная промывка

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10120, <https://rscf.ru/project/24-79-10120/>.

**Для цитирования:** Григорьев Е.В., Капелюшин Ю.Е., Рязанов А.Г., Бильгенов А., Степанов Д.В., Халикулов А.А. Удаление хлора из пыли дугового сталеплавильного производства методом статической промывки водой. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):14–22. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-14-22>

\* По материалам XVI Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина.

# REMOVAL OF CHLORINE FROM ELECTRIC ARC FURNACE DUST BY STATIC WASHING WITH WATER\*

E. V. Grigor'ev<sup>✉</sup>, Yu. E. Kapelyushin, A. G. Ryazanov,  
A. Bil'genov, D. V. Stepanov, A. A. Khalikulov

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

✉ grigorevev@susu.ru

**Abstract.** Electric arc furnace (EAF) dust is a complex multi-component waste of metallurgical industry, containing such valuable elements as iron and zinc. However, in addition to iron and zinc, EAF dust can be contaminated with various impurities, in particular chlorine, which complicates its subsequent processing. The authors investigated the possibility of chlorine removal from EAF dust by static washing with water. The main parameters are washing time, temperature mode, solid-to-liquid ratio, as well as the possibility of reuse of the waste water after washing. During the research, the optimal values of these parameters were determined: washing time of 1 h, solid to liquid ratio of 1:5 – 1:10 and temperature in the range of 20 – 40 °C. The main chlorine-containing phases in the dust are NaCl and KCl, which is confirmed by the transition of Na<sup>+</sup>, K<sup>+</sup> and Cl<sup>-</sup> ions into solution. The maximum transition of chlorine reaches 98 %, while its content in the dust decreases from 2 % to less than 0.2 %. Significant losses of zinc and other valuable elements were not recorded. The main chlorine-containing phase in the dust under study is NaCl, since the presence of Na in dry residual portions was not detected. The poorly soluble compounds PbOHCl and Pb<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>Cl<sub>2</sub> are absent. To a lesser extent, chlorine is in the form of KCl, which is confirmed by the presence of K in the dry residual portion. It should also be noted that calcium actively transfers, which may indicate the presence of calcium hydroxide Ca(OH)<sub>2</sub> in the dust. Additionally, the possibility of using waste water for repeated washing was established, which makes the method ecologically and economically feasible. The results obtained confirm the efficiency and practical applicability of the method of preliminary cleaning of EAF dust from chlorine by water washing before subsequent processing.

**Keywords:** EAF dust, chlorine, zinc, chlorine removal, dechlorination, recycling, water washing

**Acknowledgements:** The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 24-79-10120, <https://rscf.ru/project/24-79-10120/>.

**For citation:** Grigor'ev E.V., Kapelyushin Yu.E., Ryazanov A.G., Bil'genov A., Stepanov D.V., Khalikulov A.A. Removal of chlorine from electric arc furnace dust by static washing with water. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):14–22. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-14-22>

\* Based on the materials of the 16<sup>th</sup> International Scientific Conference “Physicochemical Foundations of Metallurgical Processes” named after Academician A.M. Samarin.

## ВВЕДЕНИЕ

В мире на глобальном уровне остро стоит вопрос переработки металлургических отходов, которые представляют интерес для рециклинга. Одним из подобных отходов является пыль электродуговых печей (ЭДП). Пыль ЭДП образуется во время выплавки стали и накапливается в фильтрах. Основную ценность в ней представляют железо и цинк. Содержание железа варьируется в пределах 20 – 50 %, а содержание цинка 2 – 25 % [1 – 3]. В отвалах металлургических комбинатов Российской Федерации может ориентировочно находиться свыше 30 млн т пыли. При этом большая часть пыли в стране не перерабатывается<sup>1</sup> [4; 5]. Факторами, препятствующими переработке пыли ЭДП, являются сложный и неоднородный морфологический состав, а также присутствие загрязняющих примесей, таких как свинец, фтор и хлор [6 – 8]. При последующем электролитическом получении цинка наличие этих элементов приводит к проблемам удаления осажденного цинка [9], коррозии анода на основе свинца и повышенному расходу электроэнергии.

При проведении пирометаллургической переработки пыли требуется подбор условий ввиду того, что хлор может выступать катализатором высокотоксичных органических соединений в виде диоксинов и фуранов [10 – 12]. Одним из основных направлений по переработке пыли ЭДП является гидрометаллургическая металлургия. Работы проводятся для извлечения цинка, однако при гидрометаллургическом извлечении цинка почти все железо является непригодным для дальнейшей переработки [13; 14].

В литературе представлены методы удаления хлоридов из пыли ЭДП, включая промывку водой [15 – 17], которые являются достаточно эффективными при отсутствии нерастворимых соединений PbOHCl и Pb<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>Cl<sub>2</sub>. В работе [15] проведены исследования по водному выщелачиванию хлорид-ионов из пыли ЭДП с первоначальным содержанием хлора 2,14 %. Выявлено, что 99,9 % хлоридов удаляются из пыли при естественном pH = 12 и температуре 25 °C. Содержание хлоридов уменьшилось с 2,14 % до менее 0,02 – 0,04 %, что близко к пределу обнаружения элементов методом XRF.

Аналогичные исследования представлены в статье [18], в которой рассмотрен процесс выщелачивания пыли ЭДП. Эксперименты по промывке водой

<sup>1</sup> World Steel in Figures 2024. Available at URL: <https://worldsteel.org/data/world-steel-in-figures-2024/> (Accessed 12.03.2025).

Таблица 1. Средний состав исследуемой пыли ЭДП, мас. %

Table 1. Average composition of EAF dust, wt. %

Элемент	O	Na	Mg	Si	S	Cl	K	Ca	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	Pb	Сумма
Среднее значение	27,0	2,3	0,8	2,2	0,8	1,8	1,7	3,9	0,5	4,5	40,2	0,5	12,9	1,0	100,0

проводились с использованием дистиллированной воды. Соотношение твердого вещества к жидкости составляло 1:10, а время промывки варьировалось от 5 до 60 мин. В ходе исследований изучались изменения минерального состава пыли и ее поведение при выщелачивании. Наибольшая скорость дехлорирования наблюдалась в первые 5 мин, при этом основная часть хлоридов удалялась в течение 40 мин. В результате промывки общее содержание хлоридов в пыли снизилось с 70 200 до 17 500 мг/кг, что соответствует эффективности удаления 75 %. Температура оказала значительное влияние на процесс: при 80 °С хлориды удалялись быстрее, чем при комнатной температуре, а общая эффективность удаления достигла 88 %. Однако в данном исследовании эффективность дехлорирования оказалась ниже, чем в работе [15], где эффективность дехлорирования превысила 99 %, что может быть связано с образованием нерастворимых в воде соединений.

Целью данной работы является изучение возможности удаления хлора из пыли одного из крупных металлургических предприятий страны методом статической промывки водой, а также исследование возможности повторного использования отработанной воды для повторной промывки.

### МАТЕРИАЛЫ И ПРИБОРЫ

В исследованиях использовалась пыль одного из металлургических предприятий. Средний химический состав исходной пыли представлен в табл. 1.

Согласно данным рентгенофазового анализа и электронной микроскопии, основными хлорсодержащими фазами являются хлорид натрия и хлорид калия (NaCl и KCl). Анализ литературных данных показал, что NaCl и KCl хорошо растворяются в воде. Хлорид натрия имеет следующую растворимость: 35,6 г/100 мл (0 °С); 35,9 г/100 мл (+25 °С); 39,1 г/100 мл (+100 °С). Хлорид калия имеет следующую растворимость: 28,1 г/100 мл (0 °С); 34,0 г/100 мл (+25 °С); 56,7 г/100 мл (+100 °С) [19]. Перед началом экспериментов требовалось определить ряд параметров: время выдержки, температуру, соотношение твердого к жидкому. Результаты экспериментов обрабатывали на следующем оборудовании: спектрометр эмиссионный с индуктивно-связанной плазмой OPTIMA 2100 DV (точность прибора составляет 5–7 % от массы элемента); сканирующий электронный микроскоп JEOL JSM 6460LV; иономер лаборатор-

ный И 160-МИ; электрод ионоселективный – электрод хлор-селективный ЭЛИС-131С1.

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для определения времени выдержки в водном растворе брали по 50 г исходной пыли, заливали 500 мл воды (в разные тары); соотношение твердого к жидкому 1:10. Затем выдерживали определенное время при комнатной температуре. Для определения соотношения твердого к жидкому выдерживали одинаковое время при комнатной температуре и времени выдержки – 1 ч. Для экспериментов выбраны следующие соотношения: 1:1; 1:2; 1:5; 1:15; 1:20. После выдержки раствор сливали, а пробу высушивали. Для определения оптимальной температуры брали навеску исходной пыли, нагретую в сушильном шкафу вместе с водой, далее навеску смешивали в таре при соотношении 1:10 (в разных колбах) и времени выдержки 1 ч. После выдержки раствор сливали, а пробу высушивали. В растворе определяли концентрации хлоридов и других элементов. Остаток после промывки высушивали и анализировали на электронном микроскопе.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В табл. 2 – 11 представлены результаты по изучению влияния времени выдержки, температуры, соотношения твердого к жидкому, а также эксперименты по повторному использованию отработанной воды.

#### Определение оптимального времени выдержки

Эксперименты проводились при температуре 20 °С и соотношении твердого к жидкому 1:10. Для каждого времени выдержки проводился один эксперимент.

При электронной микроскопии брали пять спектров и в каждом из них анализировали по три области; в табл. 3 представлено среднее значение по содержанию хлора в сухом остатке.

В результате экспериментов установлен одинаковый переход хлора из пыли в раствор при максимальном и минимальном времени выдержки; в дальнейших экспериментах брали минимальное время выдержки 1 ч. Помимо хлора, в раствор активно переходят следующие компоненты: калий, натрий и кальций. Переход данных элементов свидетельствует о том, что хлор в пыли содержится в виде NaCl и KCl. Также следует отметить активный переход кальция,

Таблица 2. Химический анализ воды при разном времени выдержки, мг/л

Table 2. Chemical analysis of solution after different washing time, mg/L

Выдержка, ч	Метод анализа															
	спектрометрия с индуктивно-связанной плазмой														прямая ионометрия	
	Al	Ca	Co	Cr	Cu	K	Mg	Mn	Na	Ni	P	Pb	Si	Ti	Zn	Cl-ион
1	3,4	361,5	0	1,5	0,1	95,96	1,4	0	597	0	2,0	0,3	2,5	0	0,8	2,91
3	1,3	572,8	0	2,5	0,3	107,3	3,9	0	637	0	1,7	1,8	3,3	0	2,1	2,99
6	1,0	407,4	0	2,1	0	105,4	6,1	0	656	0	1,7	0,5	5,8	0	1,2	2,90
12	7,1	477,9	0	2,5	0,3	102,0	6,9	0,4	605	0	7,4	0,3	6,5	0	2,1	3,25
24	0,3	479,5	0	2,1	0	98,76	4,1	0	597	0	0,6	0,8	4,8	0	0,2	2,96
72	0,4	445,6	0	2,7	0	94,48	2,8	0	559	0	0,2	0,3	5,0	0	1,0	3,13

Таблица 3. Результаты изучения содержания хлора в пыли ЭДП электронной микроскопией при различном времени выдержки, мас. %

Table 3. Results of electron microscopy of chlorine content in EAF dust after different washing time, wt. %

Выдержка, ч	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	Спектр 4	Спектр 5
1	0,29	0,04	0,20	0,29	0,58
72	0	0,16	0,62	0	0,11

Таблица 4. Результаты химического анализа воды при разном соотношении твердое:жидкое, мг/л

Table 4. Results of chemical analysis of solution at different ratios of solid:liquid, mg/L

Твердое:жидкое	Метод анализа*										
	спектрометрия с индуктивно-связанной плазмой										прямая ионометрия
	Al	Ca	Cr	K	Mg	Na	P	Pb	Si	Zn	Cl-ион
1:1	0,69	893,3	9,60	500,0	1,03	500,00	0,22	0,12	5,79	2,20	24,70
1:2	0,26	1083,0	3,61	455,9	3,59	500,00	0,13	0,09	4,86	1,52	12,10
1:5	0,23	678,7	2,41	243,6	2,09	500,00	0,10	0,02	3,57	0,10	6,42
1:15	0,07	299,4	0,93	70,7	1,71	446,62	0,06	0,01	2,70	0	2,36
1:20	0,14	241,9	0,70	52,5	2,00	326,92	0,17	0,21	2,90	0	1,77

\* Содержание следующих элементов: Cu, Ti, Ni, Co, Fe, Mn не выявлено.

Таблица 5. Результаты электронной микроскопии пыли при разном соотношении твердое:жидкое, мас. %

Table 5. Results of electron microscopy of EAF dust at different ratios solid:liquid, wt. %

Твердое:жидкое	Элемент													Сумма
	O	Mg	Al	Si	S	Cl	K	Ca	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	
1:1	17,31	1,18	0,62	3,06	0,33	0,32	0,56	4,29	0,73	5,23	50,77	0,84	14,77	100,00
1:2	15,28	1,12	0,36	2,63	0,40	0,31	0,56	4,29	0,54	5,60	52,00	0,75	16,16	100,00
1:5	16,65	1,32	0,38	2,64	0,26	0,45	0,40	4,69	0,74	5,55	50,95	0,48	15,64	100,00
1:15	15,59	1,21	0,38	2,86	0,25	0,19	0,47	4,04	0,70	5,47	52,79	0,46	15,59	100,00
1:20	17,21	1,45	0,20	2,89	0,13	0,18	0,27	4,45	0,84	5,26	50,77	0,85	15,52	100,00

Таблица 6. Результаты химического анализа воды при разной температуре, мг/л

Table 6. Results of chemical analysis of solution at different temperatures, mg/L

Температура, °С	Метод анализа *											
	спектрометрия с индуктивно-связанной плазмой											прямая ионометрия
	Al	Ca	Cr	Cu	K	Mg	Na	P	Ti	Si	Zn	Cl-ион
40	0,16	463,38	1,34	0,50	100,48	9,66	706,77	0,06	0,29	3,05	0,51	3,16
60	1,17	438,08	1,67	0,23	103,37	2,78	649,62	0,11	0,22	254,00	0,52	3,19
80	0,13	302,66	1,22	0,01	90,84	2,21	544,09	0,08	0,25	2,97	0,75	2,84

\* Содержание следующих элементов: Ni, Co, Fe, Mn и Pb не выявлено.

Таблица 7. Результаты электронной микроскопии пыли ЭДП при разной температуре мас. %

Table 7. Results of electron microscopy of EAF dust at different temperatures, wt. %

Температура, °С	Элемент													Сумма
	O	Mg	Al	Si	Cl	K	Ca	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	Pb	
40	18,25	1,15	0,52	3,08	0,19	0,52	4,10	0,43	5,39	49,69	0,59	15,22	0,94	100,00
60	17,57	1,04	0,69	2,79	0,19	0,25	4,42	0,70	5,34	50,87	0,80	14,61	0,97	100,00
90	17,55	1,41	0,38	3,31	0,11	0,62	4,44	0,51	5,40	50,79	0,47	14,02	1,16	100,00

Таблица 8. Результаты химического анализа воды при повторной промывке водой «П2», мг/л

Table 8. Results of chemical analysis of water after repeated washing with waste water "P2", mg/L

Промывка	Метод анализа *											
	спектрометрия с индуктивно-связанной плазмой											прямая ионометрия
	Al	Ca	Cr	Cu	K	Mg	Mn	Na	Pb	Si	Zn	Cl-ион
После первой промывки	1,4	427,95	2,5	1,9	112,2	0,6	0,2	500	0,1	2,2	12,2	3,70
П2 (навеска 1)	4,3	926,30	3,7	1,5	270,1	4,2	0,6	500	0,1	6,4	10,5	6,37
П2 (навеска 2)	0,2	940,52	3,9	0	264,0	2,4	0	500	0	2,0	0,34	6,25
П2 (навеска 3)	0,2	1014,4	4,0	0,3	283,1	2,2	0	500	0,1	2,1	0,44	6,24

\* Содержание следующих элементов: Ti, Ni, Co, Fe и P не выявлено.

Таблица 9. Результаты электронной микроскопии твёрдого остатка пыли после повторной промывки «П2», мас. %

Table 9. Results of electron microscopy of solid dust residual portion after repeated washing with waste water "P2", wt. %

Промывка	Элемент													Сумма
	O	Mg	Al	Si	S	Cl	K	Ca	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	
П2 (1)	16,63	1,18	0,40	3,16	0,37	0,25	0,48	4,56	0,73	5,62	52,00	0,73	13,88	100,00
П2 (2)	17,09	0,94	0,49	3,32	0,19	0,19	0,62	4,34	0,74	5,38	55,53	0,74	13,61	100,00
П2 (3)	16,29	1,71	0,77	3,19	0,34	0,18	0,41	4,12	0,79	5,28	52,69	0,74	13,86	100,00

Таблица 10. Результаты химического анализа воды после повторной промывки «ПЗ», мг/л

Table 10. Results of chemical analysis of solution after additional repeated washing with waste water “P3”, mg/L

Промывка	Метод анализа*												
	спектрометрия с индуктивно-связанной плазмой												прямая ионометрия
	Al	Ca	Cr	Cu	K	Mg	Mn	Na	P	Pb	Si	Zn	
Смешанная вода после П2	0,21	484,66	2,33	0,01	190,75	2,78	0	500	0,10	0	0,73	0,33	5,05
ПЗ (навеска 1)	0,35	754,29	3,14	0,11	316,06	6,32	0,01	500	0,07	0	1,32	0,56	7,20
ПЗ (навеска 2)	0,23	781,73	3,17	0,01	315,30	6,12	0,01	500	0,08	0,05	0,14	0,62	6,88
ПЗ (навеска 3)	0,53	807,38	3,03	0,29	318,48	7,92	0,02	500	0,30	0,06	0,13	0,75	6,59

\* Содержание следующих элементов: Ti, Ni, Co, Fe и P не выявлено. Для Na представлены предельные значения анализа ( $\geq 500$  мг/л).

Таблица 11. Результаты электронной микроскопии пыли после повторной промывки «ПЗ», мас. %

Table 11. Results of electron microscopy of EAF dust after repeated washing with waste water “P3”, wt. %

Промывка	Элемент													Сумма
	O	Mg	Al	Si	Cl	K	Ca	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	Pb	
ПЗ (1)	17,85	1,14	0,52	3,09	0,16	0,38	4,18	0,63	5,58	50,40	0,60	14,34	1,11	100,00
ПЗ (2)	17,33	1,53	0,41	2,96	0,15	0,49	4,41	0,56	5,58	50,87	0,57	14,45	0,69	100,00
ПЗ (3)	17,43	1,17	0,43	3,32	0,19	0,48	4,50	0,75	5,48	49,78	0,51	14,77	1,20	100,00

что может свидетельствовать о наличии гидроксида кальция в пыли.

#### Определение влияния соотношения твердого к жидкому

Эксперименты проводились при температуре 20 °C и времени выдержки 1 ч. Для каждого соотношения твердого к жидкому выполнялся один эксперимент. В результате экспериментов установлено, что оптимальные соотношения твердого к жидкому составляют 1:5 и 1:10 (благодаря удобству фильтрации и высокой достоверности результатов). При соотношении 1:1 раствор слишком густой, потери пыли достигают 30 %. Большой объем фильтруемой массы приводит к разрыву фильтра. Потребовались три емкости с двумя фильтрами на каждой. При соотношении 1:2 густота раствора снижается, однако потери пыли достигают 15 % (фильтры также рвутся). Использовались две емкости с одним фильтром. При соотношении 1:5 раствор жидкий, потери пыли около 8 % (фильтрация равномерная без дополнительных емкостей). При соотношении 1:15 и выше потери пыли не наблюдаются, однако происходит перерасход воды (что делает такие соотношения нерациональными).

В табл. 5 представлены средние значения из трех разных точек. Как видно из результатов экспериментов, при разных соотношениях твердого к жидкому

наблюдаются похожие переходы исследуемых элементов. В дальнейшем исследования проводили при соотношении 1:10 ввиду удобства проведения экспериментов.

#### Статические эксперименты по определению влияния температуры

Эксперименты осуществлялись при времени выдержки 1 ч и соотношении твердого к жидкому 1:10. Для каждой температуры проводился один эксперимент.

В результате исследований при различной температуре установлено следующее: переход хлора осуществляется в полном объеме вне зависимости от температуры, содержание остальных элементов остается на прежнем уровне.

#### Эксперименты по повторному использованию воды

В целях изучения возможности дехлорирования образцов пыли ЭДП уже отработанной водой, исследовалась возможность многократного использования воды при промывке. Выявлено, что на поверхности отработанной воды и по стенкам тары наблюдается белый хлопьевидный осадок. Химический состав осадка на данном этапе экспериментов не определялся (не удалось собрать нужное количество для проведения

анализа). Предварительно, перед повторной промывкой, вода фильтровалась для удаления осадка. Соотношение твердого к жидкому составляло 1:10, время выдержки 1 ч, подогрев раствора не осуществлялся (комнатная температура). В качестве удобства эксперименты по повторной промывке водой обозначены символами «П2» и «П3». Таким образом, промывка разных партий пыли ЭДП одной и той же водой осуществлялась три раза.

Для оценки воспроизводимости экспериментов отработанной водой промывались повторно несколько одинаковых навесок пыли ЭДП массой 50 г каждая.

В результате повторных промывок отработанной водой обнаружено, что хлор продолжает переходить в воду, однако по некоторым элементам наблюдаются противоречивые данные. Образцы воды П2 (1), П2 (2) и П2 (3) перемешали и провели третью промывку этой же самой водой трех новых навесок пыли массой 50 г. Результаты представлены в табл. 10.

После третьей промывки той же водой можно сделать вывод о переходе хлора в уже использованную воду (после двух промывок).

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Во всех экспериментах по статической промывке пыли ЭДП водой наблюдается небольшая потеря массы в пределах 3 – 5 г, что может быть связано с дисперсностью пыли и ее потерями вследствие налипания на стенки стеклянной тары.

Выявлена одинаковая степень переход хлора из пыли ЭДП в раствор при максимальном и минимальном времени выдержки, поэтому в последующих экспериментах использовалось минимальное время выдержки 1 ч. Помимо хлора, отмечается активный переход следующих элементов в раствор:  $K^+$ ,  $Na^+$  и  $Ca^{2+}$ ; этому свидетельствуют данные из табл. 2, 3, 5. Переход данных элементов указывает на то, что хлор в пыли содержится в виде  $NaCl$  и  $KCl$ . Также следует отметить активный переход кальция, что может свидетельствовать о наличии гидроксида кальция  $Ca(OH)_2$  в пыли.

При проведении экспериментов отмечено, что оптимальным соотношением твердого к жидкому являются диапазоны 1:5 или 1:10, что связано с удобством проведения экспериментов и наибольшей достоверностью.

В табл. 4, 5 представлены средние значения из трех разных точек. Как видно из результатов эксперимента, при разных соотношениях твердого к жидкому наблюдаются похожие переходы изучаемых элементов.

В результате экспериментов при различной температуре установлено следующее: переход хлора осуществляется в полном объеме вне зависимости от температуры, содержание остальных элементов остается на прежнем уровне. Однако важно отметить повышение адсорбции тяжелых металлов в раствор, а также увеличение скорости протекания реакций.

После повторной промывки установлено, что хлор продолжает переходить в воду, степень дехлорации новых партий пыли ЭДП составила порядка 86 %. Потери цинка не выявлены. Результаты после повторных экспериментов представлены в табл. 8 – 11. В пробе после первого применения воды для промывки содержание хлорид-ионов составляло 3,7 мг/л, а после второго использования воды для промывки (эксперименты П2) среднее содержание хлорид-ионов в воде увеличилось до 6,5 мг/л. После третьего применения той же самой воды (эксперименты П3) содержание хлорид-ионов достигло 7,2 мг/л. В свою очередь, количество хлора в каждой партии пыли ЭДП, промытой одной и той же водой, не превышает 0,2 мас. %.

### Выводы

Достаточно эффективным методом дехлорирования пыли ДСП является промывка водой при отсутствии нерастворимых соединений  $PbONCl$  и  $Pb_2CO_3Cl_2$ . При проведении статических экспериментов выявлены следующие параметры: для лабораторных условий оптимальное время выдержки с целью перевода хлора в водный раствор составляет 1 ч, соотношение твердого к жидкому в пределах 1:5 – 1:10. При этом установлено, что в исследуемом материале основной хлорсодержащей фазой является  $NaCl$ , что следует из данных табл. 3, 4 при анализе на электронном микроскопе, наличие натрия в сухих остатках не выявлено. В меньшей степени хлор находится в виде  $KCl$ , что подтверждается наличием калия в сухом остатке. В связи с высоким переходом кальция в раствор можно сделать вывод о том, что кальций частично содержится в виде соединения  $Ca(OH)_2$ , которое обладает хорошей растворимостью в воде. Установлена возможность многократного использования одной и той же отработанной воды для промывки пыли ЭДП от хлора, при этом в проведенных экспериментах не удалось достичь полного насыщения раствора по хлору.

Во всех экспериментах наблюдается стабильный переход иона хлора в водный раствор, степень его перехода достигает 98 %. Содержание хлора в исходной пыли с 2 мас. % снижается до 0,2 мас. % после статической промывки водой.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Рошин В.Е., Рошин А.В. Электрометаллургия и металлургия стали: Учебник. Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ; 2013:572.
2. Снурников А.А. Гидрометаллургия цинка: Учебник. Москва: Металлургия; 1981:384.
3. Зайцев В.Я. Металлургия свинца и цинка. Москва: Металлургия; 1985:262.
4. Топоркова Ю.И., Блудова Д., Мамяченков С.В., Анисимова О.С. Обзор методов переработки пылей электроду-

- говой плавки. *iPolytech Journal*. 2021;25(5):643–680.  
<https://doi.org/10.21285/1814-3520-2021-5-643-680>
- Toporkova Yu.I., Bludova D., Mamyachenkov S.V., Anisimova O.S. A review of processing methods for electric arc furnace dust. *iPolytech Journal*. 2021;25(5):643–680. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.21285/1814-3520-2021-5-643-680>
5. Козлов П.А. Вельц-процесс. Москва: ИД «Руда и металлы»; 2002:173.
  6. Рязанов А.Г., Михайлов Г.Г., Сенин А.В., Соколов Д.И. Эффективность удаления хлоридов из цинксодержащих продуктов в зависимости от параметров прокаливании электромагнитным полем СВЧ. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Metallurgy*. 2021;21(2):18–29.  
Ryazanov A.G., Mikhailov G.G., Senin A.V., Sokorov D.I. Efficiency of chloride removal from zinc-containing products depending on the parameters of calcination by microwave electromagnetic field. *Bulletin of South Ural State University. Metallurgy*. 2021;21(2):18–29. (In Russ.).
  7. Chmielarz A., Gnot W. Conversion of zinc chloride to zinc sulphate by electro dialysis – a new concept for solving the chloride ion problem in zinc hydrometallurgy. *Hydrometallurgy*. 2001;61(1):21–43.  
[https://doi.org/10.1016/S0304-386X\(01\)00153-0](https://doi.org/10.1016/S0304-386X(01)00153-0)
  8. Li C.L., Tsai M.S. A crystal phase study of zinc hydroxide chloride in electric-arc-furnace dust. *Journal of Materials Science*. 1993;28:4562–4570.  
<https://doi.org/10.1007/BF00414243>
  9. Adhia J.D. Effect and control of impurities in electrolytic zinc production. In: *Symposium on Non-Ferrous Metals Technology. Vol. III: Nickel, Lead, Zinc, Rare earth and Nuclear Metals. NML, Jamshedpur*; 1969:1–10.
  10. Симонян Л.М., Демидова Н.В. Диоксины и фураны в цинксодержащей металлургической пыли: процессы формирования и поведение. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(7):557–563.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-7-557-563>  
Simonyan L.M., Demidova N.V. Dioxins and furans in zinc-containing metallurgical dust: behavior and formation processes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(7):557–563. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-7-557-563>
  11. Симонян Л.М., Демидова Н.В. Изучение поведения диоксинов и фуранов в процессе удаления цинка и свинца из пыли ДСП. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(11):840–845.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-840-845>  
Simonyan L.M., Demidova N.V. Dioxins and furans' behavior in the process of zinc and lead removing from EAF dust. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(11):840–845. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-840-845>
  12. Stanmore B.R. The formation of dioxins in combustion systems. *Combustion and Flame*. 2004;136(3):398–427.  
<https://doi.org/10.1016/j.combustflame.2003.11.004>
  13. Yoo J.G., Kim G.S., Jo Y.M. Separation of chlorides from EAF dust. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*. 2004;10:894–898.
  14. Iliiev P., Stefanova V., Lucheva B., Kolev D. Purification of zinc containing Waelz oxides from chlorine and fluorine. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017;52(2):252–257.
  15. Bruckard W.J., Davey K.J., Rodopoulos T., Woodcock J.T., Italiano J. Water leaching and magnetic separation for decreasing the chloride level and upgrading the zinc content of EAF steelmaking baghouse dusts. *International Journal of Mineral Processing*. 2005;75(1-2):1–20.  
<https://doi.org/10.1016/j.minpro.2004.04.007>
  16. Wang Q., Yang J., Wang Q., Wu T. Effects of water-washing pretreatment on bioleaching of heavy metals from municipal solid waste incinerator fly ash. *Journal of Hazardous Materials*. 2009;162(2–3):812–818.  
<https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2008.05.125>
  17. Блудова Д.И., Мамяченков С.В., Анисимова О.С. Методы удаления хлорид-ионов при производстве цинка из пыли электродуговой плавки. *iPolytech Journal*. 2023;27(2):392–421.  
<https://doi.org/10.21285/1814-3520-2023-2-392-421>  
Bludova D.I., Mamyachenkov S.V., Anisimova O.S. Methods for removing chloride ions to manufacture zinc from arc melting dust. *iPolytech Journal*. 2023;27(2):392–421. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.21285/1814-3520-2023-2-392-421>
  18. Chen W.-S., Shen Y.-H., Tsai M.-S., Chang F.-C. Removal of chloride from electric arc furnace dust. *Journal of Hazardous Materials*. 2011;190(1–3):639–644.  
<https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2011.03.096>
  19. Некрасов Б.В. Основы общей химии: Т. 1. Москва: Химия, 1973:656.

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

**Евгений Вячеславович Григорьев**, инженер-исследователь научно-исследовательской лаборатории «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет  
**E-mail:** grigorev@susu.ru

**Юрий Евгеньевич Капелюшин**, старший научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории «Водородные технологии в металлургии», Южно-Уральский государственный университет  
**ORCID:** 0000-0002-3352-1780  
**E-mail:** kapelyshnye@susu.ru

**Андрей Геннадьевич Рязанов**, к.т.н., старший преподаватель кафедры «Материаловедение и физико-химия материалов», Южно-Уральский государственный университет  
**ORCID:** 0000-0002-3727-8757  
**E-mail:** riazanovag@susu.ru

**Evgenii V. Grigor'ev**, Research Engineer of the Research Laboratory "Hydrogen Technologies in Metallurgy", South Ural State University  
**E-mail:** grigorev@susu.ru

**Yurii E. Kapelyushin**, Senior Researcher of the Research Laboratory "Hydrogen Technologies in Metallurgy", South Ural State University  
**ORCID:** 0000-0002-3352-1780  
**E-mail:** kapelyshnye@susu.ru

**Andrei G. Ryazanov**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Materials Science and Physical Chemistry of Materials, South Ural State University  
**ORCID:** 0000-0002-3727-8757  
**E-mail:** riazanovag@susu.ru

**Арман Бильгенов**, старший преподаватель кафедры «Пирометаллургические и литейные технологии», Южно-Уральский государственный университет

**ORCID:** 0009-0001-8592-7870

**E-mail:** bilgenova@susu.ru

**Дмитрий Владимирович Степанов**, инженер-исследователь управления научной и инновационной деятельности, Южно-Уральский государственный университет

**E-mail:** aqaseq@gmail.com

**Артур Алексеевич Халикулов**, лаборант управления научной и инновационной деятельности, Южно-Уральский государственный университет

**E-mail:** artur.dragonil@mail.ru

**Arman Bil'genov**, Senior Lecturer of the Chair "Pyrometallurgical and Foundry Technologies", South Ural State University

**ORCID:** 0009-0001-8592-7870

**E-mail:** bilgenova@susu.ru

**Dmitrii V. Stepanov**, Research Engineer of Department of Scientific and Innovation Activities, South Ural State University

**E-mail:** aqaseq@gmail.com

**Artur A. Khalikulov**, Laboratory Assistant of Department of Scientific and Innovation Activities, South Ural State University

**E-mail:** artur.dragonil@mail.ru

## Вклад авторов

## Contribution of the Authors

**Е. В. Григорьев** – проведение исследований, обработка данных, написание статьи.

**Ю. Е. Капелюшин** – руководство, написание статьи, редактирование статьи.

**А. Г. Рязанов** – постановка экспериментов, участие в написании статьи.

**А. Бильгенов** – редактирование статьи, анализ литературных данных.

**Д. В. Степанов** – проведение экспериментов, написание статьи, подготовка литературного обзора.

**А. А. Халикулов** – проведение экспериментов.

**E. V. Grigor'ev** – conducting the research, data processing, writing the text.

**Yu. E. Kapelyushin** – scientific guidance, writing and editing the text.

**A. G. Ryazanov** – conducting the experiments, writing the text.

**A. Bil'genov** – editing the text, analysis of literary data.

**D. V. Stepanov** – conducting the experiments, writing the text, preparing a literary review.

**A. A. Khalikulov** – conducting the experiments.

Поступила в редакцию 20.05.2025

После доработки 02.07.2025

Принята к публикации 28.08.2025

Received 20.05.2025

Revised 02.07.2025

Accepted 28.08.2025



УДК 621.771.23.01: 669.14.018

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-23-30

Оригинальная статья  
Original article

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СИСТЕМЫ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

А. И. Дагман<sup>1</sup>, А. В. Колдаев<sup>2</sup>, В. В. Науменко<sup>1</sup>, Н. А. Арутюнян<sup>2,3</sup>,  
М. Ю. Матросов<sup>2</sup>, Д. Л. Дьяконов<sup>2</sup><sup>1</sup> ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат» (Россия, 398040, Липецк, пл. Металлургов, 2)<sup>2</sup> Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина (Россия, 105005, Москва, ул. Радио, 23/9)<sup>3</sup> Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова (Россия, 119991, Москва, ул. Ленинские горы, 1)

✉ dagman\_ai@nlmk.com

**Аннотация.** Низколегированные низкоуглеродистые стали широко востребованы при изготовлении объектов различного назначения благодаря превосходному сочетанию их служебных и технологических свойств. Стремление производителей к наиболее экономному использованию материальных ресурсов обуславливает актуальность поиска оптимальных химических составов и соответствующих технологических режимов. В статье представлены результаты исследования произведенного в лабораторных условиях горячекатаного проката низкоуглеродистых сталей, микролегированных Nb, Ti, V и Mo в различных сочетаниях и концентрациях. Для исследования структурного состояния использовали методы оптической и электронной микроскопии. Проведен анализ влияния режима завершающего этапа термометаллургической обработки в зависимости от системы микролегирования на структурное состояние, в том числе образование наноразмерных фазовых выделений разных типов, реализацию механизмов упрочнения и, соответственно, механические свойства проката. Различное сочетание значений температуры конца горячей прокатки, скорости охлаждения до температуры смотки и температуры смотки с системой микролегирования приводит к реализации разных механизмов упрочнения. При высоких скоростях охлаждения в сталях с молибденом формируется микроструктура бейнитного феррита, однако межфазные выделения не успевают образоваться. Для сталей, микролегированных ванадием, эти скорости не препятствуют выделению карбидов по межфазному механизму, поскольку из-за малого размера атом ванадия обладает большей диффузионной подвижностью по сравнению с ниобием. Количество межфазных выделений в сталях, микролегированных Nb–Ti, намного меньше, чем в сталях с молибденом. Выделений, образовавшихся в аустените, также больше в случае комплексного Nb–Ti–V–Mo микролегирования. Повышенные температуры конца прокатки и смотки способствуют реализации механизма дисперсионного твердения благодаря межфазным выделениям. При слишком низких значениях этих температур диффузионная подвижность атомов при охлаждении смотанного рулона низкая, что ограничивает выделение наноразмерных выделений в количестве, достаточном для эффективного дисперсионного твердения.

**Ключевые слова:** низколегированные низкоуглеродистые стали, предел текучести, предел прочности, морфология феррита, дисперсионное твердение, наноразмерные выделения, межфазные выделения, карбидные выделения

**Для цитирования:** Дагман А.И., Колдаев А.В., Науменко В.В., Арутюнян Н.А., Матросов М.Ю., Дьяконов Д.Л. Исследование влияния системы микролегирования и параметров термометаллургической обработки на прочность низкоуглеродистых сталей. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):23–30. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-23-30>

## EFFECT OF MICROALLOYING SYSTEM AND THERMO-DEFORMATION TREATMENT PARAMETERS ON THE STRENGTH OF LOW-CARBON STEELS

A. I. Dagman<sup>1</sup>✉, A. V. Koldaev<sup>2</sup>, V. V. Naumenko<sup>1</sup>, N. A. Arutyunyan<sup>2, 3</sup>,  
M. Yu. Matrosov<sup>2</sup>, D. L. D'yakonov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> PJSC “Novolipetsk Metallurgical Plant” (2 Metallurgov Sqr., Lipetsk 398040, Russian Federation)

<sup>2</sup> I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy (23/9 Radio Str., Moscow 105005, Russian Federation)

<sup>3</sup> M.V. Lomonosov Moscow State University (1 Leninskie Gory Str., Moscow 119991, Russian Federation)

✉ dagman\_ai@nlmk.com

**Abstract.** Low-alloyed low-carbon steels are widely used in the manufacture of objects for various purposes due to the excellent combination of their service and technological properties. The desire of manufacturers to use material resources in the most economical way determines the relevance of searching for optimal chemical compositions and corresponding technological modes. The article presents the results of a study of hot-rolled low-carbon steels microalloyed with Nb, Ti, V and Mo in various combinations and concentrations produced in laboratory conditions. Optical and electron microscopy methods were used to study the structural state. An analysis was made of the influence of the final stage of thermo-deformation treatment and the microalloying system on the structural state, including formation of nanosized phase precipitates of different types, implementation of strengthening mechanisms and, accordingly, the mechanical properties of the rolled products. Different combinations of the values of temperature of hot rolling end, the cooling rate to the coiling temperature, and the coiling temperature with the microalloying system lead to implementation of different strengthening mechanisms. At high cooling rates in steels with molybdenum, the microstructure of bainitic ferrite is formed, but interphase precipitates do not have time to form. For steels microalloyed with vanadium, these rates do not prevent the precipitation of carbides by the interphase mechanism, since due to the small size vanadium atom has a higher diffusion mobility compared to niobium. The amount of interphase precipitates in Nb–Ti microalloyed steels is less than in steels with molybdenum. The amount of precipitates formed in austenite is also greater in the case of complex Nb–Ti–V–Mo microalloying. Elevated temperatures of the rolling end and coiling contribute to implementation of the precipitation hardening mechanism due to interphase precipitates. At too low values of these temperatures, the diffusion mobility of atoms during cooling of the wound roll is low, which limits the formation of nanosized precipitates in an amount sufficient for effective precipitation hardening.

**Keywords:** low-alloyed low-carbon steels, yield strength, tensile strength, ferrite morphology, precipitation hardening, nanosized precipitates, interphase precipitates, carbide precipitates

**For citation:** Dagman A.I., Koldaev A.V., Naumenko V.V., Arutyunyan N.A., Matrosov M.Yu., D'yakonov D.L. Effect of microalloying system and thermo-deformation treatment parameters on the strength of low-carbon steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):23–30.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-23-30>

### ВВЕДЕНИЕ

Низколегированные низкоуглеродистые стали широко используются при изготовлении объектов различного назначения. Востребованность этих сталей обусловлена сочетанием высоких показателей прочности, пластичности, штампуемости, усталостной и коррозионной стойкости, а также технологических свойств [1–3]. Производители современных автолистовых сталей этого класса стремятся достичь максимально возможной прочности при экономичном использовании энерго- и материальных ресурсов. Поэтому в настоящее время активно ведется поиск оптимальных диапазонов концентраций легирующих и микролегирующих элементов, а также соответствующих технологических режимов [4–6]. Несмотря на достигнутые успехи, весь спектр возможностей до сих пор не исчерпан. Например, производство горячекатаных сталей марок S315MC – S700MC для машиностроения осуществляется в соответствии с требованиями Европейского стандарта EN 10149–2:1995, в котором регламентированы только верхние границы для таких элементов, как углерод, марганец, кремний, ниобий, титан и ванадий. Это

стимулирует разработку экономичных систем легирования и микролегирования, что требует проведения исследований закономерностей формирования структурного состояния и, соответственно, уровня механических свойств стали в зависимости от содержания легирующих и микролегирующих элементов и параметров термомодеформационной обработки.

Эффективное повышение прочностных характеристик рассматриваемых сталей достигается в результате совокупного действия различных механизмов упрочнения. Основные из них, измельчение зерна и дисперсионное твердение, контролируются выделениями избыточных фаз, образованных микролегирующими элементами, среди которых наибольшее применение нашли титан, ванадий и ниобий, образующие в стали карбиды, нитриды и карбонитриды [7–12]. При этом роли этих выделений в реализации механизмов упрочнения различны, так как зависят от температурных интервалов их образования [13]. Так нитрид титана не растворяется в аустените при температурах нагрева под прокатку, поэтому играет роль фазы, ингибирующей рост зерна аустенита при нагреве. Соединения NbC и NbN могут выделяться в аустените при

горячей деформации, что способствует измельчению зерна [3; 7], однако их образование кинетически заторможено [14]. Наибольшая растворимость характерна для карбида и нитрида ванадия. Упрочнение по механизму дисперсионного твердения обусловлено присутствием выделений, образовавшихся во время или после  $\gamma \rightarrow \alpha$  фазового превращения. Их принято называть «межфазными» и «ферритными» соответственно. Межфазные выделения располагаются рядами, а образовавшиеся в феррите – неупорядоченно [9; 12; 13]. Степень упрочнения зависит от количества частиц и их размера [15].

Исследования последних лет выявили важную роль молибдена для обеспечения высокого уровня прочности [3; 16 – 20] благодаря торможению образования доэвтектоидного феррита и формированию бейнитной структуры [18], а также выделению карбида  $\text{Mo}_2\text{C}$  и карбонитрида ( $M, \text{Mo}$ )(C, N), где  $M$  – микролегирующий элемент [16].

Таким образом, различные температурные интервалы и кинетические особенности образования нитридов, карбонитридов и карбидов микролегирующих элементов обуславливают их различные роли в реализации механизмов упрочнения. Целью настоящего исследования было выявить закономерности влияния параметров термомеханической обработки на уровень механических свойств при различных комбинациях микролегирующих элементов.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали три серии произведенного в лабораторных условиях горячекатаного проката низкоуглеродистых сталей, микролегированных Nb, Ti, V и Mo в различных сочетаниях и концентрациях. В первой серии были использованы системы микролегирования Nb–Ti, Nb–Ti–Mo, Nb–Ti–V–Mo, во второй серии – Ti–Mo, V–Mo, Nb–V–Mo, в третьей – V–Mo, Nb–V, Nb–V–Mo, Ti–V–Mo, Nb–Ti–Mo и Nb–Ti–V–Mo.

Диапазоны содержания основных элементов представлены в табл. 1. Следует обратить внимание, что концентрация марганца и суммарное содержание микролегирующих элементов Nb + Ti + V в сталях первой серии были наиболее высокими.

Выплавку сталей осуществляли в вакуумной индукционной печи, горячую прокатку – на лабораторном прокатном стане ДУО-300 по трем режимам завершающего этапа термомеханической обработки (табл. 2) с температурой нагрева заготовок под прокатку 1250 °С и выдержкой не менее 1 ч.

Горячую прокатку серии 1 сталей осуществляли с использованием наиболее высоких температур конца прокатки ( $T_k$ ) и смотки ( $T_{cm}$ ). Все полосы охлаждали в потоке воздуха до  $T_{cm}$ , а затем подвергали замедленному охлаждению с печью, предварительно нагретой до  $T_{cm}$ , что имитировало охлаждение смотанной в рулон полосы. Для серий 2 и 3 температуры конца прокатки и смотки были ниже. Охлаждение до  $T_{cm}$  серии 2 было более медленное, а серии 3 – более быстрое по сравнению с серией 1. Различие в режимах завершающего этапа термомеханической обработки обусловило реализацию разных механизмов формирования структурного состояния, ответственного за уровень механических свойств.

Механические свойства в соответствии с ГОСТ 1497 определяли с помощью разрывной машины HECKERT FP-100/1. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе Axiovert 40MAT Carl Zeiss. Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) осуществляли на приборе JEOL JEM200CX при рабочем увеличении от 15 000 до 30 000 и ускоряющем напряжении 160 и 120 кВ.

## РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Диапазоны значений механических свойств представлены в табл. 2. Видно, что характеристики проч-

Таблица 1. Содержание основных элементов исследованных сталей, мас. %

Table 1. Composition of the main elements of the studied steels, wt. %

Элемент	Серия		
	1	2	3
C	0,048 – 0,061	0,030 – 0,067	0,051 – 0,085
Si	0,087 – 0,150	0,210 – 0,220	0,220 – 0,260
Mn	1,230 – 1,600	0,920 – 1,020	0,510 – 0,960
Mo	≤0,210	0,120 – 0,240	≤0,193
Nb	0,010 – 0,110	≤0,034	≤0,040
Ti	0,068 – 0,170	0,002 – 0,093	≤0,054
V	≤0,200	≤0,117	≤0,098
Nb + Ti + V	0,084 – 0,278	0,095 – 0,157	0,035 – 0,150
N	0,0070 – 0,0115	0,0038 – 0,0150	0,0030 – 0,0123

**Таблица 2. Основные параметры завершающего этапа термомеханической обработки и результаты испытания механических свойств**

**Table 2. Main parameters of the final stage of thermo-deformation treatment and results of mechanical properties testing**

Серия	$T_k, ^\circ\text{C}$	$T_{см}, ^\circ\text{C}$	$v_{охл}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
1	900	650	10 – 15	600 – 765	600 – 650	12 – 18
2	860 – 880	550 – 600	$\leq 10$	609 – 730	496 – 630	22 – 31
3	820 – 870	$\leq 550$	18 – 34	443 – 737	341 – 678	18 – 38

ности ( $\sigma_{0,2}, \sigma_b$ ) полученного проката изменяются в довольно широких пределах. Для сталей серии 3 этот диапазон намного больше, что обусловлено более широким интервалом концентраций углерода и микролегирующих (табл. 1), а также различием в скоростях охлаждения. В рамках каждой серии при увеличении концентраций микролегирующих компонентов Nb, Ti, V и Mo наблюдается рост значений  $\sigma_{0,2}, \sigma_b$ . Наиболее высокие значения характеристик прочности для сталей серии 1 получены при комплексном микролегировании Nb–Ti–Mo со значительным содержанием титана (0,17 мас. %),  $T_k = 900\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{см} = 650\text{ }^\circ\text{C}$ ; для серии 2 – Ti–Mo с максимальным содержанием молибдена (0,24 мас. %),  $T_k = 860 - 870\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{см} = 570 - 590\text{ }^\circ\text{C}$ ; для серии 3 – Nb–V–Mo с одновременно высоким содержанием углерода (0,083 мас. %) и молибдена (0,165 мас. %),  $T_k = 850 - 870\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{см} = 510 - 530\text{ }^\circ\text{C}$ . Корреляция между значениями относительного удлинения и показателями прочности отсутствует.

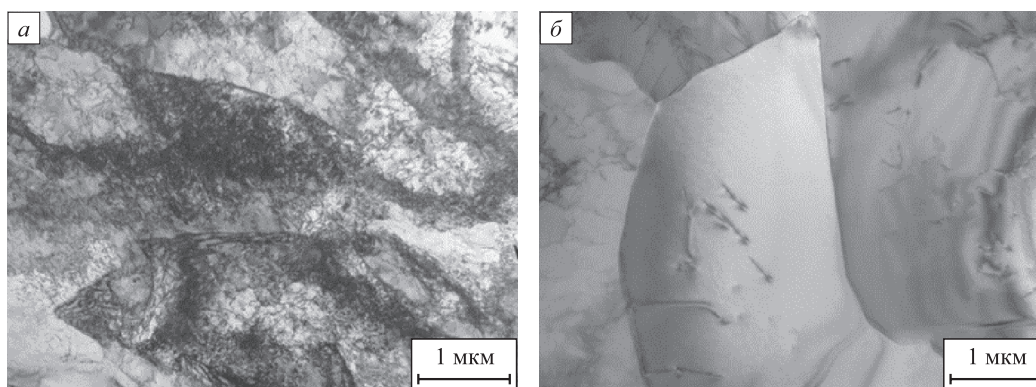
Результаты исследования методом металлографии показали, что все образцы серий 1 и 2, охлажденные с меньшей скоростью, имеют близкую ферритную микроструктуру, в то время как микроструктура образцов серии 3 после охлаждения с более высокой скоростью представляла собой преимущественно бейнитный феррит. Исключением был прокат сталей без молибдена, который имел относительно высокое содержание

углерода и двухфазную ферритно-бейнитную микроструктуру.

Более детальное исследование методом ПЭМ позволило выявить характерные особенности микроструктуры. В образцах проката серий 1 и 2 металлическая матрица состояла из феррита двух морфологических типов: блочного феррита (встречается «игольчатый» феррит) и полигонального (рис. 1). В отдельных сталях по границам зерен наблюдаются выделения цементита размером не более несколько микрон.

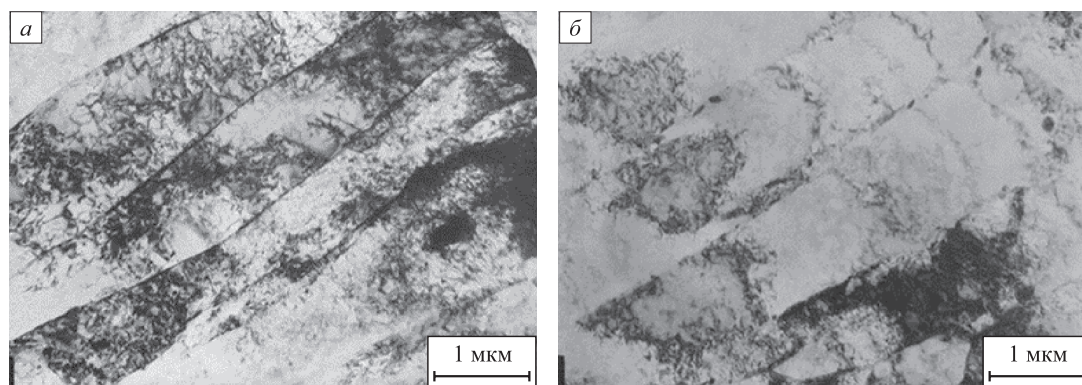
Большинство образцов проката серии 3 имеют микроструктуру преимущественно бейнитного феррита (рис. 2, а). Углеродсодержащим компонентом является низкоуглеродистый бейнит (рис. 2, б), в отдельных случаях в небольших количествах присутствуют высокоуглеродистый бейнит и цементит. У образцов сталей без молибдена матрица представляла собой сочетание полиэдрического и бейнитного феррита, а углеродсодержащая фаза, доля которой была выше из-за большего содержания углерода – бейнит и вырожденный перлит. Присутствие преимущественной доли бейнитного феррита в микроструктуре сталей, содержащих молибден, обусловлено, по всей видимости, особенностью молибдена способствовать образованию бейнитной структуры [18].

В большинстве образцов обнаруживаются субмикронные карбонитридные выделения. Их немного,



**Рис. 1.** Типичный вид феррита в прокате сталей серий 1 и 2 двух морфологических типов: а – блочный; б – полигональный. ПЭМ, светлопольные изображения

**Fig. 1.** Typical image of ferrite in rolled steels of series 1 and 2 of two morphological types: а – block, б – polygonal. TEM, dark-field images



**Рис. 2.** Типичные структурные составляющие проката сталей серии 3, содержащих молибден: *a* – бейнитный феррит; *б* – низкоуглеродистый бейнит. ПЭМ, светлопольные изображения

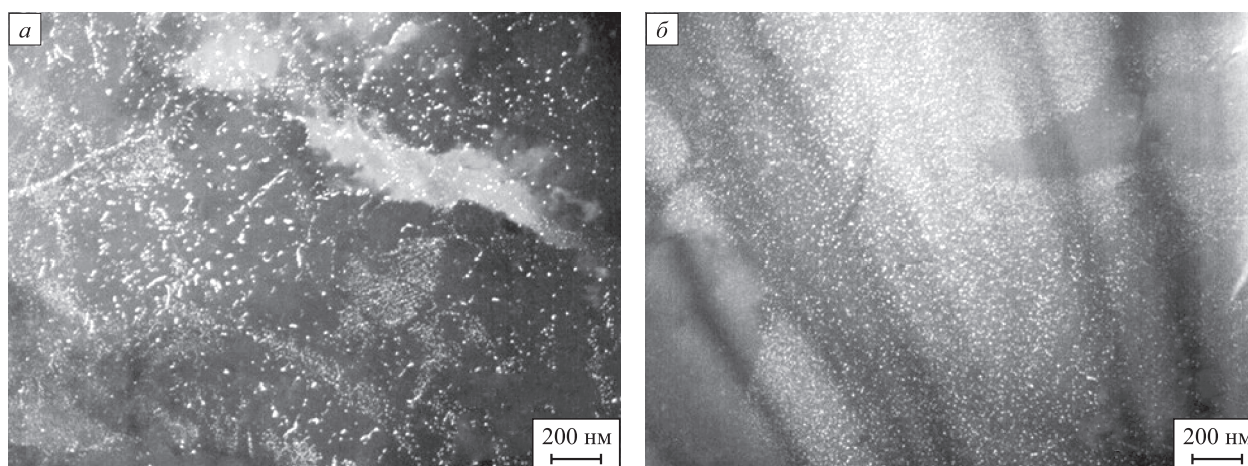
**Fig. 2.** Typical structural components of rolled steels of series 3 containing molybdenum: *a* – bainitic ferrite, *б* – low-carbon bainite. TEM, dark-field images

типичные размеры составляют примерно 100 – 200 нм, но есть отдельные более мелкие и более крупные (до ~300 нм) частицы.

Наноразмерные карбидные, карбонитридные выделения наиболее представительны в сталях первой серии и относятся к двум типам: образовавшиеся в аустените (далее – аустенитные) и межфазные. Наблюдаются выделения смешанного типа: образовавшиеся по межфазному механизму, но подросшие в феррите. Ферритных выделений не обнаружено. Аустенитные выделения имеют вытянутую форму, их размер составляет до ~10 нм (в отдельных случаях до ~15 нм) в длину и не более 3 – 4 нм в ширину (рис. 3, *a*). Наноразмерные выделения межфазного/смешанного типа систематически присутствуют в зернах/блоках, в которых есть аустенитные выделения (рис. 3, *a*), и в которых их нет (рис. 3, *б*). Размер наблюдаемых в большинстве участков выделений до 3 – 4 нм, редко встречаются обла-

сти, где межфазные выделения крупнее – до 5 – 6 нм. Согласно работе [7], наличие в составе стали ниобия способствует образованию наноразмерных выделений в аустените и по межфазному механизму. Однако, несмотря на максимальную концентрацию ниобия (0,11 мас. %) в стали Nb–Ti, количество таких выделений относительно невелико по сравнению со сталями, содержащими дополнительно молибден, что согласуется с данными о благоприятном влиянии молибдена на зарождение карбидов [3; 18]. Наибольшее количество выделений наблюдается в сталях с комплексной системой микролегирования Nb–Ti–Mo–V и максимальными концентрациями компонентов.

В отличие от сталей серий 1 и 2, в прокате сталей серии 3 наноразмерных выделений меньше, при этом аустенитных и межфазных выделений не обнаружено. В образцах присутствуют только наноразмерные выделения, выделившиеся в феррите размером менее 2 нм,



**Рис. 3.** Типичный вид аустенитных (*a*) и межфазных (*a, б*) выделений. ПЭМ, темнопольные изображения в рефлексах карбидов (карбонитридов)

**Fig. 3.** Typical images of austenite (*a*) and interphase (*a, б*) precipitates. TEM, dark-field images in carbide (carbonitride) reflections

в некоторых случаях – до 3 нм. Исключение составляет прокат стали V–Mo, содержащей максимальную концентрацию ванадия. В зернах феррита этой стали выявлена высокая объемная плотность наноразмерных карбонитридов межфазного и смешанного типа размером 2 – 5 нм, по границам зерен наблюдались более крупные выделения карбонитридов размером до 10 – 12 нм. Ферритных выделений было мало.

По всей видимости, при высоких скоростях охлаждения после горячей деформации, завершившейся при низких температурах, скорость  $\gamma \rightarrow \alpha$  фазового превращения оказывается слишком высокой, подвижность атомов микролегирующих и углерода снижена, и формирование выделений на движущейся фазовой границе не успевает происходить. Поэтому наноразмерные карбидные выделения в этом случае образуются в феррите. В то же время, ванадий имеет более высокую предрасположенность к образованию межфазных карбидных выделений, поскольку благодаря малому размеру атома по сравнению с ниобием, обладает большей диффузионной подвижностью, что позволяет реализовать процесс при более высоких скоростях  $\gamma \rightarrow \alpha$  фазового превращения стали [21]. Поэтому, несмотря на высокую скорость охлаждения, в стали с ванадием наблюдается большое количество выделений межфазного и смешанного типа.

Для сталей этой серии наиболее существенным фактором, определяющим уровень характеристик прочности, является высокодислокационная микроструктура бейнитного феррита, которая формируется благодаря высокой скорости охлаждения. Максимальные значения предела прочности (737 МПа) и предела текучести (678 МПа) обусловлены одновременно высоким содержанием в стали углерода и молибдена.

Таким образом, механизм упрочнения, реализуемый в этой серии проката, отличается от предыдущих двух серий, где существенную роль играло дисперсионное твердение.

## Выводы

При использовании различных режимов завершающего этапа термометаллургической обработки в зависимости от системы микролегирования реализуются различные механизмы упрочнения.

Наиболее высокие значения характеристик прочности для сталей серии 1 получены при комплексном микролегировании Nb–Ti–Mo со значительным содержанием титана (0,17 мас. %), для серии 2 – Ti–Mo с максимальным содержанием молибдена (0,24 мас. %), для серии 3 – Nb–V–Mo с одновременно высоким содержанием углерода (0,083 мас. %) и молибдена (0,165 мас. %).

Использование более высоких скоростей охлаждения после горячей прокатки для сталей с молибденом способствует формированию микроструктуры бейнитного феррита со значительно более высокой плотно-

стью дислокаций и, как следствие, более высокой прочностью. Однако, в этом случае скорость  $\gamma \rightarrow \alpha$  фазового превращения оказывается слишком высокой, формирование межфазных выделений не успевает происходить, поэтому наноразмерные выделения образуются преимущественно в феррите.

Повышенные температуры  $T_k$  и  $T_{cm}$  способствуют достижению высокого уровня прочности благодаря дисперсионному твердению при реализации механизма межфазного выделения. Количество аустенитных карбидных, карбонитридных выделений больше в случае комплексного Nb–Ti–V–Mo микролегирования. При слишком низких температурах  $T_k$  и  $T_{cm}$  снижается подвижность атомов микролегирующих элементов и углерода при охлаждении смотанного рулона, что ограничивает выделение наноразмерных выделений для эффективного дисперсионного твердения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kvackaj T., Bidulská J., Bidulský R. Overview of HSS steel grades development and study of reheating condition effects on austenite grain size changes. *Materials*. 2021;14(8):1988. <https://doi.org/10.3390/ma14081988>
2. Belato Rosado D., De Waele W., Vanderschueren D., Hertelé S. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. *International Journal of Sustainable Construction and Design*. 2013;4(1):1–10. <https://doi.org/10.21825/scad.v4i1.742>
3. Zaitsev A., Arutyunyan N. Low-carbon Ti-Mo microalloyed hot rolled steels: Special features of the formation of the structural state and mechanical properties. *Metals*. 2021;11(10):1584. <https://doi.org/10.3390/met11101584>
4. Baker T.N. Titanium microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*. 2019;46(1):1–55. <https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1446496>
5. Дагман А.И., Колдаев А.В., Казарин А.Ю., Арутюнян Н.А. Оценка перспектив замены ниобия ванадием в высокопрочных микролегированных сталях. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2024;(2):82–90. Dagman A.I., Koldaev A.V., Kazarin A.Yu., Arutyunyan N.A. Assessment of the prospects for replacing niobium with vanadium in high-strength microalloyed steels. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2024;(2):82–90. (In Russ.).
6. Almatani R.A., DeArdo A.J. Rational alloy design of niobium-bearing HSLA steels. *Metals*. 2020;10(3):413. <https://doi.org/10.3390/met10030413>
7. DeArdo A.J. Niobium in modern steels. *International Materials Review*. 2003;48(6):371–402. <https://doi.org/10.1179/095066003225008833>
8. Garcia C.I., Hua M., Cho K., DeArdo A.J. On the strength of microalloyed steels. An interpretive review. *Materials Science and Technology*. 2009;25(9):1074–1082. <https://doi.org/10.1179/174328409X455233>
9. Zhang Y., Miyamoto G., Furuhashi T. Enhanced hardening by multiple microalloying in low carbon ferritic steels with interphase precipitation. *Scripta Materialia*. 2022;212:114558. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114558>

10. Cai Y., Wei R., Jin D., Cheng L., Wan X., Wu K. Complex precipitation behavior and mechanism of NbC during ferrite transformation in a HSLA steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2024;55:3208–3213. <https://doi.org/10.1007/s11661-024-07515-4>
11. Salahshoor M., Bardelcik A., Zhou T.T., Cathcart C. The effect of low temperature and strain rate on the mechanical behavior of precipitation-strengthened HSLA steels alloyed with Ti and Nb. *JOM*. 2025;77:3561–3575. <https://doi.org/10.1007/s11837-025-07277-3>
12. Зайцев А.И., Родионова И.Г., Арутюнян Н.А., Дунаев С.Ф. Исследование закономерностей формирования фазовых выделений, структурного состояния и свойств микролегированных низкоуглеродистых сталей ферритного класса. *Металлург*. 2020;(8):21–27.  
Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Arutyunyan N.A., Dunaev S.F. Investigation of regularities of phase precipitation formation, structural state and properties of microalloyed low-carbon steels of ferritic class. *Metallurg*. 2020;(8):21–27. (In Russ.).
13. Lagneborg R., Siwecki T., Zajac S., Hutchinson B. The role of vanadium in microalloyed steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. 1999;28:186–241.
14. Koldaev A.V., D'yakonov D.L., Zaitsev A.I., Arutyunyan N.A. Kinetics of the formation of nanosize niobium carbonitride precipitates in low-alloy structural steels. *Metallurgist*. 2017;60:1032–1037. <https://doi.org/10.1007/s11015-017-0404-1>
15. Gladman T. Precipitation hardening in metals. *Materials Science and Technology*. 1999;15(1):30–36. <https://doi.org/10.1179/026708399773002782>
16. Zhang K., Wang H., Sun X.-J., Sui F.-L., Li Z.-D., Pu E.-X., Zhu Z.-H., Huang Z.-Y., Pan H.-B., Yong Q.-L. Precipitation behavior and microstructural evolution of ferritic Ti–V–Mo complex microalloyed steel. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2018;31:997–1005. <https://doi.org/10.1007/s40195-018-0726-4>
17. Zhang K., Li Z., Wang Z., Sun X., Yong Q. Precipitation behavior and mechanical properties of hot-rolled high strength Ti–Mo-bearing ferritic sheet steel: The great potential of nanometer-sized (Ti, Mo)C carbide. *Journal of Materials Research*. 2016;31:1254–1263. <https://doi.org/10.1557/jmr.2016.154>
18. Bu F.Z., Wang X.M., Yang S.W., Shang C.J., Misra R.D.K. Contribution of interphase precipitation on yield strength in thermomechanically simulated Ti–Nb and Ti–Nb–Mo microalloyed steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2014; 620:22–29. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.09.111>
19. Chen C.Y., Chen C.C., Yang J.R. Microstructure characterization of nanometer carbides heterogeneous precipitation in Ti–Nb and Ti–Nb–Mo steel. *Materials Characterization*. 2014; 88:69–79. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.11.016>
20. Park D.-B., Huh M.-Y., Shim J.-H., Suh J.-Y., Lee K.-H., Jung W.-S. Strengthening mechanism of hot rolled Ti and Nb microalloyed HSLA steels containing Mo and W with various coiling temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;560:528–534. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.098>
21. Oono N., Nitta H., Iijima Y. Diffusion of niobium in  $\alpha$ -iron. *Materials Transactions*. 2003;44(10):2078–2083. <https://doi.org/10.2320/matertrans.44.2078>

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

**Алексей Игоревич Дагман**, к.т.н., руководитель экспертного направления дирекции по разработке новых технологий процесса, ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат»

ORCID: 0009-0002-3491-6589

E-mail: dagman\_ai@nlmk.com

**Антон Викторович Колдаев**, к.ф.-м.н., директор Научного центра физико-химических основ и технологий металлургии, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина

E-mail: a.koldaev@chermet.net

**Виталий Владимирович Науменко**, к.т.н., руководитель программ Дирекции по исследованиям и разработке новых продуктов, ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат»

E-mail: naumenko\_vv@nlmk.com

**Наталья Анриевна Арутюнян**, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина; научный сотрудник, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова

ORCID: 0000-0002-8396-9217

E-mail: naarutyunyan@gmail.com

**Максим Юрьевич Матросов**, к.т.н., заместитель директора Научного центра качественных сталей, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина

E-mail: mmatrossov0368@gmail.com

**Дмитрий Львович Дьяконов**, старший научный сотрудник, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина

E-mail: aberkas@yandex.ru

**Aleksei I. Dagman**, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Expert Direction of the Directorate of Development of New Process Technologies, PJSC “Novolipetsk Metallurgical Plant”

ORCID: 0009-0002-3491-6589

E-mail: dagman\_ai@nlmk.com

**Anton V. Koldaev**, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Director of the Scientific Center for Physico-Chemical Foundations and Technologies of Metallurgy, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

E-mail: a.koldaev@chermet.net

**Vitalii V. Naumenko**, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Program of the Directorate of Development of New Process Technologies, PJSC “Novolipetsk Metallurgical Plant”

E-mail: naumenko\_vv@nlmk.com

**Nataliya A. Arutyunyan**, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Senior Researcher, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy; Research Associate, M.V. Lomonosov Moscow State University

ORCID: 0000-0002-8396-9217

E-mail: naarutyunyan@gmail.com

**Maksim Yu. Matrossov**, Cand. Sci. (Eng.), Deputy Director of the Scientific Center for Quality Steel, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

E-mail: mmatrossov0368@gmail.com

**Dmitrii L. D'yakonov**, Senior Researcher, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

E-mail: aberkas@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

**А. И. Дагман** – постановка задачи, научное руководство, выбор систем микролегирования, обобщение полученных результатов исследования, редактирование заключительной версии статьи.

**А. В. Колдаев** – постановка задачи, обоснование выбора химических составов сталей, организация и контроль проведения выплавки сталей и определения химического состава, анализ полученных результатов исследования.

**В. В. Науменко** – обоснование выбора параметров термометаллургической обработки, организация и контроль проведения горячей прокатки, отбора и приготовления образцов для исследования.

**Н. А. Арутюнян** – анализ литературных источников, систематизация полученных результатов и подготовка базовой версии статьи.

**М. Ю. Матросов** – проведение механических испытаний и исследования микроструктуры методом оптической микроскопии, анализ результатов.

**Д. Л. Дьяконов** – проведение исследования методом просвечивающей электронной микроскопии.

**A. I. Dagman** – problem statement, scientific guidance, choice of microalloying systems, generalization of results, editing the article final version.

**A. V. Koldaev** – problem statement, substantiation for the choice of steel chemical compositions, organization and control of steel smelting and determination of chemical composition, analysis of results.

**V. V. Naumenko** – substantiation for the choice of thermo-deformation treatment parameters, organization and control of hot rolling, selection and preparation of samples.

**N. A. Arutyunyan** – analysis of literary data, systematization of results, preparation of the article basic version.

**M. Yu. Matrosov** – mechanical testing, microstructure study using optical microscopy, analysis of results.

**D. L. D'yakonov** – conducting the experiments using transmission electron microscopy.

Поступила в редакцию 28.04.2025

После доработки 12.05.2025

Принята к публикации 28.08.2025

Received 28.04.2025

Revised 12.05.2025

Accepted 28.08.2025



УДК 622.349.4

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-31-38

Оригинальная статья  
Original article

## ОСОБЕННОСТИ СОВМЕСТНОГО ИЗВЕСТКОВОГО АВТОКЛАВНОГО ОБЕСКРЕМНИВАНИЯ КВАРЦ-ТИТАНОВЫХ КОНЦЕНТРАТОВ И ГИДРОТЕРМАЛЬНОГО СИНТЕЗА ГИДРОСИЛИКАТОВ КАЛЬЦИЯ\*

Ю. В. Заблочкая<sup>✉</sup>, А. С. Тужилин, Г. Б. Садыхов

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119334, Москва, Ленинский пр. 49)

✉ yuliaz202123@mail.ru

**Аннотация.** В ИМЕТ РАН разработан автоклавный известково-щелочной способ обескремнивания титановых концентратов Пижемского и Ярегского месторождений (Средний и Южный Тиман, Республика Коми). Рудами этих месторождений являются кварц-лейкоксеновые и кварц-ильменит-лейкоксеновые песчаники. Формирование титановой составляющей данных месторождений связано с лейкоксенизацией ильменита. Геологический процесс включал удаление железа из материнских титановых минералов и заполнение образующихся пустот кварцем путем его кристаллизации из гидротермальных растворов. Это привело к ультрадисперсному размеру включений (1 – 20 мкм) SiO<sub>2</sub> и его структуре, характеризующейся более слабыми (ненасыщенными) связями Si–O(Si). В результате достигается высокая степень обескремнивания лейкоксенового и ильменитового концентратов при температуре 220 °С в автоклавных условиях за счет почти полного удаления кварца из зерен титана. Одновременно протекает гидротермальный синтез гидратов метасиликата кальция (тоберморита, ксонотлита), морфологические свойства которых зависят от условий автоклавного выщелачивания. В автоклаве в течение сравнительно короткой продолжительности процесса при соотношении CaO/SiO<sub>2</sub> = 0,7 – 1,0 происходит формирование кальциевого силиката с игольчатым габитусом, который образует преимущественно радиально-лучистые агрегаты. При последующем прокаливании происходит полная их дегидратация с кристаллизацией β-волластонита (CaSiO<sub>3</sub>), приобретающего все большее практическое применение в различных областях, в том числе и наукоёмких.

**Ключевые слова:** лейкоксен, ильменит, кварц, волластонит, известковое автоклавное обескремнивание, Ярегское месторождение, Пижемское месторождение

**Благодарности:** Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00319-25-00.

**Для цитирования:** Заблочкая Ю.В., Тужилин А.С., Садыхов Г.Б. Особенности совместного известкового автоклавного обескремнивания кварц-титановых концентратов и гидротермального синтеза гидросиликатов кальция. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1): 31–38. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-31-38>

\* По материалам XVI Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина.

## FEATURES OF JOINT LIME AUTOCLAVE DESILICONIZATION OF QUARTZ-TITANIUM CONCENTRATES AND HYDROTHERMAL SYNTHESIS OF CALCIUM HYDROSILICATES\*

Yu. V. Zablotskaya<sup>✉</sup>, A. S. Tuzhilin, G. B. Sadykhov

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119334, Russian Federation)

✉ yuliaz202123@mail.ru

**Abstract.** The Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (IMET RAS) developed an autoclave lime-alkali desiliconization method for titanium concentrates from the Pyzhemskoye and Yaregskoye deposits (Sredny and Yuzhny Timan, Komi Republic). The ores of these deposits are quartz-leucoxene and quartz-ilmenite-leucoxene sandstones. The formation of the titanium component

of these deposits is associated with the leucoxenization of ilmenite. The geological process involved the removal of iron from the parent titanium minerals and the filling of the resulting voids with quartz through its crystallization from hydrothermal solutions. This resulted in the ultra-dispersed size of inclusions (1 – 20  $\mu\text{m}$ ) of  $\text{SiO}_2$  and its structure characterized by weaker (unsaturated) Si–O(Si) bonds. As a result, a high degree of desilicization of leucoxene and ilmenite concentrates is achieved at 220 °C under autoclave conditions due to the almost complete removal of quartz from titanium grains. At the same time, hydrothermal synthesis of calcium metasilicate hydrates (tobermarite, xonotlite) takes place, the morphological properties of which depend on the conditions of autoclave leaching. In the autoclave, during a relatively short duration of the process, at a ratio of  $\text{CaO/SiO}_2 = 0.7 - 1.0$ , calcium silicate with a needle-like habit is obtained, which forms predominantly radially radiant sinters. Upon subsequent calcination, their complete dehydration occurs with the crystallization of  $\beta$ -wollastonite ( $\text{CaSiO}_3$ ) increasingly gaining practical application in various fields, including science-intensive ones.

**Keywords:** leucoxene, ilmenite, quartz, wollastonite, lime autoclave desilicization, Yaregskoye deposit, Pyzhemskoye deposit

**Acknowledgements:** The work was performed according to the state assignment No. 075-00319-25-00.

**For citation:** Zablotskaya Yu.V., Tuzhilin A.S., Sadykhov G.B. Features of joint lime autoclave desilicization of quartz-titanium concentrates and hydrothermal synthesis of calcium hydrosilicates. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):31–38. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-31-38>

\* Based on the materials of the 16<sup>th</sup> International Scientific Conference “Physicochemical Foundations of Metallurgical Processes” named after Academician A.M. Samarin.

## ВВЕДЕНИЕ

В мире, в том числе и в России, титановые ресурсы относятся к стратегически важным полезным ископаемым<sup>1,2</sup> [1]. В то же время они входят в группу дефицитного сырья, которая характеризуется тем, что внутреннее потребление такого минерального сырья в значительной степени обеспечивается вынужденным импортом и/или складированными запасами<sup>3</sup> [2]. По разведанным титановым запасам РФ занимает второе место в мире. Однако действующие крупные предприятия по производству металлического титана («ВСМПО-АВИСМА», г. Березники) и пигментного диоксида титана (ООО «Русский титан», г. Армянск, Крым) вынуждены работать на импортном сырье. Данное обстоятельство не только негативно сказывается на планомерной работе и потенциале самих предприятий, но также отрицательно влияет на сырьевую и экономическую независимость страны.

Решением проблемы может стать вовлечение собственных сырьевых титановых ресурсов, в частности, использование в качестве сырья кварц-титановых песчаников Тимана (Республика Коми), которые представлены Пижемским (Средний Тиман) и Ярегским (Южный Тиман) месторождениями [3 – 7]. По данным

ГБЗ РФ за 2022 г., в балансовых запасах титана их доля составляет 50,2 % [2]. Эти месторождения располагаются друг от друга на расстоянии не более 230 км и представляют собой уникальные титановые ресурсы, особенностью которых является высокое содержание кварца как в исходной руде (до 90 %), так и в обогащенных концентратах (до 40 – 45 %) [3; 8].

Ярегское месторождение представляет собой нефтетитановые песчаники и является также коллектором высоковязкой нефти. Глубина залегания продуктивных пластов составляет 200 – 250 м, в которых содержание  $\text{TiO}_2$  – 9 – 12 %. Основным титаносодержащим рудным минералом Ярегского песчаника является лейкоксен, представляющий собой сагенитовую структуру рутила (анатаза) с тонким срастанием с ультрадисперсным кварцем. В первой половине 60-х годов прошлого века была введена в эксплуатацию Ярегская опытно-промышленная обогатительная фабрика, в ходе работы которой получали кремнисто-титановый флотационный (лейкоксеновый) концентрат с содержанием диоксида титана 45 – 50 % и диоксида кремния 40 – 45 %. Извлечение титана при этом низкое и составляет всего 75 – 85 %. Высокое содержание кварца не позволяет использовать полученный концентрат в качестве сырья для получения пигментного  $\text{TiO}_2$  и металлического титана. На данный момент на Ярегском месторождении ведется только добыча тяжелой нефти термошахтным способом.

Пижемские кварц-титановые песчаники имеют полиминеральный состав, где титан представлен лейкоксеном и лейкоксенизированным ильменитом [3; 4]. При этом глубина залегания песчаников на Среднем Тимане незначительна, а запасы титана превышают потенциал Ярегского месторождения. Пижемское месторождение имеет слоистое строение. Верхний слой представлен сероцветными песчаниками, характеризующимися низким содержанием сидерита и других железистых минералов. Нижний слой – это железистые

<sup>1</sup> Распоряжение Правительства РФ от 30 августа 2022 г. № 2473-р «Об утверждении перечня основных видов стратегического минерального сырья». URL: [https://www.mnr.gov.ru/press/news/61\\_pozitsiya\\_vmesto\\_29\\_pravitelstvo\\_rossii\\_utverdilo\\_perechen\\_osnovnykh\\_vidov\\_strategicheskogo\\_minera/](https://www.mnr.gov.ru/press/news/61_pozitsiya_vmesto_29_pravitelstvo_rossii_utverdilo_perechen_osnovnykh_vidov_strategicheskogo_minera/) (дата обращения 28.03.2024).

<sup>2</sup> U.S. Geological Survey. Us geological survey releases 2022 list critical minerals. Available at URL: <https://www.usgs.gov/news/national-news-release/us-geological-survey-releases-2022-list-critical-minerals> (Accessed 15.04.2025).

<sup>3</sup> Распоряжение Правительства РФ от 22 декабря 2018 г. № 2914-р «Об утверждении Стратегии развития минерально-сырьевой базы Российской Федерации до 2035 года». URL: <https://docs.cntd.ru/document/552051127> (дата обращения 03.04.2025).

красноцветные (сидерит-лейкоксеновые) песчаники. Содержание  $TiO_2$  в сероцветных песчаниках колеблется в пределах 5 – 10 %, в красноцветных – 3 – 5 % [4].

Начиная с момента открытия месторождений Тимана, в СССР проводились разноплановые исследования по обогащению кварц-титановых песчаников в ведущих организациях. Однако из-за незначительной контрастности между титаносодержащими минералами, содержащими ультрадисперсные включения более легких минералов (кварц, алюмосиликаты), и кварцем сильно ограничивается применение известных физических способов для эффективного обогащения песчаников [3; 8]. В связи с этим предложенные варианты обогащения для этих месторождений не были реализованы.

Учитывая особую актуальность проблемы обеспечения страны собственной сырьевой базой для титановой промышленности, в ИМЕТ РАН с 2001 г. проводились фундаментальные исследования по обогащению кварц-титановых песчаников Тимана. Результатом стала разработка новой технологии комплексного обогащения песчаников с получением высококачественных титановых концентратов (искусственного рутила и высокотитанистого ильменита) [3; 9]. Согласно предложенной технологии, выделенные при обогащении песчаников кварц-титановые концентраты подвергаются автоклавному обескремниванию известковым молоком в присутствии небольшого количества NaOH, выступающего в качестве катализатора или активатора. При автоклавном выщелачивании одновременно происходит обескремнивание концентратов и гидротермальный синтез гидросиликата кальция (ГСК), который является промпродуктом для дальнейшего получения качественного синтетического волластонита [10; 11].

Цель данной работы – получение обобщенных результатов известкового автоклавного выщелачивания кварц-титановых концентратов месторождений Южного и Среднего Тимана при их обескремнивании с возможностью одновременного гидротермального синтеза гидрата метасиликата кальция, а также изучение особенностей формирования ГСК с игольчатым габитусом.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Руды Ярегского и Пижемского месторождений представляют собой кварц-лейкоксеновые и кварц-ильменит-лейкоксеновые песчаники. Характерным отличием пижемских песчаников от ярегских является то, что в них находится до 5 – 6 % измененного ильменита, который, в отличие от немагнитного лейкоксена, обладает слабомагнитными свойствами. При предварительной рудоподготовке и обогащении получают магнитную кварц-ильменитовую фракцию. При этом лейкоксен концентрируется в немагнитной фракции, состоящей в основном из свободного кварца. Для повышения контрастности физических свойств между ними в концентратах в ИМЕТ РАН было предложено применение магнетизирующего обжига с целью восстановления связанных с  $TiO_2$  оксидов железа (1 – 3 %  $Fe_2O_3$ ) в лейкоксене до металлического состояния [9]. В результате зерна приобретают магнитные свойства, что позволяет с применением магнитной сепарации отделить лейкоксен от свободного кварца. При этом в полученном лейкоксеновом концентрате содержание кварца снижается с 80 – 90 до 25 – 30 %, а содержание  $TiO_2$  повышается с 5 – 10 до 60 – 66 %.

Для исследований было использовано два типа концентратов месторождений Южного и Среднего Тимана – кварц-лейкоксеновый и кварц-ильменитовый, химический состав которых представлен в таблице. Как отмечено выше, для Пижемского месторождения характерно слоистое строение, в связи с чем приведены данные для сероцветных и красноцветных песчаников. Крупность исходных материалов составила – 0,315 мм.

Обескремнивание концентрата осуществляли в высокотемпературном автоклаве «Premex Reactor AG» (Швейцария). Выщелачивание проводили при температуре 220 °С в течение 2 – 3 ч под давлением насыщенных паров с использованием стехиометрического количества извести и при его недостатке ( $CaO/SiO_2 = 0,7 - 1,0$ ), соотношение Т:Ж оставляло 1/5 – 1/7. Микроскопический анализ исходного концентрата и продуктов его обескремнивания выполнялся на оптическом микроскопе Axio Scope A1 (Carl Zeiss), а также на растровом электронном микроскопе Jeol JXA-isp100.

### Химический состав кварц-титановых концентратов, %

#### Chemical composition of quartz-titanium concentrates, %

Основные компоненты	Ярегское месторождение	Пижемское месторождение			
		сероцветные песчаники		красноцветные песчаники	
	ЛК	ЛК	ИК	ЛК	ИК
$TiO_2$	63,0	66,0	53,2	61,40	53,40
$SiO_2$	25,0	24,9	20,2	28,23	19,12
$Fe_2O_3$ общ	3,5	3,8	19,3	4,57	21,53
$Al_2O_3$	2,5	2,8	2,4	2,73	2,73

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

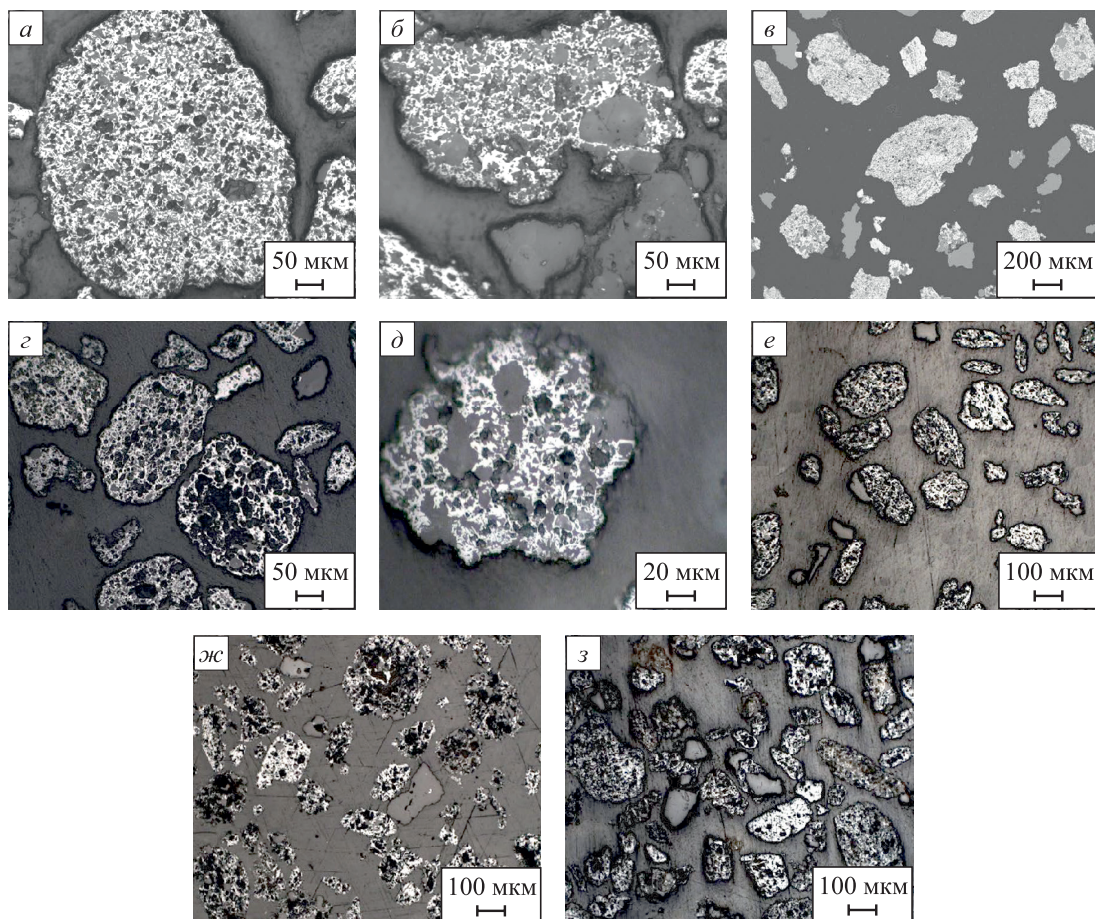
Обескремнивание кварц-титановых концентратов проводили известковым молоком при температуре 220 °С в автоклаве в присутствии NaOH (5 – 15 г/л). В этих условиях щелочной реагент выступает в качестве условного катализатора или активатора растворения кварца, при этом за счет двухступенчатого механизма обескремнивания осуществляется непрерывная его циркуляция в системе CaO–SiO<sub>2</sub>–NaOH–H<sub>2</sub>O [10 – 12]. В результате, по сравнению с известными щелочными способами, практически исключается расход дорогого реагента щелочи [13 – 15]. Другим преимуществом разработанного способа является то, что в автоклавном процессе одновременно синтезируются силикатные продукты, в частности волластонит (β-CaSiO<sub>3</sub>).

Как было отмечено выше, отличительной особенностью титановых концентратов Тимана является высокое содержание кварца. При этом в исходной

руде свободный кварц представлен в большом интервале крупности от –3,0 до +0 мм [3; 4; 8]. С помощью микроскопического анализа было исследовано распределение кварца в кварц-лейкоксеновых и кварц-ильменитовых концентратах Ярегского и Пижемского месторождений, которое представлено на рис. 1.

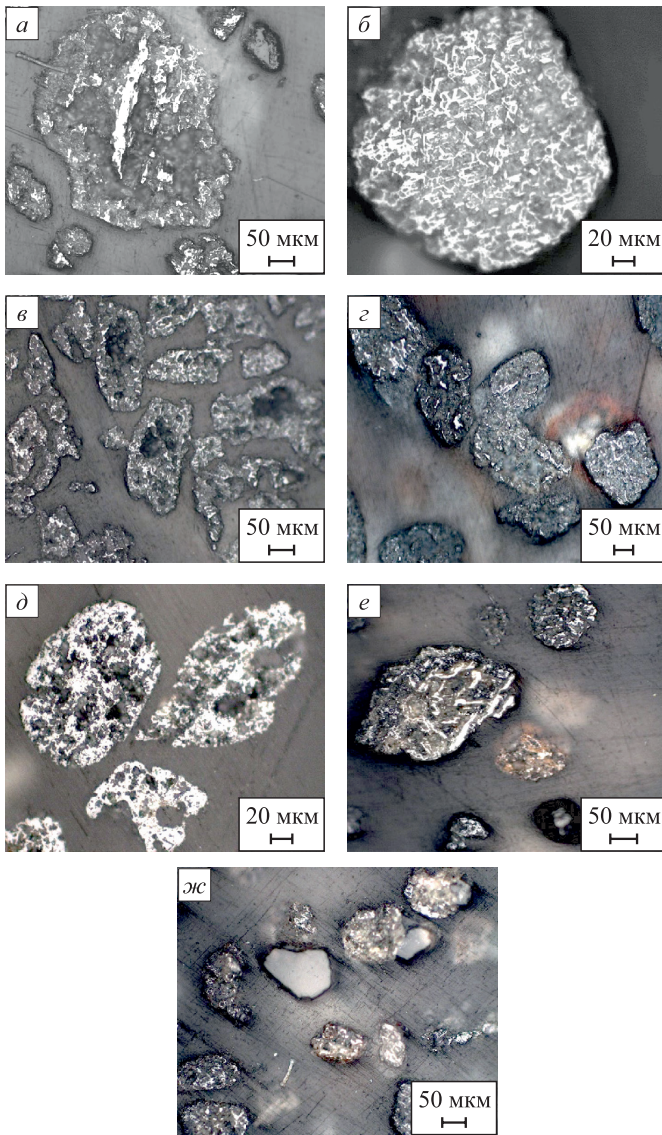
Как видно из рис. 1, кварц в исходных концентратах представлен в виде свободных зерен различной формы и крупности, сростков с титаносодержащими зернами (20 – 40 мкм), а также в виде ультрадисперсных включений в лейкоксене и ильмените (внутренний кварц) крупностью 1 – 20 мкм.

Процесс автоклавного выщелачивания кварц-титановых концентратов характеризуется наиболее полной степенью обескремнивания при температуре 220 °С в течение 2 – 3 ч и при мольном соотношении CaO/SiO<sub>2</sub> = 0,7 – 1,0. Микроскопический анализ титаносодержащих продуктов автоклавного обескремнивания показал, что в процессе выщелачивания происхо-



**Рис. 1.** Микрофотографии исходных кварц-титановых концентратов: а – в – лейкоксен Ярегского месторождения и отдельные зерна кварца; г, д – лейкоксен Пижемского месторождения (сероцветные песчаники) и отдельные зерна кварца; е – лейкоксен Пижемского месторождения (красноцветные песчаники); ж, з – ильменит Пижемского месторождения, соответственно сероцветные и красноцветные песчаники

**Fig. 1.** Microphotographs of the initial quartz-titanium concentrates: а – в – leucoxene of the Yaregskoye deposit and individual quartz grains; г, д – leucoxene of the Pyzhemskoye deposit (grey-colored sandstones) and individual quartz grains; е – leucoxene of the Pyzhemskoye deposit (red-colored sandstones); ж, з – ilmenite of the Pyzhemskoye deposit, respectively, grey-colored and red-colored sandstones



**Рис. 2.** Микрофотографии выщелоченных зерен лейкоксена Ярегского (а, б) и Пижемского месторождений сероцветных (в) и красноцветных (г) песчаников, зерен ильменита сероцветных (д, е) и красноцветных (ж) песчаников. Светлое – рутил (а – г), ильменит (д – ж), темное – поры

**Fig. 2.** Microphotographs of leached grains of leucocoxene from the Yaregskoye (a, б) and Pyzhemskoye deposits of gray (в) and red-colored (г) sandstones, ilmenite grains of gray (д, е) and red-colored (ж) sandstones. Light – rutile (a – г), ilmenite (д – ж), dark – pores

дит селективное растворение внутреннего кварца, при котором зерна лейкоксена и ильменита практически полностью освобождаются от кварца (рис. 2). Высокую (более 80 %) степень растворения  $\text{SiO}_2$  обуславливает ультрадисперсный размер включений кварца, а также генезис песчаников Тимана, связанный с процессом лейкоксенизации ильменита [3; 4; 8]. В процессе формирования из материнских титановых минералов происходило удаление железа гидротермальными растворами и заполнение образующихся пустот тонкодисперсным кварцем путем кристаллизации его из гидротермаль-

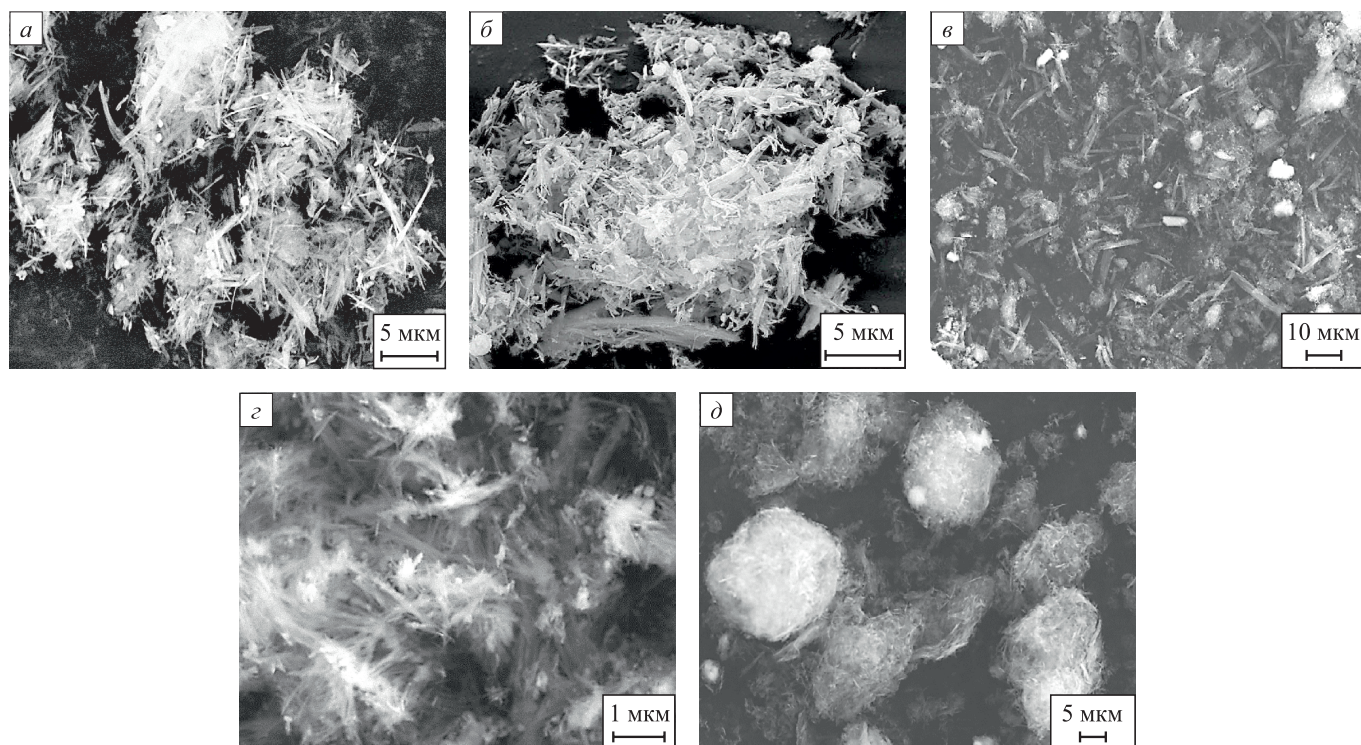
ных растворов. В условиях гидротермального процесса образовался аутигенный кварц, который характеризуется развитой удельной поверхностью, а также повышенной реакционной способностью, которая вследствие описанного генезиса обуславливается более слабыми (ненасыщенными) связями Si–O(Si) в силоксановых мостиках оксида кремния [16].

В оптимальных условиях автоклавного выщелачивания может быть достигнута 90 – 95 % степень обескремнивания лейкоксенового концентрата, в котором остаточное содержание  $\text{SiO}_2$  составляет 1,2 – 2,0 % (рис. 2, а – г). Выщелачивание кварц-ильменитового концентрата позволяет удалить до 80 – 87 %  $\text{SiO}_2$  и получить высокотитанистый ильменит (до 67 %  $\text{TiO}_2$ ) (рис. 2, д – ж). При этом часть остаточного  $\text{SiO}_2$  в полученных титановых продуктах связано с нерастворившимися свободными зернами кварца (рис. 2, а, е), которые менее реакционноспособны, требуют большего времени взаимодействия и повышения концентрации щелочного реагента.

Как отмечено выше, автоклавное обескремнивание кварц-титановых концентратов сопровождается одновременным синтезом гидросиликата кальция. При проведении процесса при 220 °С и соотношении  $\text{CaO}/\text{SiO}_2$  в пределах 0,7 – 1,0 в основном образуется ксонотлит со стехиометрической формулой  $6\text{CaO} \cdot 6\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$  или  $\text{Ca}_6[\text{Si}_6\text{O}_{17}](\text{OH})_2$ . Известно, что ксонотлит является переходным соединением от ГСК, богатого решеточно-связанной водой, к волластониту и имеет с ним общую структурную основу. Сдвоенные волластонитоподобные цепочки из кремнекислородных тетраэдров  $[\text{SiO}_4]$  образуют ксонотлитовую ленту с периодом повторяемости  $[\text{Si}_6\text{O}_{17}]^{10-}$  [17 – 20]. При дегидратации он переходит в структуру  $\beta$ -волластонита ( $\text{CaSiO}_3$ ). Стоит отметить, что синтетический ксонотлит и волластонит находят широкое применение в различных отраслях промышленности (керамическая, строительная, производство красок, металлургия и др.).

С помощью растровой электронной микроскопии были проанализированы различные силикаты кальция, синтезированные при гидротермальном обескремнивании кварц-титановых концентратов (рис. 3).

Как показано на рис. 3, в зависимости от исходного сырья кристаллизуются силикаты с игольчатым габитузом, которые отличаются по соотношению длины ( $L$ ) и диаметра ( $D$ ) «иголок». Преимущественно получают радиально-лучистые агломераты, состоящие из отдельных кристаллов с  $L/D = 10 - 20$  (рис. 3, а – в). Однако в случае образования ГСК, в которых «иголки» характеризуются соотношением  $L \gg D$ , агломераты представляют собой спутанно-волоконистые образования (рис. 3, д). На морфологию кристаллов может влиять как содержание кристаллизованной воды, так и образование ГСК в виде тоберморита ( $5\text{CaO} \cdot 6\text{SiO}_2 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$  или  $\text{Ca}_{10}[\text{Si}_{12}\text{O}_{31}](\text{OH})_6$ ), обладающего волоконистой структурой и являющегося также представителем гидратиро-



**Рис. 3.** Микрофотографии прокаленных гидросиликатов кальция, синтезированных при автоклавном обескремнивании лейкоксенового концентрата Ярегского (а) и Пижемского месторождений сероцветных (б) и красноцветных (в) песчаников, ильменитового концентрата сероцветных (г) и красноцветных (д) песчаников

**Fig. 3.** Microphotographs of calcined calcium hydrosilicates synthesized by autoclave desilicization of leucoxene concentrate from the Yaregskoye (a) and Pizhemskeye deposits of gray (b) and red-colored (c) sandstones, ilmenite concentrate of the gray (g) and red-colored (d) sandstones

ванного волластонита. При этом тоберморит термодинамически устойчив при низких температурах и имеет тенденцию к превращению в ксонотлит при температурах 200 – 220 °С, а ксонотлит при низких температурах в присутствии воды может превращаться в тоберморит [18; 21].

Силикаты кальция со стехиометрическим составом, в частности ксонотлит ( $6\text{CaO} \cdot 6\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ ) и волластонит ( $\text{CaSiO}_3$ ), обладают рядом уникальных физико-химических свойств (высокой химической стойкостью, и как следствие, негорючестью, стабильностью диэлектрических характеристик и низкой теплопроводностью, экологической безопасностью применения и др.). Это определяет их широкий спектр применения в таких отраслях промышленности как керамическая (30 – 40 %); производство полимеров, пластмасс и резин (30 – 35 %); красок (10 – 15 %); строительная; металлургия; производство фрикционных изделий; получение фармацевтических и косметических средств [19]. Однако в настоящее время в России производство волластонита практически отсутствует и все потребности в данном сырье восполняются в основном за счет импорта.

Выявленные особенности процесса обескремнивания кварц-титановых концентратов с одновременным синтезом ГСК необходимо учитывать при разработке

технологических параметров и аппаратного оформления автоклавного выщелачивания [22].

## Выводы

В работе показано, что реализация разработанного в ИМЕТ РАН совместного способа обескремнивания кварц-титановых концентратов с гидрометаллургическим синтезом гидросиликата кальция позволит осуществить комплексное освоение Пижемских и Ярегских песчаников с получением качественного искусственного рутила и высокотитанистого ильменита. При этом в среднем в 100 т концентрата содержится около 20 – 30 т ультрадисперсного кварца, который является кремнеземистым источником для попутного автоклавного синтеза ГСК. После термической обработки гидросиликатов кальция в результате дегидратации возможно получение 30 – 50 т синтетического игольчатого волластонита. Отмечено, что предложенный гидрометаллургический способ обескремнивания может быть применим для удаления  $\text{SiO}_2$  как из кварц-лейкоксеновых, так из кварц-ильменитовых концентратов, полученных при обогащении песчаников Южного и Среднего Тимана, в том числе и для сероцветных и красноцветных слоев Пижемского месторождения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Schulz K.J., DeYoung J., Seal R., Bradley D. Critical mineral resources of the United States – Economic and environmental geology and prospects for future supply: U.S. Geological Survey Professional Paper; 2017:797.  
<https://doi.org/10.3133/pp1802>
- Государственный доклад о состоянии и использовании минерально-сырьевых ресурсов Российской Федерации в 2022 году. Москва: Роснедра; 2023:634.
- Садыхов Г.Б., Анисонян К.Г., Заблоцкая Ю.В., Олюнина Т.В., Копьев Д.Ю., Гончаров К.В., Балмаев Б.Г., Тужилин А.С. Фундаментальные проблемы обогащения кварц-лейкоксовых песчаников Тимана с получением качественного титанового сырья. *Timan*. 2023;(1(77)):4–20.  
Sadykhov G.B., Anisonyan K.G., Zablotskaya Yu.V., Olyunina T.V., Kop'ev D.Yu., Goncharov K.V., Balmaev B.G., Tuzhilin A.S. Fundamental problems of enrichment of quartz-leucocoxene sandstones of Timan obtaining high-quality titanium raw materials. *Titan*. 2023;(1(77)):4–20. (In Russ.)
- Макеев А.Б., Скублов С.Г., Галанкина О.Л., Васильев Е.А., Красоткина А.О. Псевдорутил-лейкоксен-кварцевые руды Тимана – новый генетический вид титанового сырья: перспективы промышленного освоения. *Георесурсы*. 2023;25(3):163–174.  
<https://doi.org/10.18599/grs.2023.3.10>  
Makeev A.B., Skublov S.G., Galankina O.L., Vasil'ev E.A., Krasotkina A.O. Pseudorutile-leucocoxene quartz ores of Timan – a new genetic type of titanium raw materials: prospects for industrial development. *Georesourсы*. 2023;25(3):163–174. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.18599/grs.2023.3.10>
- Леонтьев Л.И. Перспективы развития титанового потенциала Ярегского месторождения. *Разведка и охрана недр*. 2021;(8):56–60.  
Leontev L.I. Prospects for the development of the titanium potential of the Yareg deposit. *Prospect and protection of mineral resources*. 2021;(8):56–60. (In Russ.).
- Кузин Е.Н., Мокрушин И.Г., Кручинина Н.Е. Оценка возможности использования лейкоксен-кварцевого концентрата в качестве сырья для получения титанатов алюминия и магния. *Записки Горного института*. 2023;264:886–894. <https://doi.org/10.31897/PMI.2023.15>  
Kuzin E.N., Mokrushin I.G., Kruchinina N.E. Assessment of the possibility of using leucocoxene-quartz concentrate as raw material for production of aluminium and magnesium titanates. *Journal of the Mining Institute*. 2023;264:886–894. (In Russ.). <https://doi.org/10.31897/PMI.2023.15>
- Сметанников А.Ф., Оносов Д.В., Коротченкова О.В., Оносова Е.Ф. Десиликация кварц-лейкоксового концентрата из нефти и промпродуктов титановых руд. *Горный журнал*. 2023;(11):103–108.  
<https://doi.org/10.17580/gzh.2023.11.18>  
Smetannikov A.F., Onosov D.V., Korotchenkova O.V., Onosova E.F. Desilicization of quartz-leucocoxene concentrate of oil and titanium ore middlings. *Gornyi Zhurnal*. 2023;(11):103–108. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17580/gzh.2023.11.18>
- Игнатьев В.Д., Бурцев И.Н. Лейкоксен Тимана. Санкт-Петербург: Наука; 1997:215.
- Пат. 2779624 RU. Способ переработки кварц-лейкоксовых концентратов с получением искусственного пористого рутила, синтетического игольчатого волластонита и прокаленного кварцевого песка / Садыхов Г.Б., Анисонян К.Г., Заблоцкая Ю.В. и др.; заявлено 23.11.2021; опубликовано 12.09.2022. Бюллетень № 2021134186.
- Заблоцкая Ю.В., Садыхов Г.Б., Гончаренко Т.В., Олюнина Т.В., Анисонян К.Г., Тагиров Р.К. Особенности процессов автоклавного выщелачивания лейкоксового концентрата с участием Ca(OH)<sub>2</sub>. *Металлы*. 2011;(6):9–14.  
Zablotskaya Yu.V., Sadykhov G.B., Goncharenko T.V., Olyunina T.V., Anisonyan K.G., Tagirov R.K. Features of autoclave leaching of leucocoxene concentrate with participation of Ca(OH)<sub>2</sub>. *Metally*. 2011;(6):9–14. (In Russ.).
- Zablotskaya Yu.V., Sadykhov G.B., Tuzhilin A.S., Olyunina T.V. Effects of desilication conditions on the formation of wollastonite during the autoclave leaching of silica-titanium concentrates. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*. 2024;58(1):95–100.  
<https://doi.org/10.1134/S0040579524700192>
- Baltakys K., Siauciunas R. The influence of  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Na<sub>2</sub>O on the formation of calcium silicate hydrates in the CaO-quartz-H<sub>2</sub>O system. *Mater Science – Poland*. 2007;25(1):185–198.
- Zanaveskin K.L., Maslennikov A.N., Zanaveskina S.M., Dmitriev G.S., Zanaveskin L.N., Politova E.D., Vlasenko V.I. Leaching SiO<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> impurities from leucocoxene from the Yaregskoe deposit by sodium hydroxide solution. *Theoretical Foundations of Chemical Engineering*. 2019;53(4):669–679. <https://doi.org/10.1134/S0040579519040110>
- Deleuze M., Goiffon A., Ibanez A., Phillipot E. Solvent influence on kinetics and dissolution mechanism of quartz in concentrated basic media (NaOH, KOH, LiOH). *Journal of Solid State Chemistry*. 1995;118(2):254–260.  
<https://doi.org/10.1006/jssc.1995.1341>
- Waleed T. Rashid. Optimization alkaline leaching of silicon element from bauxite ore. *Al-Qadisiyah Journal for Engineering Sciences*. 2021;14(3):174–179.  
<https://doi.org/10.30772/qjes.v14i3.890>
- Zulumyan N., Isahakyan A., Melikyan S. The influence of NaOH on the synthesis of calcium silicates. *Journal of Inorganic and Organometrical Polymers and Materials*. 2017;27:1323–1332.  
<https://doi.org/10.1007/s10904-017-0586-9>
- Taylor H.F.W. Cement Chemistry. London: Thomas Telford; 1997:480.
- Black L., Garbev K., Stumm A. Structure, bonding and morphology of hydrothermally synthesised xonotlite. *Advances in Applied Ceramics*. 2009;108(3):137–144.  
<https://doi.org/10.1179/174367608X353638>
- Гладун В.Д., Акатьева Л.В., Холькин А.И. Синтетические силикаты кальция. Москва: ИРИСБУК; 2011:232.
- Smalakys G., Siauciunas R. Peculiarities of xonotlite synthesis from the raw materials with different SiO<sub>2</sub> activities. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2020;142:1671–1679. <https://doi.org/10.1007/s10973-020-09744-2>
- Baltakys K., Siauciunas R. Physically and chemically bound H<sub>2</sub>O in the gyrolite structure. *Materials Science – Poland*. 2009;27(1):255–263.
- Набойченко С.С., Ни Л.П., Шнеерсон Я.М., Чугаев Л.В. Автоклавная гидрометаллургия цветных металлов. Екатеринбург: УГТУ-УПИ; 2002:940.

### Сведения об авторах

### Information about the Authors

**Юлия Витальевна Заблоцкая**, к.т.н., старший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

**ORCID:** 0000-0001-5192-3786

**E-mail:** yuliaz202123@mail.ru

**Алексей Сергеевич Тужилин**, к.т.н., Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

**ORCID:** 0009-0001-5419-2189

**E-mail:** astuzhilin@mail.ru

**Гусейн Бахлулович Садыхов**, д.т.н., заведующий лабораторией проблем металлургии комплексных руд им. академика И.П. Бардина, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

**E-mail:** sadykhov@imet.ac.ru

**Yuliya V. Zablotskaya**, *Cand. Sci. (Eng.)*, Senior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

**ORCID:** 0000-0001-5192-3786

**E-mail:** yuliaz202123@mail.ru

**Aleksei S. Tuzhilin**, *Cand. Sci. (Eng.)*, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

**ORCID:** 0009-0001-5419-2189

**E-mail:** astuzhilin@mail.ru

**Gusein B. Sadykhov**, *Dr. Sci. (Eng.)*, Head of the Bardin Laboratory of Metallurgy of Complex Ores, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences

**E-mail:** sadykhov@imet.ac.ru

### Вклад авторов

### Contribution of the Authors

**Ю. В. Заблоцкая** – формулировка идеи работы, исследование, анализ результатов, написание текста, оформление статьи.

**А. С. Тужилин** – исследование, редактирование текста статьи.

**Г. Б. Садыхов** – научная консультация, редактирование текста статьи.

**Yu. V. Zablotskaya** – formulation of the article idea, research, analysis of results, writing the text, design of the article.

**A. S. Tuzhilin** – research, editing of the text.

**G. B. Sadykhov** – scientific guidance, editing of the text.

Поступила в редакцию 14.05.2025

После доработки 23.09.2025

Принята к публикации 28.11.2025

Received 14.05.2025

Revised 23.09.2025

Accepted 28.11.2025



УДК 669.018.8:539.2

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-39-50

Оригинальная статья  
Original article

## Хладостойкость новой литейной Cr – Mn – Ni – Mo – N стали. Часть 3. Стабильность аустенита при охлаждении и деформации

М. В. Костина<sup>1,2</sup>, А. Э. Кудряшов<sup>1,2</sup>, Л. Г. Ригина<sup>1,3</sup>,  
В. С. Костина<sup>1</sup>, И. Е. Пермякова<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119334, Москва, Ленинский пр., 49)

<sup>2</sup> Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (Россия, 125993, Москва, Волоколамское шоссе, 4)

<sup>3</sup> Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» (Россия, 115088, Москва, Шарикоподшипниковская ул., 4)

✉ mvkst@yandex.ru

**Аннотация.** Данная работа продолжает серию из двух статей, посвящённых изучению хладостойкости новой литейной Cr–Mn–Ni–Mo–N стали, в том числе – в сопоставлении с хладостойкостью традиционной Cr–Ni литой стали 12X18H10T–ЦЛ (ЦЛ – центробежнолитой), опубликованных ранее в данном журнале. Механические свойства литейных сталей 05X21AГ15H8MФЛ и 12X18H10T–ЦЛ были изучены при испытаниях на растяжение при пониженных температурах. В частности, были рассмотрены микроструктуры, инженерные кривые растяжения при различных температурах, проведены измерения микротвердости и фрактографические исследования. Авторы сравнили полученные результаты с расчетными и экспериментальными оценками стабильности аустенита изученных сталей при охлаждении и деформации, с результатами испытаний на ударный изгиб. Используя различные методы, которые дополняют друг друга, было выявлено, что при одновременном воздействии статического и ударного нагружения новая аустенитная литейная сталь, легированная азотом, сохраняет стабильность аустенита, а в стали 12X18H10T–ЦЛ происходит образование мартенсита деформации как при растяжении, так и при ударном изгибе. Оценено влияние образования мартенсита деформации в этой стали на зависимости механических свойств от температуры. Результаты исследований были рассмотрены с учётом имеющихся литературных данных, в том числе о механизмах образования мартенсита деформации в метастабильных аустенитных сталях, о влиянии на количество мартенсита деформации и вид мартенсита в зависимости от снижения температуры испытаний, скорости деформации при растяжении и ударном изгибе, а также о взаимосвязи появления мартенсита деформации и его вида с уровнем энергии дефекта упаковки, влиянием мартенсита деформации на механические свойства при статических и динамических испытаниях.

**Ключевые слова:** сталь, азот, деформация, аустенит, мартенсит, охлаждение, превращение

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках Государственного задания № 075-00320-26-00.

**Для цитирования:** Костина М.В., Кудряшов А.Э., Ригина Л.Г., Костина В.С., Пермякова И.Е. Хладостойкость новой литейной Cr–Mn–Ni–Mo–N стали. Часть 3. Стабильность аустенита при охлаждении и деформации. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):39–50. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-39-50>

## COLD RESISTANCE OF NEW CAST Cr – Mn – Ni – Mo – N STEEL. PART 3. STABILITY OF AUSTENITE DURING COOLING AND DEFORMATION

M. V. Kostina<sup>1,2</sup>✉, A. E. Kudryashov<sup>1,2</sup>, L. G. Rigina<sup>1,3</sup>,  
V. S. Kostina<sup>1</sup>, I. E. Permyakova<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119334, Russian Federation)

<sup>2</sup> Moscow Aviation Institute (National Research University) (4 Volokolamskoe Route, Moscow 125993, Russian Federation)

<sup>3</sup> JSC Russian State Research Center “CNITMASH” (4 Sharikopodshipnikovskaya Str., Moscow 115088, Russian Federation)

✉ mvkst@yandex.ru

**Abstract.** The work continues a series of two articles devoted to the study of cold resistance of new cast Cr–Mn–Ni–Mo–N steel including comparison with cold resistance of traditional Cr–Ni cast steel 12Kh18N10T–CC (CC – centrifugally cast) published earlier in this journal. The mechanical properties of cast steels 05Kh21AG15N8MFL and 12Kh18N10T–CC were studied in tensile tests at low temperatures. In particular, microstructures, engineering tensile curves at different temperatures were considered, microhardness measurements were carried out, and fractographic studies were conducted. The authors compared the results with the calculated and experimental estimates of austenite stability of the studied steels during cooling and deformation, with the results of impact bending tests. Using various methods that complement each other, it was revealed that under simultaneous static and impact loading: new austenitic cast steel alloyed with nitrogen retains austenite stability; in 12Kh18N10T–CC steel, deformation-induced martensite is formed both under tension and under impact bending. The effect of deformation-induced martensite formation in this steel on the temperature dependence of mechanical properties was estimated. The research results were considered taking into account the available literary data including those on the mechanisms of deformation-induced martensite formation in metastable austenitic steels, the effect on the amount of deformation-induced martensite and the type of martensite depending on a decrease in test temperature, deformation rates under tension and impact bending, the relationship between the appearance of deformation-induced martensite and its type with the stacking fault energy level, the effect of deformation-induced martensite on mechanical properties during static and dynamic tests.

**Keywords:** steel, nitrogen, deformation, austenite, martensite, cooling, transformation

**Acknowledgements:** The study was supported by the State Assignment No. 075-00320-26-00.

**For citation:** Kostina M.V., Kudryashov A.E., Rigina L.G., Kostina V.S., Permyakova I.E. Cold resistance of new cast Cr–Mn–Ni–Mo–N steel. Part 3. Stability of austenite during cooling and deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):39–50.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-39-50>

### ВВЕДЕНИЕ

Настоящая статья продолжает цикл публикаций, посвященных исследованию поведения аустенитных литейных сталей Cr–Ni и Cr–Mn–Ni–Mo–V–N систем легирования при воздействии на них ударных нагрузок при низких температурах [1–3].

При воздействии деформации и охлаждения многие аустенитные стали (например, стали с 17–19 % Cr и 8–10 % Ni) испытывают частичное мартенситное превращение. Метастабильные аустенитные нержавеющие стали термодинамически нестабильны, поэтому фазовое превращение в мартенсит может происходить из-за понижения температуры, упругих напряжений, пластической деформации или любой комбинации этих факторов [4]. Исследованиям условий, вызывающих это превращение, его механизму, стадийности, влиянию на механические свойства сталей посвящено значительное количество публикаций. В 80-х годах прошлого века вышли, например, работы [5; 6], посвященные аустенитным метастабильным Cr–Ni сталям, где были исследованы и описаны методы регулирования процесса деформационного мартенситного превращения и деформационного упрочнения метастабильного аустенита. Значительное число статей по

тематике влияния низких температур и/или деформаций на образование мартенсита было опубликовано в 2000-е годы. В работах [7; 8] рассматривали образование  $\epsilon$ -мартенсита при пластической деформации, в том числе при охлаждении [7]. Роль деформационного воздействия в изменении структуры и свойств аустенита была изучена в работах [9–11], а в статье [12] оценивали образование мартенсита под действием низких температур и деформаций. В работе [13] перечислены статьи, посвященные исследованию мартенситного превращения нержавеющей стали: 7 статей – при монотонном нагружении (растяжение, сжатие и кручение); 13 статей – при одноосном циклическом нагружении. Образование мартенсита при указанном превращении оказывает заметное влияние на свойства сталей. Отмечалось, что напряженное состояние вокруг вершины растущей или стационарной трещины зависит от фазового превращения, поскольку расширение твердой мартенситной фазы изменяет прочность материала в этой области [14]. Деформационный мартенсит эффективно снижает уровень напряжений, модифицирует поле напряжений в вершине трещины, тем самым повышая вязкость разрушения материала [15; 16]. Переход аустенита в мартенсит происходит в участках появления микротрещин. Их образование сопровождается

локальной пластической деформацией ее вершины, но эта деформация вызывает мартенситное превращение, в результате чего прочность в этом месте увеличивается и разрушение прекращается. Такой эффект самоупрочнения в процессе эксплуатации позволяет деталям работать длительное время без разрушения [17].

С учётом изложенного, цель данной работы – рассмотрение механических свойств литейных сталей 05X21AG15H8MФЛ и 18Cr–10Ni при их испытаниях на статическое растяжение и на удар при низких температурах и фазовые превращения в метастабильном аустените стали 18Cr–10Ni при одновременном воздействии низкой температуры и деформации (испытания на растяжение и ударный изгиб).

### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования стали 05X21AG15H8MФЛ проводили на металле лабораторной отливки (плита толщиной 40 мм), отожженном при 1100 °С и затем охлажденном в воде. Материалом сравнения был металл центробежнолитой трубы из центробежнолитой стали 08X18H10–ЦЛ промышленного производства с химическим составом, отвечающим требованиям ГОСТ 5632–2014.

Химический состав сталей представлен в табл. 1.

Испытания на ударный изгиб проводились по ГОСТ 9454–78 и ГОСТ 22848–77 на установке Amsler RKP 450 Zwick/Roell с энергией удара копра 450 Дж.

Из половинок ударных образцов, испытанных при комнатной температуре, были изготовлены миниатюрные образцы для испытаний на растяжение. Такой подход гарантировал, что испытанию подвергается металл с теми же особенностями литой структуры, того же фазового состава, что и при испытаниях на ударный изгиб. Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 11150–84 на 10-т установке Instron 3382. Скорость растяжения во всех случаях составляла 1 мм/мин.

Микроструктуру выявляли с использованием травителя: 3 части HCl + 1 часть HNO<sub>3</sub> + 1 часть глицерина. Исследование микроструктуры шлифов осуществляли на световом микроскопе Olympus GX51 и сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II SBU с приставкой для энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 300. Этот же микроскоп использовали для фрактографического анализа.

Содержание феррита и мартенситной фазы в аустените оценивали магнитометрическим методом (ферри-

тометр МВП-2М) и при исследовании микроструктуры.

Расчетные оценки стабильности аустенита изученных сталей получали, определяя:

– M<sub>n</sub> – температуру начала мартенситного превращения;

– M<sub>d(30/50)</sub> – температуру, при которой 50 % мартенсита образуется под воздействием истинного напряжения деформации в 30 %.

Для оценки M<sub>n</sub> использовали уравнение Т. Гладмена, В. Холмса, Ф. Пикеринга [18] (1). Для оценки M<sub>d(30/50)</sub> использовали уравнение Т. Гладмена, Дж. Хаммонда и Ф. Марша [19] (2):

$$M_n (°C) = 502 - 810 (\% C) - 1230 (\% N) - 13 (\% Mn) - 30 (\% Ni) - 12 (\% Cr) - 54 (\% Cu) - 46 (\% Mo), \quad (1)$$

$$M_{d(30/50)} (°C) = 497 - 462 (\% C + \% N) - 9,2 (\% Si) - 8,1 (\% Mn) - 13,7 (\% Cr) - 20 (\% Ni) - 18,5 (\% Mo). \quad (2)$$

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Известно, что при низких температурах металлические материалы демонстрируют повышенный уровень прочностных характеристик. При испытаниях на растяжение образцы литой стали 12X18H10–ЦЛ показали во всем диапазоне пониженных температур относительно невысокий и практически неизменный предел текучести (от 360 до 400 МПа, рис. 1, а), более низкий, чем у стали 05X21AG15H8MФЛ (рис. 1, б). Так, при –70 °С она уступает азотистой стали по этому показателю в ~1,8 раза, при –110 °С – в 2 раза. Легированная азотом сталь демонстрирует тенденцию плавного умеренного прироста характеристик прочности при незначительном снижении пластичности по мере понижения температуры испытаний (рис. 1, б, в). Пластичность обеих сталей и при –40 и при –110 °С сохраняется на высоком уровне (рис. 1, в). Предел прочности стали 12X18H10–ЦЛ при снижении температуры испытаний возрастает значительно, в отличие от азотосодержащей стали, и при –110 °С он составляет 1280 МПа.

Различие в поведении изученных сталей в процессе растяжения при низкой температуре хорошо видно из сопоставления инженерных кривых растяжения

Таблица 1. Химический состав сталей 05X21AG15H8MФЛ и 08X18H10–ЦЛ, мас. %, Fe – основа

Table 1. Chemical composition of steels 05Kh21AG15N8MFL and 08Kh18N10–CC, wt. %, Fe – base

Сталь (марка)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P	N
05X21AG15H8MФЛ	0,04	14,40	0,24	22,00	7,60	1,12	0,22	0,01	0,011	0,47
08X18H10–ЦЛ	≤0,08	≤2,00	0,45	17,00 – 19,00	9,00 – 11,00	–	–	≤0,02	≤0,040	–

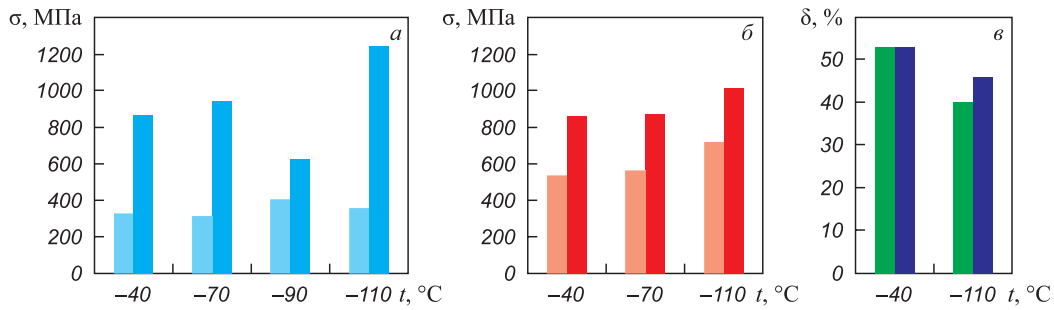


Рис. 1. Прочность (а, б) и пластичность (в) сталей 05X21AG15N8MFL и 12X18N10–ЦЛ при испытаниях на растяжение при температурах от –40 до –110 °С:

а, б – ■, ■ предел текучести, ■, ■ предел прочности;  
в – 05X21AG15N8MFL (■), 12X18N10–ЦЛ (■)

Fig. 1. Strength (a, б) and plasticity (в) of 05Kh21AG15N8MFL and 12Kh18N10T–CC steels during tensile tests at temperatures from –40 to –110 °С:

а, б – ■, ■ yield strength, ■, ■ tensile strength  
в – 05Kh21AG15N8MFL (■), 12Kh18N10–CC (■)

(рис. 2). Их вид для азотистой стали не отличается от тех, какие наблюдаются в процессе растяжения при комнатной температуре (рис. 2, а). У стали 12X18N10–ЦЛ на кривых «напряжение – деформация», полученных при –40, –70 и –110 °С, по достижении определенной степени равномерного удлинения наблюдается перегиб, и далее при растяжении образцы упрочнялись более интенсивно, что видно по изменению наклона кривых (рис. 2, б). При этом для температур –40 и –70 °С разница в упрочнении после этого перегиба была минимальна, а при температуре растяжения –110 °С интенсификация процесса упрочнения после точки перегиба была существенно более значительной, чем при –40 и –70 °С.

Такое различие в виде инженерных кривых (перегиб на кривых и интенсификацию упрочнения с нарастанием степени деформации металла стали 12X18N10–ЦЛ и отсутствие этого эффекта у азотистой стали) можно объяснить превращением аустенита в мартенсит деформации, протекающим в Cr–Ni стали, и не происходящим в аустените Cr–Mn–Ni–Mo–V–N стали. Как отмечалось в обзоре литературы, такое превращение характерно для метастабильных деформируемых аустенитных Cr–Ni сталей. Действительно, до испытания

обе стали имели структуры с характерными для литого (рис. 3, а) и центробежнолитого металла (рис. 3, б) после кратковременного отжига морфологией и фазовым составом (аустенит и δ-феррит). Однако, в отличие от стали 05X21AG15N8MFL, на шлифе стали 12X18N10–ЦЛ, испытанной при –110 °С, в структуре наблюдались характерные для такого процесса признаки (рис. 3, в).

Была проведена расчётная оценка стабильности аустенита обеих исследованных сталей по формулам (1) и (2). Полученные для стали 05X21AG15N8MFL значения  $M_n$  и  $M_{d(30/50)}$  намного ниже температуры абсолютного нуля означают, что для её аустенита невозможно мартенситное превращение (табл. 2). Значения  $M_n$  и  $M_{d(30/50)}$ , полученные для стали 12X18N10–ЦЛ, подтверждают неизбежность образования в этой стали мартенсита как при охлаждении до криогенной температуры, так и при деформации в условиях охлаждения при пониженной климатической температуре.

Образование мартенсита под воздействием факторов деформации и охлаждения могло сказаться не только на ходе кривых растяжения стали 12X18N10–ЦЛ и её прочностных характеристиках при пониженных температурах, но и на форме кривой температурной зави-

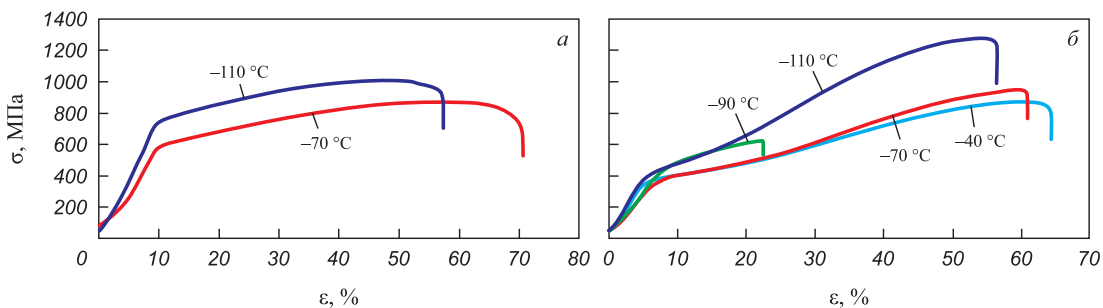


Рис. 2. Инженерные кривые растяжения сталей 05X21AG15N8MFL (а) и 12X18N10–ЦЛ (б) при низких температурах

Fig. 2. Engineering curves of steels 05Kh21AG15N8MFL (a) and 12Kh18N10–CC (б) at low temperatures

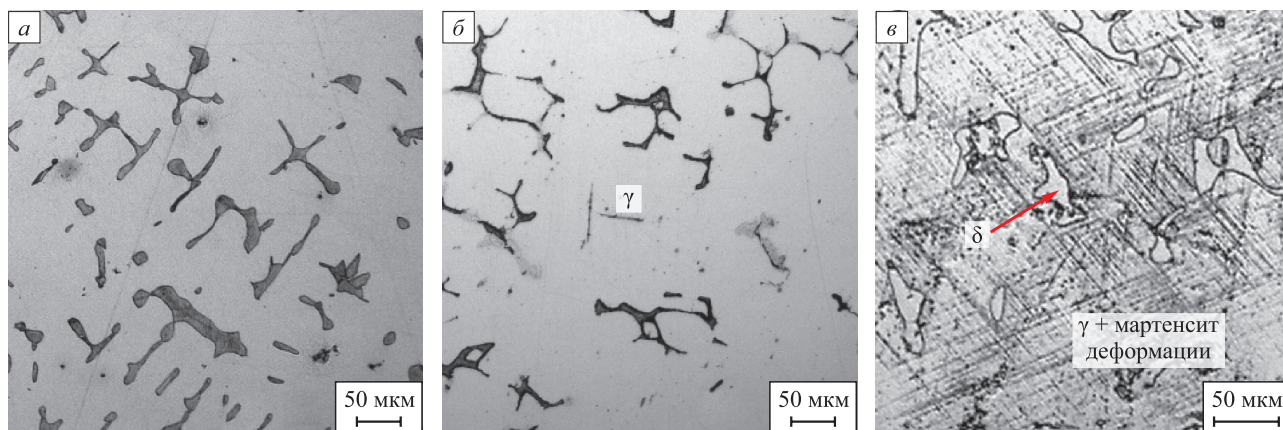


Рис. 3. Структуры сталей 05X21AG15N8MФЛ (а) и 12Х18Н10Т-ЦЛ (б) до испытаний на растяжение и стали 12Х18Н10-ЦЛ (в) с мартенситом деформации после испытаний при  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 3. Structures of steels 05Kh21AG15N8MFL (a) and 12Kh18N10-CC (б) before tensile testing and steel 12Kh18N10-CC (в) with deformation martensite after testing at  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$

симости ударной вязкости этой стали при охлаждении. У этой стали в интервале от  $-40$  до  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  возникла тенденция к плавному снижению ударной вязкости (рис. 4, кривая 3), однако она не реализовалась при дальнейшем снижении температуры, что видно по результатам испытаний при  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 4, кривая 4). С учетом приведенных выше данных авторы предположили, что это произошло за счет деформационного мартенситного превращения и упрочнения поверхностного слоя в зоне распространения трещины.

Чтобы проверить сделанное заключение, были выполнены магнитометрические измерения (рис. 5, б) на половинках ударных образцов обеих сталей, испытанных по схеме, показанной на рис. 5, а, в интервале температур от  $+20$  до  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Замеры проводили на боковой поверхности половинки ударного образца в зоне 1 (пластического деформирования под поверхностью излома) и в зоне 2 (у противоположного края образца, где не происходила деформация). Для ударного образца стали 12Х18Н10-ЦЛ, испытанного при  $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , измерения количества ферромагнитной фазы в зоне 1 под поверхностью излома и в зоне 2 дают одинаковый результат, количество ферромагнитной фазы составляет  $\sim 3\%$  (рис. 5, б) и эта фаза – остаточный

$\delta$ -феррит (см. микроструктуры на рис. 3). Количество ферромагнитной фазы в зоне 2 с понижением температуры испытаний возрастает от исходного не более чем на  $1,0 - 1,5\%$  (рис. 5, б), тогда как для металла стали 12Х18Н10-ЦЛ в зоне 1 наблюдается прирост ферромагнитной фазы с понижением температуры и для образца, испытанного при  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ , он составил  $\sim 12,5\%$ .

Образование мартенсита деформации должно было отразиться на виде излома стали 12Х18Н10-ЦЛ, испытанной на ударный изгиб при  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 6).

Под воздействием динамической нагрузки и низкой температуры в изломе не только сформировались фасетки внутризеренного разрушения (рис. 6, а), но и произошло мартенситное превращение, сформиро-

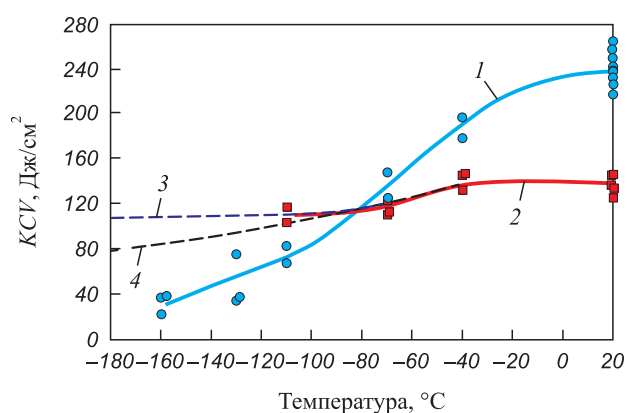


Рис. 4. Температурная зависимость ударной вязкости сталей 05X21AG15N8MФЛ (1) и 12Х18Н10-ЦЛ (2).

Экстраполяции кривой  $KCV = f(t)$  стали 12Х18Н10-ЦЛ: 3 – предполагавшаяся по результатам испытаний при  $-40$  и  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; 4 – реализованная по результатам испытаний при  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 4. Temperature dependence of impact strength of steels 05Kh21AG15N8MFL (1) and 12Kh18N10-CC (2).

Extrapolations of  $KCV = f(t)$  curve of 12Kh18N10-CC steel: 3 – expected based on test results at  $-40$  and  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; 4 – realized based on test results at  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$

Таблица 2. Расчетные температуры начала мартенситного превращения  $M_n$  и температуры образования мартенсита деформации  $M_{d(30/50)}$

Table 2. Calculated temperatures of the onset of martensitic transformation  $M_n$  and temperature of deformation martensite formation  $M_{d(30/50)}$

Марка стали	$M_n, ^{\circ}\text{C}$	$M_{d(30/50)}, ^{\circ}\text{C}$
05X21AG15N8MФЛ	-839	-331
12X18N10-ЦЛ	-126	-16

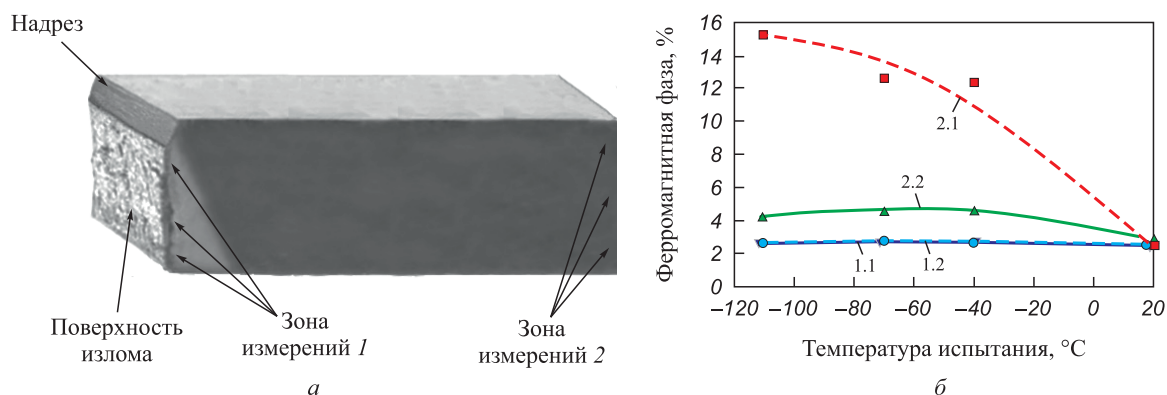


Рис. 5. Магнитометрические измерения на ударных образцах:

*a* – зоны измерений; *б* – влияние температуры испытания на ударный изгиб на содержание в металле ферромагнитной фазы. Измерения в зонах 1 и 2 образца стали: 1.1 и 1.2 – для стали 05X21AG15N8MFL; 2.1 и 2.2 – для стали 12X18N10-ЦЛ

Fig. 5. Magnetometric measurements on the impact samples:

*a* – measurement zones; *б* – influence of impact bending test temperature on the content of ferromagnetic phase in metal. Measurements in zones 1 and 2 of the steel sample: 1.1 and 1.2 – steel 05Kh21AG15N8MFL, 2.1 and 2.2 – steel 12Kh18N10-CC

вавшее в поверхностном слое хрупкие пакеты ламелей, как на рис. 6, *б* – *з*. Как демонстрирует рис. 6, *б*, в случае однородного аустенита (очень большие зёрна литого аустенита) длина мартенситных пластин, образующихся на начальном этапе, связана с размером аустенитных зерен. Крупные аустенитные зерна приводят к образованию крупного мартенсита, более склонного к образованию микротрещин. Следует также отметить, что в изломе доля участков с вязкой ямочной компонентой, характерной для аустенита, мала (на представленных фото наиболее заметные из таких участков обведены линией). Это свидетельствует о том,

что в зоне раскрытия трещины, на поверхности излома, образовался мартенсит деформации.

#### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

Выявленные особенности поведения стали 12X18N10 в литом состоянии при статической деформации и ударном изгибе при пониженных температурах не имеют принципиального отличия от поведения метастабильных Cr–Ni сталей в подобных условиях. Аналогичные представленным на рис. 2, *б* инженерные кривые «напряжение – деформация» были получены,

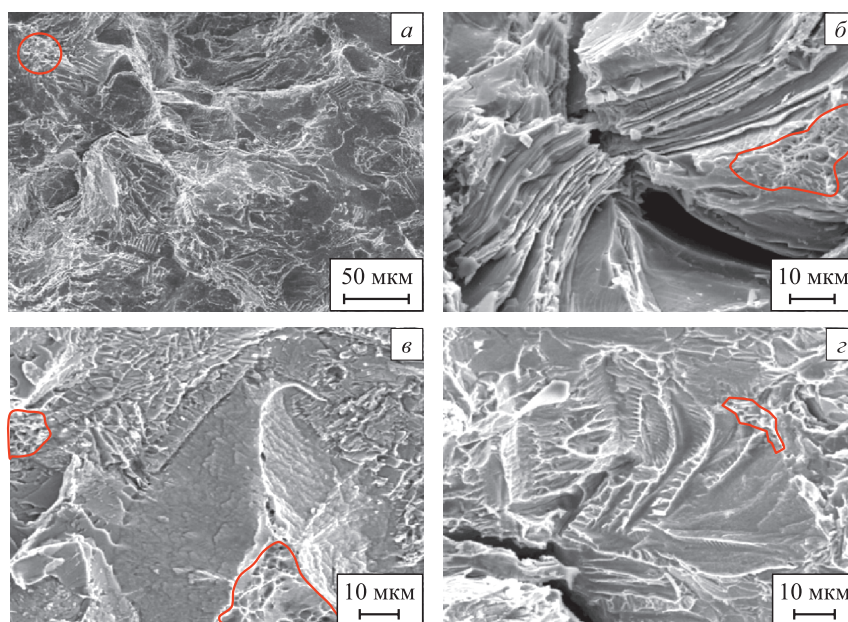


Рис. 6. Излом ударного образца литой стали 12X18N10-ЦЛ, испытанной при –110 °C: *a* – общий вид; *б* – *з* – участки излома при увеличении 2000<sup>×</sup>

Fig. 6. Fracture of the impact sample of cast steel 12Kh18N10-CC, tested at –110 °C: *a* – general view; *б* – *з* – fracture areas at magnification 2000<sup>×</sup>

например, в работах [10; 20; 21] (рис. 7, а). Их ход изменяется с параболического (при комнатной температуре) на сигмоидальный с понижением температуры деформации. При этом после начальной текучести и пологого наклона или плато-диапазона первого упрочнения по достижении первой точки перегиба (точки критического значения деформации) происходит значительное упрочнение. Это увеличение прочности во время второго упрочнения является значительным. Оно трактуется как деформационное упрочнение, вызванное фазовым превращением.

Это обстоятельство, вкупе с обнаружением ферромагнитной фазы в поверхностном слое излома (рис. 5) и структуры излома, полученной при  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ , совершенно не характерной для аустенитной стали, дает все основания считать, что при совместном воздействии деформации и низкой температуры в деформируемом слое стали 12X18Н10Т–ЦЛ образуется мартенсит деформации. Именно образованием этого мартенсита деформации для образцов, испытанных при  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$  на ударный изгиб и на растяжение, можно объяснить:

- более высокие значения ударной вязкости, чем можно было ожидать при плавном ходе кривой  $KCV = f(t_{исп})$ ;

- очень высокий предел прочности стали 12X18Н10–ЦЛ, характерный для мартенситных сталей.

Соответственно, вид кривых на рис. 2, б и полученные значения характеристик прочности (рис. 1, а) подтверждают, что при снижении температуры деформации доля деформационно-индуцированного мартенсита возрастает, также растет и прочность стали.

Для изученной в данной работе стали 12X18Н10Т–ЦЛ пороговая (критическая) деформация  $\epsilon_{cr} \sim 22\%$  для образцов, подвергнутых растяжению при  $-40$  и  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

При снижении температуры деформации до  $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$  она уменьшается до  $\sim 15\%$  (рис. 2, б), что полностью согласуется с литературными данными [21 – 23] о том, что снижение температуры деформации сдвигает первую точку перегиба на кривой  $\sigma - \epsilon$  в сторону более низких деформаций.

Комментируя испытания на ударный изгиб, авторы полагают, что схема разрушения ударного образца, в котором образуется мартенсит деформации (рис. 7, б) [24], коррелирует с развитием микротрещины на участке излома, представленным на рис. 6, б. По данным работы [24] зарождение микротрещин происходит вдоль габитусных плоскостей мартенситных пакетов и реек, а распространяются они вдоль их границ. При этом размеры микрокомпонентов макротрещины коррелируют с размерами мартенситных реек и пакетов стали. Направление распространения микротрещины меняется при пересечении границы между пакетами, но она практически всегда остаётся параллельной направлению  $\langle 111 \rangle$  мартенсита.

Обсуждая механизмы процесса образования мартенсита деформации, можно отметить следующее. После прохождения первой точки перегиба аустенитная сталь быстро упрочняется из-за образования пластин мартенсита под действием деформации внутри полос деформации, что препятствует дальнейшему движению дислокаций [22]. В работе [8] изучены метастабильные Cr–Ni аустенитизированные стали после деформации:

- 10X18Н9 с небольшим количеством  $\delta$ -феррита (тип 1);
- 12X18Н10Т без  $\delta$ -феррита (тип 2).

Было установлено, что деформация не вызвала образования  $\epsilon$ -мартенсита, превращение аустенита в мартенсит происходило:

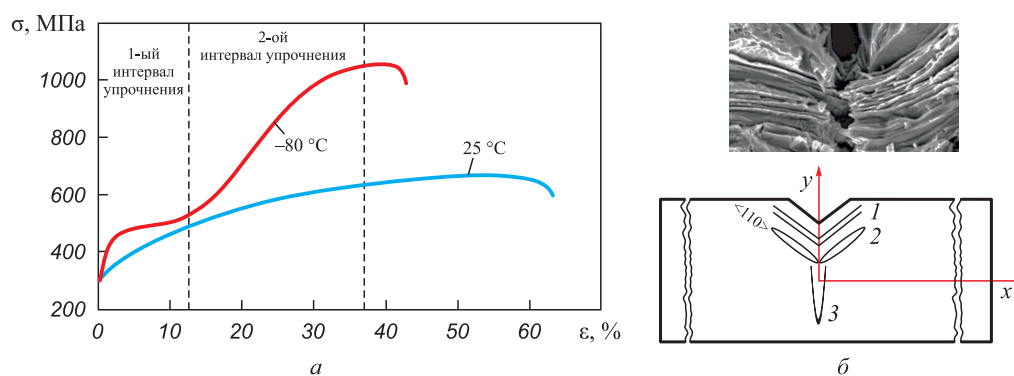


Рис. 7. Аспекты образования мартенсита деформации:

а – инженерные кривые растяжения метастабильной стали 304 SS при  $+25$  и  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  при скорости нагружения  $1,5 \cdot 10^{-2}\text{ c}^{-1}$  [10] с выделенными интервалами упрочнения согласно схеме [20] типичного поведения аустенитной нержавеющей стали в диапазоне низких температур; б – схема разрушения ударного образца, в котором образуется мартенсит деформации: 1 – полосы скольжения; 2 – микротрещины вдоль полос скольжения и границ реек или пакетов; 3 – макротрещина [24]

Fig. 7. Aspects of deformation martensite formation:

а – engineering tensile curves of metastable 304 SS steel at  $25$  and  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  at a loading rate of  $1.5 \cdot 10^{-2}\text{ s}^{-1}$  [10] with highlighted hardening intervals according to the scheme [21] of typical behavior of austenitic stainless steel in the low temperature range; б – scheme of destruction of the impact sample in which deformation martensite is formed: 1 – slip bands; 2 – microcracks along the slip bands and boundaries of laths or packages; 3 – macrocrack [24]

- в стали типа 1 по схеме  $\gamma + \delta \rightarrow \gamma' + \delta + \alpha'$ ;
- в стали типа 2 по схеме  $\gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma' + \alpha'$ .

Эксперименты [25] по испытаниям сталей 304 и 304L на растяжение *in-situ* в просвечивающем электронном микроскопе при температурах от +25 °С до –100 °С показали, что аустенитная фаза  $\gamma$  (ГЦК) может трансформироваться как в  $\epsilon$ -мартенсит (ГПУ), так и в  $\alpha'$ -мартенсит (ОЦК), а  $\epsilon$ -мартенсит (ГПУ) может далее трансформироваться в  $\alpha'$ -мартенсит (ОЦК). Действительно, в настоящее время для метастабильных сталей признаны следующие механизмы образования мартенсита деформации [26; 27]:

- $\gamma \rightarrow \epsilon$  (1);
- $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  (2);
- прямое превращение  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (3).

Механизм превращения с образованием  $\epsilon$ -мартенсита обычно реализуется в материалах с более низкой энергией дефектов упаковки (ЭДУ), тогда как прямое превращение обычно протекает в материалах с более высокой ЭДУ [28 – 31]. Отмечалось [10], что полосы сдвига могут быть  $\epsilon$ -мартенситом, механическими двойниками, плотными дефектами упаковки или границами двойников. Однако по мере нарастания степени пластической деформации  $\epsilon$ -мартенсит в конечном итоге превращается в  $\alpha'$ -мартенсит, и после больших деформаций в нержавеющей стали серии 304 наблюдается только  $\alpha'$ -мартенсит. По данным из различных источников, приведенным в работе [25], инициированный деформацией мартенсит наблюдается только при ЭДУ в диапазоне от 10 до 20 мДж/м<sup>2</sup> включительно. При ЭДУ от 20 до 50 мДж/м<sup>2</sup> преимущественно происходит деформационное двойникование, а при ЭДУ  $\geq 50$  мДж/м<sup>2</sup> доминирующим механизмом является скольжение.

В свете изложенного, авторы попытались оценить ЭДУ стали 12X18H10T–ЦЛ при –110 °С. Для оценки ЭДУ при комнатной температуре расчётным методом была использована формула [32]

$$\text{ЭДУ} = -35 + 6,2\text{Ni} + 0,7\text{Cr} + 3,2\text{Mn} + 9,3\text{Mo}. \quad (3)$$

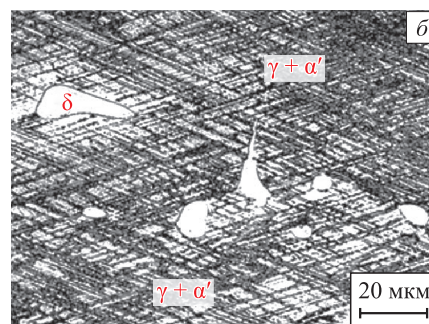
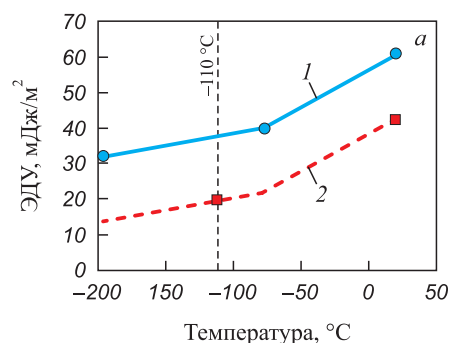
Расчётное значение ЭДУ стали 12X18H10T–ЦЛ составило 41,3.

Опираясь на расчётные и экспериментальные данные работы [30], в которой было показано влияние снижения температуры на величину ЭДУ аустенитной стали (кривая 1 на рис. 8, а) приняли, что для стали 12X18H10T–ЦЛ будет реализовываться аналогичная температурная зависимость ЭДУ от температуры (пунктирная кривая 2 на рис. 8, а). В этом случае температуре –110 °С отвечает значение ЭДУ = 18 мДж/м<sup>2</sup>.

При всей условности приведенного расчёта он соответствует выявленному факту образования мартенсита деформации в стали 12X18H10T–ЦЛ, для чего, согласно данным работы [26], величина ЭДУ должна быть в диапазоне 10 – 20 мДж/м<sup>2</sup>. Из-за снижения ЭДУ при более низких температурах деформации превра-

щение  $\alpha'$ -мартенсита облегчается и инициируется при более низких деформациях растяжения, что подразумевает ускоренную кинетику образования мартенсита под действием деформации по сравнению с более высокими температурами деформации [31]. Сопоставление микроструктур на рис. 8, б и 3, б дополнительно подтверждает проведенную авторами идентификацию фазы, добавившейся к аустениту и  $\delta$ -ферриту после деформации при –110 °С как у мартенсита деформации.

Выше обсуждалось совместное влияние температуры и деформации на образование мартенсита. Ещё один фактор – скорость деформации. Скорость растяжения образцов составляла 1 мм/мин, тогда как при испытаниях на ударный изгиб скорость деформации аустенитной стали существенно выше, она может варьироваться от  $10^{-3}$  до  $\geq 10^{-5}$  с<sup>-1</sup>. Считается, что более низкие скорости деформации включают движение дислокаций и образование мартенсита. Исследований метастабильных сталей при испытаниях на ударный изгиб немного. Согласно работе [33] морфология мартенсита,



**Рис. 8.** Аспекты образования мартенсита деформации: а – соответствие величины ЭДУ условию образования  $\alpha'$ -мартенсита (экспериментальные данные изменения величины ЭДУ аустенитной стали [33] (1) и расчётные данные для стали 12X18H10T–ЦЛ (2)); б – вид микроструктуры аустенитной стали после 25 % деформации с 56 об. % мартенсита деформации, 40 % аустенита и 4 %  $\delta$ -феррита [22]

**Fig. 8.** Aspects of deformation martensite formation: а – correspondence of SFE value to the condition of  $\alpha'$ -martensite formation (experimental data on the change in ETL value of austenitic steel [33] (1) and calculated data for steel 12Kh18N10T–CC (2)); б – type of microstructure of austenitic steel after 25 % deformation, with 56 vol. % deformation martensite, 40 % austenite and 4 %  $\delta$ -ferrite [22]

образовавшегося под действием статических и динамических упругих напряжений, различна. Под действием динамических напряжений образуется мартенсит, структура которого имеет вид блока (пакета) параллельных кристаллов примерно одинаковой ширины, ориентированных в определенном порядке, зависящем от кристаллографического направления приложенных нагрузок. Отмечалось, что на вязкость разрушения положительно влияет мартенситное превращение, вызванное деформацией, оно может изменить характер разрушения [35]. В тоже время, на основе экспериментов по совместному воздействию низких температур и деформаций, указывалось, что высокая скорость приложения нагрузки в ходе ударных испытаний практически полностью подавляет фазовые превращения (сталь 12X18H10T [12]) или снижает степень превращения аустенита в мартенсит (сталь 10X14AG20 [36]). Отмечалось [12], что при ударном нагружении в области низких температур сталь 12X18H10T ведет себя более пластично, чем при статическом, что объяснялось разогревом образцов при высокоскоростном ударном нагружении. В работе [37] образцы стали (Fe – 30 мас. %, Mn – 9 мас. %, Al – 0,65 мас. %), не испытывавшей фазового превращения, выказывали увеличение ударной вязкости под влиянием роста скорости деформации (при скорости 7,5 м/с ударная вязкость составила 209,5 Дж/см<sup>2</sup>, а при 30 м/с увеличилась на 15,5 %). В работе [38] исследовали низкотемпературную ударную вязкость стали 07X17AG19 с 0,53 % N. Были подтверждены данные работы [12]: при низкой скорости нагружения при испытаниях на растяжение происходило превращение  $\gamma \rightarrow \epsilon$ , а при высокой скорости нагружения при ударном испытании сталь сохраняла стабильность аустенита. При фрактографическом и рентгеноструктурном анализе присутствие  $\epsilon$ -мартенсита выявлено не было.

Авторы в данной работе определили, что сталь 12X18H10T–ЦЛ при низкотемпературном ударном нагружении проявляет несколько большую ударную вязкость, чем ожидалось из наметившегося хода кривой  $KCV = f(t_{охл})$  (рис. 4). Однако, поскольку было выявлено присутствие низкотемпературного мартенсита деформации в изломе, авторы приписывают сохранение достаточно высокого уровня ударной вязкости данной литой стали именно упрочняющему действию мартенсита деформации, образовавшегося в поверхностном слое перед фронтом раскрывающейся трещины.

## Выводы

Изучены механические свойства, структура и фазовый состав литейных сталей 05X21AG15H8MФЛ и 12X18H10–ЦЛ при испытаниях на растяжение при пониженных температурах. Установлено, что в стали 05X21AG15H8MФЛ при статическом нагружении при криогенной температуре структура аустенита остается

стабильной, тогда как аустенит стали 12X18H10–ЦЛ испытывает мартенситное превращение по достижении критической степени деформации в процессе испытаний при низких температурах. При этом, как показало сопоставление инженерных кривых « $\sigma$ , МПа –  $\epsilon$ , %» с прочностными характеристиками, с понижением температуры испытаний снижается степень критической деформации  $\epsilon_{кр}$ , вызывающей старт мартенситного превращения, и увеличивается количество мартенсита деформации.

Оценена склонность к образованию мартенсита деформации при динамическом ударном нагружении при криогенной температуре –110 °С. В поверхностном слое излома образца стали 12X18H10–ЦЛ перед фронтом трещины образуется мартенсит деформации, упрочняющий сталь и способствующий более высокому уровню ударной вязкости стали при данной температуре. Сталь 05X21AG15H8MФЛ не проявила склонности к образованию мартенсита в изломе при криогенной температуре испытаний на удар.

Выявленная стабильность аустенита стали 05X21AG15H8MФЛ и метастабильность аустенита стали 12X18H10–ЦЛ к мартенситному превращению, индуцированному деформацией при статическом и ударном нагружении, согласуется с результатами расчетов температур  $M_n$  и  $M_d(30/50)$  обеих сталей и расчетной оценкой величины ЭДУ, проведенной для стали 12X18H10–ЦЛ.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Костина М.В., Поломошнов П.Ю., Блинов В.М., Мурадян С.О., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Cr – Mn – Ni – Mo – N стали с 0,5 % N. Часть 1. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019;62(11):894–906. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906>  
Kostina M.V., Polomoshnov P.Yu., Blinov V.M., Muradyan S.O., Kostina V.S. Cold resistance of new casting Cr – Mn – Ni – Mo – N steel with 0.5 % of N. Part. 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(11):894–906. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-11-894-906>
2. Костина М.В., Кудряшов А.Э., Ригина Л.Г., Мурадян С.О., Антонова О.С., Костина В.С. Хладостойкость новой литейной Cr – Mn – Ni – Mo – N стали. Часть 2. Исследование фактора частиц неметаллических включений при статическом и ударном нагружении при пониженных температурах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(3):190–199. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-190-199>  
Kostina M.V., Kudryashov A.E., Rigina L.G., Muradyan S.O., Antonova O.S., Kostina V.S. Cold resistance of new cast Cr – Mn – Ni – Mo – N steel. Part 2. Studying non-metallic inclusion particles under static and impact loading at low temperatures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(3):190–199. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-190-199>
3. Костина М.В., Мурадян С.О., Ригина Л.Г., Костина В.С., Кудряшов А.Э. Хладостойкость высокопрочной корро-

- зионно-стойкой Cr – Mn – Ni – Mo стали аустенитного класса, легированной 0,5 % азота, в литом и деформируемом вариантах. *Арматуростроение*. 2022;(1(136)):36–41.
- Kostina M.V., Muradyan S.O., Rigina L.G., Kostina V.S., Kudryashov A.E. Cold resistance of high-strength corrosion-resistant Cr – Mn – Ni – Mo austenitic steel alloyed with 0.5 % nitrogen in cast and deformed versions. *Valve Industry*. 2022;(1(136)):36–41. (In Russ.).
4. Olson G.B., Cohen M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. FCC → BCC and other martensitic transformations. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1976;7:1905–1914. <https://doi.org/10.1007/BF02659823>
  5. Murr L.E., Staudhammer K.P., Hecker S.S. Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: Part II. Microstructural study. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1982;13(4):627–635. <https://doi.org/10.1007/BF02644428>
  6. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. Москва: Металлургия; 1988:255.
  7. Datta K., Delhez R., Bronsveld P.M., Beyer J., Geijselaers H.J.M., Post J. A low-temperature study to examine the role of ε-martensite during strain-induced transformations in metastable austenitic stainless steels. *Acta Materialia*. 2009;57(11):3321–3326. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.03.039>
  8. Снежной Г.В., Снежной В.Л., Ольшанецкий В.Е. Об особенностях образования и трансформации ε-мартенсита при пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016;(2):43–49.  
Snezhnoi G.V., Snezhnoi V.L., Ol'shanetskiy V.E. On the features of the formation and transformation of ε-martensite during plastic deformation of austenitic chromium-nickel steels. *Novi materiali i tekhnologii v metallurgii ta mashinobuduvanni*. (In Russ.).
  9. Okayasu M., Fukui H., Ohfujii H., Shiraishi T. Strain-induced martensite formation in austenitic stainless steel. *Journal of Materials Science*. 2013;48(18):6157–6166. <https://doi.org/10.1007/s10853-013-7412-8>
  10. De A.K., Speer J.G., Matlock D.K., Murdock D.C., Mataya M.C., Comstock R.J. Deformation-induced phase transformation and strain hardening in type 304 austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006;37(6):1875–1886. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0130-y>
  11. Бубнов В.А. Механизм перехода аустенита в мартенсит при холодной пластической деформации аустенитных сталей. *Известия вузов. Машиностроение*. 2018;(11(704)):14–19. <https://doi.org/10.18698/0536-1044-2018-11-14-19>  
Bubnov V.A. A mechanism of transition of austenite to martensite during cold plastic deformation of austenitic steels. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*. 2018;(11(704)):14–19. <https://doi.org/10.18698/0536-1044-2018-11-14-19>
  12. Вологжанина С.А., Иголкин А.Ф., Петкова А. Исследование влияния низких температур и деформаций на свойства аустенитной стали 12X18H10T. *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*. 2019;25(4):83–93. <https://doi.org/10.18721/JEST.25407>
  - Vologzhanina S.A., Igolkin A.F., Petkova A. Study of effect of low temperature and deformation on properties of austenitic steel 12Kh18N10T. *Scientific and technical statements of SPbPU. Natural and engineering sciences*. 2019;25(4):83–93. (In Russ.). <https://doi.org/10.18721/JEST.25407>
  13. Li Y., Yu D., Li B., Chen X. Martensitic transformation of an austenitic stainless steel under non-proportional cyclic loading. *International Journal of Fatigue*. 2019;124:338–347. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.03.020>
  14. Hallberg H., Ristinmaa M. Modeling of crack behavior in austenitic steel influenced by martensitic phase transformation. *Key Engineering Materials*. 2010;452–453:637–640. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.452-453.637>
  15. Hallberg H., Banks-Sills L., Ristinmaa M. Crack tip transformation zones in austenitic stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*. 2012;79:266–280. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2011.11.004>
  16. Xiong F., Liu Y. Effect of stress-induced martensitic transformation on the crack tip stress-intensity factor in Ni–Mn–Ga shape memory alloy. *Acta Materialia*. 2007;55(16):5621–5629. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.06.031>
  17. Оглезнева С.А. Материаловедение и технологии современных и перспективных материалов: Учебное пособие. Пермь: Издательство Пермского национального исследовательского политехнического университета; 2012:307.
  18. Gladman T., Holmes B., Pickering F.B. Work hardening of low carbon steels. *The Journal of the Iron and Steel Institute*. 1970;208(2):172–183.
  19. Gladman T., Hammond J., Marsh F.W. Austenitic stainless steels for cold forming. *Sheet Metal Industries*. 1974;(5):219–239.
  20. Lee K.J., Chun M.S., Kim M.H., Lee J.M. A new constitutive model of austenitic stainless steel for cryogenic applications. *Computational Materials Science*. 2009;46(4):1152–1162. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2009.06.003>
  21. Alsultan S., Quitzke C., Cheng Z., Krüger L., Volkova O., Wendler M. Strain-induced martensite formation and mechanical properties of Fe–19Cr–4Ni–3Mn–0.15N–0.15C austenitic stainless steel at cryogenic temperature. *Steel Research International*. 2021;92(6):2000611. <https://doi.org/10.1002/srin.202000611>
  22. Wendler M., Hauser M., Motylenko M., Mola J., Krüger L., Volkova O. Ultra high strength stainless steels obtained by quenching-deformation-partitioning (QDP) processing. *Advanced Engineering Materials*. 2018;21(5):1800571. <https://doi.org/10.1002/adem.201800571>
  23. Cios G., Tokarski T., Żywczak A., Dziurka R., Stępień M., Gondek Ł., Marciszko M., Pawłowski B., Wiczerzak K., Bała P. The investigation of strain-induced martensite reverse transformation in AISI 304 austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48:4999–5008. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4228-1>
  24. Eterashvili T.V., Kutelia E.R., Dzigrashvili T., Vardosanidze M. SEM study of high-chromium martensitic steel LCF fracture. *Key Engineering Materials*. 2011;465:298–301. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.465.298>
  25. Liu J. Deformation Induced Martensitic Transformation In 304 Stainless Steels. (Master's thesis). University of South Carolina. Retrieved from <https://scholarcommons.sc.edu/etd/3804>. 2016.
  26. Fan Z., Gong X., Li B., Yu P., Liu X., Zhou H., He Y., Zheng W. The formation of strain-induced martensite and

- its influence on hydrogen compatibility of metastable austenitic stainless steels: A state-of knowledge review. *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*. 2025; 10(1):100842.  
<https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2024.100842>
27. Sadeghpour S., Javaheri V., Kermapur A., Kömi J. Insight to the influence of Ti addition on the strain-induced martensitic transformation in a high (about 7 wt.%) Mn stainless steel. *Metals*. 2020;10(5):568.  
<https://doi.org/10.3390/met10050568>
  28. Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers; 1978:275.
  29. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical Transactions A*. 1975;6(4):791–795.  
<https://doi.org/10.1007/BF02672301>
  30. Spencer K., Véron M., Yu-Zhang K., Embury J.D. The strain induced martensite transformation in austenitic stainless steels: Part 1 – Influence of temperature and strain history. *Materials Science and Technology*. 2009;25(1):7–17.  
<https://doi.org/10.1179/174328408X293603>
  31. Curtze S., Kuokkala V.-T., Oikari A., Talonen J., Hänninen H. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels. *Acta Materialia*. 2011;59(3):1068–1076.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.037>
  32. Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;795:140023.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
  33. Бондаревская Н.А., Вовк Я.Н., Ошкадеров С.П. Особенности образования мартенсита в условиях упругих деформаций. В кн.: «Термомеханическая обработка металлических материалов» – Бернштейновские чтения, посвященные 85-летию со дня рождения проф. Бернштейна М.Л.: Сборник статей по итогам научно-практической конференции (26–27 октября 2004 г.). Москва: МИСиС; 2004:12.
  34. Qi Z., Chen G., Hu H., Zheng W., Wan X., Xue Z., Xu G. Temperature dependence of the deformation behavior and mechanical properties of a Fe–Mn–Al–C low-density steel for cryogenic application. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;33:3418–3426.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.063>
  35. Qiu H., Wang L.N., Qi J.G., Zuo H., Hiraoka K. Enhancement of fracture toughness of high-strength Cr–Ni weld metals by strain-induced martensite transformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;579:71–76.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.05.012>
  36. Воложанина С.А., Иголкин А.Ф., Перегудов А.А., Баранов И.В., Мартюшев Н.В. Влияние степени деформации в условиях низких температур на превращения и свойства метастабильных аустенитных сталей. *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2022;24(1): 73–86. <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2022-24.1-73-86>  
Vologzhanina S.A., Igolkin A.F., Peregudov A.A., Baranov I.V., Martyushev N.V. Effect of the deformation degree at low temperatures on the phase transformations and properties of metastable austenitic steels. *Metal Working and Material Science*. 2022;24(1):73–86. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17212/1994-6309-2022-24.1-73-86>
  37. Śmiglewiec A., Jabłońska M.B. The effect of strain rate on the impact strength of the high-Mn steel. *Archives of Metallurgy and Materials. Metalurgija*. 2015;54(4):631–634.  
<https://doi.org/10.1515/amm-2015-0176>
  38. Narkevich N., Vlasov I., Volochaev M., Gomorova Y., Mironov Y., Panin S., Berto F., Maksimov P., Deryugin E. Low-temperature deformation and fracture of Cr–Mn–N stainless steel: Tensile and impact bending tests. *Metals*. 2023;13(1):95. <https://doi.org/10.3390/met13010095>

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

**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; проф., Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvkst@yandex.ru

**Александр Эдуардович Кудряшов**, младший научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; аспирант, Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)

ORCID: 0000-0003-2684-4095

E-mail: al.kudriashov@mail.ru

**Людмила Георгиевна Ригина**, к.т.н., ведущий научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; ведущий научный сотрудник, Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, ОАО НПО «ЦНИИТМАШ»

E-mail: LGRigina@cniitmash.com

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

ORCID: 0000-0001-7956-499X

E-mail: vskostina@yandex.ru

**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; Prof., Moscow Aviation Institute (National Research University)

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvkst@yandex.ru

**Aleksandr E. Kudryashov**, Junior Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences; Post-graduate, Moscow Aviation Institute (National Research University)

ORCID: 0000-0003-2684-4095

E-mail: al.kudriashov@mail.ru

**Lyudmila G. Rigina**, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences; Leading Researcher, JSC Russian State Research Center “CNIITMASH”

E-mail: LGRigina@cniitmash.com

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

ORCID: 0000-0001-7956-499X

E-mail: vskostina@yandex.ru

**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

**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

## Вклад авторов

## Contribution of the Authors

**М. В. Костина** – выбор темы исследования, постановка задачи, анализ результатов исследования, написание текста статьи.

**А. Э. Кудряшов** – подготовка и проведение экспериментальной части исследования.

**Л. Г. Ригина** – выплавка стали для исследования.

**В. С. Костина** – подготовка и проведение экспериментальной части исследования.

**И. Е. Пермякова** – постановка задачи, редактирование текста статьи.

**M. V. Kostina** – selection of the research topic, formulation of the problem, analysis of the results, writing the text.

**A. E. Kudryashov** – preparation and implementation of the experimental part.

**L. G. Rigina** – smelting of steel for the research.

**V. S. Kostina** – preparation and implementation of the experimental part.

**I. E. Permyakova** – formulation of the problem, editing the text.

Поступила в редакцию 01.09.2025

После доработки 14.11.2025

Принята к публикации 28.11.2025

Received 01.09.2025

Revised 14.11.2025

Accepted 28.11.2025



УДК 669.15

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-51-58

Оригинальная статья  
Original article

## СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ПРИМЕНЕНИИ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА\*

Д. А. Лобанов<sup>1</sup>, О. Ю. Шешуков<sup>1,2</sup>, П. С. Яблоков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН (Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

<sup>2</sup> Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

✉ summerdanny@yandex.ru

**Аннотация.** В работе представлен детальный анализ влияния методов высокоскоростного охлаждения и применения быстроохлажденных шихтовых материалов (ферросплавов, модификаторов, легирующих добавок) на микроструктуру и эксплуатационные свойства сплавов черной металлургии, с особым акцентом на чугун с шаровидным графитом. Результаты экспериментов показывают, что точное регулирование скорости охлаждения в диапазоне  $10^5 - 10^6$  К/с позволяет целенаправленно формировать мелкозернистые и однородные структуры с повышенными прочностными характеристиками, ударной вязкостью и износостойкостью. Установлено, что применение быстроохлажденных лигатур, таких как Cu–Mg, не только увеличивает усвоение магния до 50–60 %, но и существенно улучшает кинетику модифицирования: продолжительность пироэффекта сокращается в 1,5–2,0 раза, а образование шаровидного графита становится более стабильным и воспроизводимым. Наибольшая эффективность достигается при скоростях охлаждения 800–1650 °С/мин, что способствует диспергированию фаз, снижению ликвации и повышению предела прочности на 15–20 % по сравнению с традиционными методами. Особое внимание уделено исследованию ферроалюминиевых модификаторов (25–33 % Al), для которых подтверждена возможность управления размером и распределением структурных составляющих исключительно за счет варьирования скорости охлаждения, без необходимости последующей термической обработки. Это открывает перспективы для энергосберегающих технологий. Исследование показывает, что быстроохлажденные материалы обеспечивают не только улучшение механических свойств, но и технологические преимущества: снижение расхода легирующих элементов, повышение воспроизводимости полученных показателей и экологичность процессов за счет уменьшения выбросов. Полученные результаты обладают значительным практическим потенциалом для разработки новых поколений сплавов с заданными свойствами, сочетающих высокую производительность, ресурсоэффективность и соответствие экологическим стандартам. Таким образом, применение методов высокоскоростного охлаждения и быстроохлажденных шихтовых материалов представляет собой перспективное направление в современной металлургии, позволяющее оптимизировать как структурные, так и технологические параметры производства.

**Ключевые слова:** быстрое охлаждение, высокопрочный чугун, ферросплавы, модификаторы, модифицирование, чугун, микроструктура сплавов, механические свойства, ресурсоэффективность

**Благодарности:** Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН.

**Для цитирования:** Лобанов Д.А., Шешуков О.Ю., Яблоков П.С. Современные тенденции в применении быстроохлажденных шихтовых материалов для модифицирования чугуна. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):51–58.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-51-58>

\* По материалам XVI Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина.

## MODERN TRENDS IN APPLICATION OF RAPIDLY COOLED CHARGE MATERIALS FOR MODIFYING CAST IRON\*

D. A. Lobanov<sup>1</sup>✉, O. Yu. Sheshukov<sup>1, 2</sup>, P. S. Yablokov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Votolin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (101 Amundsena Str., Yekaterinburg 620016, Russian Federation)

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

✉ summerdanny@yandex.ru

**Abstract.** The study provides a detailed analysis of the effects of high-speed cooling methods and the use of rapidly cooled charge materials (ferroalloys, modifiers, alloying additives) on the microstructure and performance properties of ferrous metallurgy alloys, with a particular focus on ductile iron (nodular cast iron). Experimental results demonstrate that precise control of cooling rates within the range of  $10^5 - 10^6$  K/s enables the targeted formation of fine-grained and homogeneous structures with enhanced strength, impact toughness, and wear resistance. It was established that the use of rapidly cooled master alloys, such as Cu–Mg, not only increases magnesium recovery to 50 – 60 % but also significantly improves modification kinetics: the duration of the exothermic reaction is reduced by 1.5 – 2.0 times, while the formation of nodular graphite becomes more stable and reproducible. The highest efficiency is achieved at cooling rates of 800 – 1650 °C/min, which promotes phase refinement, reduces segregation, and increases tensile strength by 15 – 20 % compared to conventional methods. Special attention is given to ferroaluminum modifiers (25 – 33 % Al), for which the possibility of controlling the size and distribution of structural components solely by adjusting the cooling rate – without subsequent heat treatment – was confirmed. This opens the prospects for energy-efficient technologies. The study demonstrates that rapidly cooled materials not only enhance mechanical properties but also offer technological advantages: reduced consumption of alloying elements, improved process repeatability, and environmental benefits due to lower emissions. The results hold significant practical potential for developing new generations of alloys with tailored properties, combining high performance, resource efficiency, and compliance with environmental standards. Thus, the application of high-speed cooling techniques and rapidly cooled charge materials represents a promising direction in modern metallurgy, enabling optimization of both structural and process parameters in production.

**Keywords:** rapid cooling, high-strength cast iron, ferroalloys, modifiers, modification, cast iron, alloy microstructure, mechanical properties, resource efficiency

**Acknowledgements:** The work was performed according to the state assignment of the Votolin Institute of Metallurgy of the Ural Branch RAS.

**For citation:** Lobanov D.A., Sheshukov O.Yu., Yablokov P.S. Modern trends in application of rapidly cooled charge materials for modifying cast iron. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):51–58. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-51-58>

\* Based on the materials of the 16<sup>th</sup> International Scientific Conference “Physicochemical Foundations of Metallurgical Processes” named after Academician A.M. Samarin.

Существенный потенциал для улучшения эксплуатационных и технологических характеристик сплавов черной металлургии кроется в грамотном управлении их микроструктурой и физико-механическими свойствами. Достижение этих целей возможно за счёт научно обоснованного подбора и введения в металлический расплав специальных шихтовых компонентов, включающих:

- ферросплавы различного состава;
- эффективные модифицирующие комплексы;
- целевые легирующие добавки;
- другие функциональные материалы.

Такой комплексный подход позволяет целенаправленно регулировать процессы кристаллизации и формирования конечной структуры сплава, что в итоге приводит к получению материалов с заданным уровнем прочности, износостойкости и других критически важных эксплуатационных параметров.

Таким образом, внесение в сплавы мелкодисперсных шихтовых материалов с целью их модифицирования или легирования является перспективным способом управления структурой и свойствами металла. Данный под-

ход способствует значительному измельчению структурных составляющих (перлита, феррита, цементита и др.) в процессе кристаллизации, повышению однородности металлической матрицы и улучшению комплекса механических и эксплуатационных характеристик готовых отливок. Ключевую роль в этом процессе играют высокотемпературные зародышевые комплексы, присутствующие в составе шихты. К их числу относятся тугоплавкие карбидные фазы, термостабильные оксидные соединения, а также интерметаллические образования и другие гетерогенные включения. Такие высокотемпературные зародышевые комплексы выступают активными центрами кристаллизации в объеме расплава, а также могут инициировать формирование новых фаз на поверхности имеющихся подложек. В результате их воздействия происходит значительное увеличение количества зерен в структуре металла, что приводит к естественному измельчению и, как следствие, к повышению прочностных и служебных свойств конечного продукта.

Цель данной работы заключается в комплексном анализе воздействия современных методов высокоско-

ростного охлаждения расплава или шихты, добавляемой в расплав, на конечный состав продукта. В первую очередь представляет интерес быстрое охлаждение непосредственно самих расплавов черных металлов, добавление в расплав быстроохлажденных шихтовых компонентов (включая ферросплавы и модифицирующие добавки), их влияние на конечный химический состав и структурные характеристики получаемого литейного продукта (чугуна и стали).

Так, например, актуальность работы подтверждается исследованиями ведущих научных коллективов. В частности, группа ученых под руководством Меньшиковой С.Г. [1–3] установила, что при скорости охлаждения расплава  $\sim 1000$  °C/с достигаются высокая плотность материала без пор и усадочных дефектов, идеальная структурная однородность, формирование мелкодисперсной кристаллической решетки [3–5]. Кроме того, полученные образцы демонстрируют улучшенные прочностные характеристики, повышенные эксплуатационные свойства, стабильность параметров по всему объему изделия [5–7]. Важно отметить, что указанные закономерности носят универсальный характер и наблюдаются при обработке различных типов сплавов, что открывает широкие перспективы для промышленного применения данной технологии.

Помимо коллектива Меньшиковой С.Г., вопросом влияния скорости охлаждения на качество расплава занимался и коллектив под руководством Гладковского В.И., больше сфокусировав внимание на сверхбыстрой закалке. В своих работах они описывают метод сверхбыстрой закалки из расплава, который представляет собой передовую технологию в современном материаловедении, позволяющую кардинально изменять структуру и свойства металлических сплавов. Благодаря экстремально высоким скоростям охлаждения, данный подход обеспечивает целый ряд уникальных структурно-фазовых преобразований, недостижимых при использовании традиционных методов кристаллизации [8].

Применение сверхбыстрой закалки открывает следующие возможности:

- существенное измельчение структурных составляющих – формирование субмикронной и наноразмерной структуры, что приводит к значительному улучшению механических характеристик материала;
- расширение пределов растворимости компонентов – создание пересыщенных твердых растворов с аномально высокой концентрацией легирующих элементов;
- стабилизация метастабильных фаз – фиксация промежуточных состояний, которые в обычных условиях неустойчивы и быстро распадаются.

Скорость охлаждения при этом достигает  $10^5$  –  $10^6$  K/с и выше, что обеспечивает подавление диффузионных процессов, характерных для равновесной кристаллизации, формирование неравновесных структур с уникаль-

ными свойствами, возможность получения аморфных и микрокристаллических состояний [8; 9].

Авторы утверждают, что сверхбыстрая закалка открывает новые горизонты в разработке материалов с заданными свойствами для водородной энергетики, авиа- и ракетостроения, микроэлектроники и других высокотехнологичных отраслей [9]. Таким образом, данный метод является мощным инструментом для создания инновационных металлических материалов с уникальными эксплуатационными характеристиками.

Эксплуатационные характеристики изделий из сплавов во многом определяются двумя ключевыми факторами [10]:

- составом и свойствами металлической матрицы;
- морфологическими особенностями неметаллических включений (их размерное распределение, геометрическая форма, характер пространственного размещения).

Эффективным инструментом управления этими параметрами является использование феномена структурной наследственности [11; 12]. Данное явление представляет собой процесс переноса структурных особенностей шихтовых материалов через жидкую фазу в конечные слитки и отливки.

В работе Никитина В.И. [12] выявлена важная закономерность: эффективность наследственного модифицирования (легирования) напрямую зависит от степени дисперсности фаз в лигатуре. В частности, чем мельче структурные составляющие в исходной шихте, чем более однородно их распределение, тем значительнее проявляется эффект структурной наследственности. Это открывает перспективы для целенаправленного проектирования структуры сплавов на этапе подготовки шихтовых материалов, что в конечном итоге позволяет получать изделия с заранее заданными эксплуатационными характеристиками.

Конкретно исследованием свойств чугуна, полученного с введением в расплав последнего быстроохлажденного лигатур, занимался авторский коллектив Слуцкого А.Г. и Каличенко А.С. [13–15]. Они установили, что в зависимости от количества введенной лигатуры Cu–Mg, форма графита в чугуне изменялась от вермикулярной (при добавке 0,5 %) до исключительно шаровидной (при добавке 1,2 %). При этом сама охлажденная лигатура получалась путем плавки в графитовом тигле на высокоскоростной индукционной установке. После достижения полного расплавления расчетного количества меди проводили ее раскисление с использованием алюминия, что способствовало удалению растворенного кислорода из расплава. Далее на поверхность (зеркало) жидкого металла наносили флюс на основе кремнийфтористого натрия, создавая защитный слой. Затем в расплав вводили заданное количество церия в виде лигатуры МЦ60 и оперативно добавляли дробленый магниевый сплав МЛ15. Такая последовательность операций обеспечивала минимизацию потерь

магния за счет окисления, максимальный выход активных компонентов, достижение равномерного распределения легирующих элементов. Полученный расплав лигатуры подвергали разливке в предварительно охлажденные металлические формы, что давало быстрое затвердевание с формированием плотной структуры, отсутствие макропор и ликвационных дефектов, оптимальную твердость для последующего механического дробления [16 – 17]. Использование охлажденных форм позволило получить лигатуру с однородной мелкозернистой структурой, характеризующейся хорошей хрупкостью для измельчения, стабильным химическим составом и высокой реакционной способностью при последующем использовании (рис. 1) [17 – 18].

Помимо изменения формы графита в чугунах до шаровидной за счет введения быстро охлажденных в него лигатур, концентрация остаточного магния увеличилась от 0,016 до 0,051 %. Металлографический анализ полученных чугунов показал, что дополнительное легирование чугуна медью (от 0,36 до 0,96 %) за счет вводимой лигатуры способствует перлитизации металлической основы сплава, что повлияло на твердость, которая возросла с 196 НВ в исходном сплаве до 255 НВ в зависимости от величины присадки лигатуры.

Следует отметить, что в структуре высокопрочного чугуна, не подвергавшегося вторичному графитизирующему модифицированию, присутствуют включения эвтектического цементита. При этом механизмы роста графито-аустенитной эвтектики принципиально различаются в чугунах с шаровидной и пластинчатой формами графита. В сером чугуне пластинчатый графит, выступая ведущей фазой, находится в непосредственном контакте с расплавом, тогда как при сферолитной кристаллизации графитовые включения оказываются окружены аустенитной оболочкой, что значительно замедляет их рост. Именно по этой причине чугун с шаровидным графитом демонстрирует значительно большую склонность к переохлаждению. Даже при



Рис. 1. Лигатура после измельчения

Fig. 1. Master alloy after grinding

незначительных скоростях охлаждения и в сплавах с высоким углеродным эквивалентом могут возникать локальные термические и концентрационные переохлаждения в микрообъемах, что в конечном итоге приводит к образованию цементита. Данное явление объясняется изолированным характером роста шаровидного графита и ограниченной диффузией углерода через аустенитную оболочку, создающей условия для метастабильной кристаллизации. На рис. 2 показаны микроструктуры графита в полученных чугунах.

На практике для достижения требуемых механических характеристик высокопрочного чугуна с шаровидным графитом применяют специальную высокотемпературную термическую обработку, в ходе которой происходит кардинальное перераспределение структурных составляющих материала. В результате такой обработки формируется мелкодисперсная перлитная структура, которая в сочетании с равномерно распределенными сферическими включениями графита обеспечивает уникальный комплекс механических свойств. Именно такая комбинация структурных элементов, тонкопластинчатого перлита и изолированных графитовых сфероидов, создает оптимальный баланс прочности и пластичности, характерный для высококачественного чугуна с шаровидным графитом. При этом достигается значительное повышение пределов прочности и текучести при сохранении удовлетворительных показателей ударной вязкости и износостойкости материала [16 – 18].

Обобщая, стоит выделить, что проведенные исследования подтвердили высокую эффективность исполь-

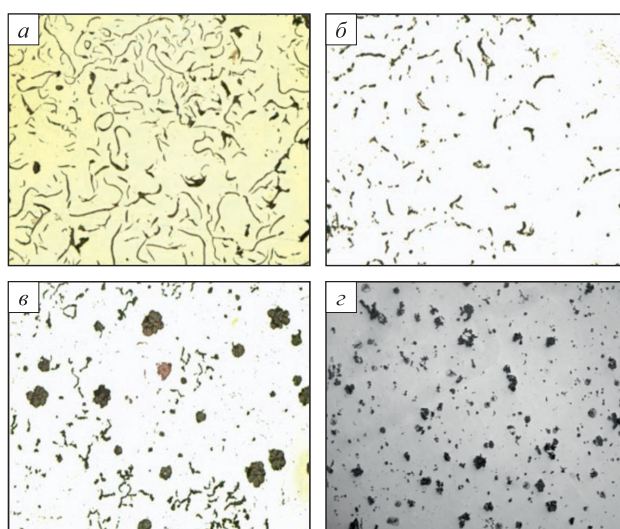


Рис. 2. Структура графита в чугуне, обработанном различными добавками медь-магниевого лигатуры, 100 $\times$ :  
а – исходный серый чугун; б – 0,5 % лигатуры;  
в – 0,8 % лигатуры; з – 1,2 % лигатуры

Fig. 2. Structure of graphite in cast iron treated with various additions of copper-magnesium ligature (100 $\times$ ):  
а – original gray cast iron; б – 0.5 % master alloy;  
в – 0.8 % master alloy; з – 1.2 % master alloy

зования быстроохлажденных сфероидизирующих лигатур при производстве чугуна с шаровидным графитом. Основное преимущество данного метода заключается в ускоренном растворении лигатуры, что обеспечивает повышенную степень усвоения магния (до 50 – 60 %) в процессе ковшевой обработки жидкого расплава по сравнению с традиционными модификаторами, где этот показатель не превышает 35 – 45 %.

В рамках экспериментальных работ была разработана и изготовлена опытная партия медно-магниевого лигатуры методом литья с последующим быстрым охлаждением и дроблением на фракции. Лабораторные исследования продемонстрировали значительное влияние добавок быстроохлажденной лигатуры на химический состав, микроструктуру и эксплуатационные характеристики высокопрочного чугуна.

Важным технологическим преимуществом применения новой лигатуры стало сокращение продолжительности пироэффекта в 1,5 – 2,0 раза, что не только повышает эффективность процесса модифицирования, но и существенно снижает объем вредных выбросов в атмосферу производственного цеха, улучшая экологическую безопасность технологического процесса.

Напрямую вопросом влияния быстроохлажденных ферросплавов и модификаторов на структуру конечного слитка Fe–Al занимался коллектив под руководством Ермаковой В.П. [19 – 21].

На начальной стадии авторами проводилась оценка возможности моделирования структуры шихтовых материалов (ферросплавов, модификаторов и др.) с целью оптимизации их последующего введения в чугун для формирования структуры, обеспечивающей повышенную жаростойкость. Анализ показал, что существует несколько технологических подходов к созданию дисперсных фаз:

- во-первых, разработка сплавов с оптимальным содержанием ключевых легирующих элементов;
- во-вторых, воздействие на жидкий металл посредством регулирования скорости охлаждения;
- в-третьих, подбор режимов термической обработки твердого металла [22]. Однако для ферроалюминия, как типичного представителя ферросплавов, применимы только первые два метода, поскольку данная категория материалов принципиально не подвергается термической обработке. Это ограничение необходимо учитывать при разработке технологических решений для модифицирования чугуна.

Проведенные исследования [22 – 24] продемонстрировали возможность целенаправленного формирования структуры шихтовых материалов (в частности, алюминийсодержащих ферросплавов) за счет регулирования скорости охлаждения из жидкого состояния. Экспериментально установлено, что для обеспечения оптимальной структуры чугуна с повышенной жаростойкостью ферросплав должен содержать 25 – 33 % алюминия. В продолжение этих исследований [23]

авторами была поставлена задача разработки методики моделирования структуры ферросплава, наиболее подходящей для последующего введения в чугун с целью достижения требуемых жаростойких характеристик. В рамках эксперимента в лабораторных условиях были получены слитки массой до 1 кг с вариацией содержания алюминия в указанном диапазоне. Для изучения влияния условий кристаллизации на структурообразование применялись три промышленно реализуемых метода охлаждения: на стальную плиту или водоохлаждаемый валик (скорость охлаждения ~1650 °C/мин), в металлический кокиль (360 °C/мин) и в песчаную форму (174 °C/мин), что позволило получить комплекс данных о зависимости микроструктуры от параметров технологического процесса.

На рис. 3 показана типичная структура сплавов после охлаждения из жидкого состояния с различной скоростью. Анализ микроструктуры металла показал, что повышение скорости охлаждения сплавов до 1650 °C/мин способствует не только измельчению неметаллической фазы, но и образованию мелкоячеистой структуры [20 – 23].

Проведя еще несколько серий экспериментов, авторы пришли к следующим выводам.

**Оптимизация гомогенизации расплава.** Авторами экспериментально подтверждено, что гомогенное состояние расплава достигается исключительно при сплавлении чугуна с быстроохлажденным ферроалю-

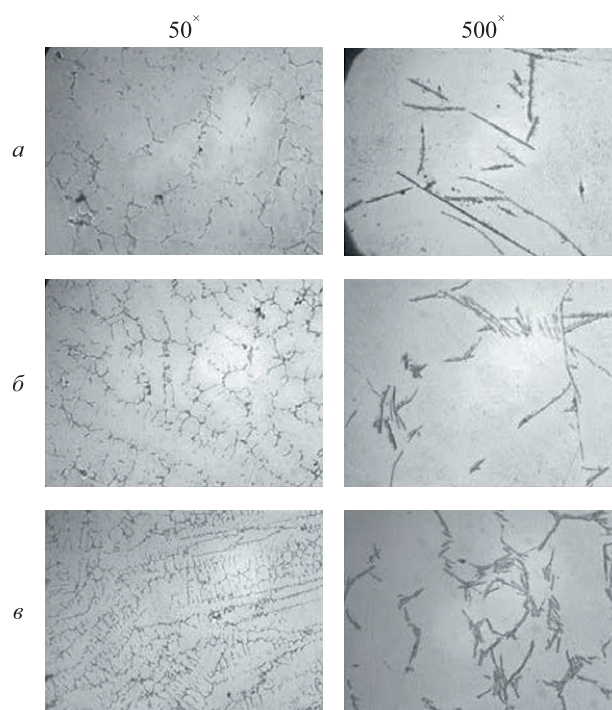


Рис. 3. Микроструктура сплавов Fe – Al, охлажденных со скоростью:  
а – 174 °C/мин; б – 360 °C/мин; в – 1650 °C/мин

Fig. 3. Microstructure of Fe – Al alloys cooled at the rate of:  
а – 174 °C/min; б – 360 °C/min; в – 1650 °C/min

минием ФА30. В этом случае гомогенизация начинается при минимальной экспериментальной температуре 1470 °С, а зона однородности сохраняется вплоть до 1766 °С. Такие параметры обеспечивают формирование однородной структуры в твердом металле. Примечательно, что структура слитка, легированного быстроохлажденным ФА30, характеризуется минимальным содержанием хрупкой фазы  $Fe_3AlC_x$ , что обуславливает оптимальные механические свойства конечного продукта [22; 24].

**Влияние скорости охлаждения микрокристаллических модификаторов.** Исследования выявили, что модификаторы состава 4,02 – 5,39 % Mg, 49,5 – 51,8 % Si (остальное Fe), подвергнутые быстрому охлаждению, демонстрируют более дисперсное и равномерное распределение основной фазы  $FeSi_2$  по сравнению с медленно охлажденными аналогами. Это обеспечивает равномерное распределение легирующих элементов в объеме металла, повышенную стабильность процесса модифицирования, воспроизводимость результатов обработки [22 – 24].

**Зависимость структуры от скорости охлаждения ФС65.** Установлено, что увеличение скорости охлаждения модификатора ФС65 с 12 до 800 °С/мин приводит к трехкратному уменьшению размеров включений кремниевой фазы. В результате микроструктура чугуна приобретает высокую однородность, формируется мелкое эвтектическое зерно, улучшается баланс между твердостью и прочностью [19; 24].

**Сравнение технологий получения модификаторов.** Сопоставительный анализ порошковых проволок (45 % Si, 12 % Ca), полученных разными методами охлаждения, показал, что быстроохлажденные (чипсовые) модификаторы усиливают склонность расплава к переохлаждению и увеличивают скорость и количество зародышеобразования, обеспечивают измельчение зерна, повышают механические характеристики, в то время как медленно охлажденные (слиточные) аналоги демонстрируют менее выраженный эффект [22; 24].

Полученные результаты подтверждают технологическое преимущество методов быстрого охлаждения при производстве модифицирующих добавок для чугуна.

## Выводы

Ключевым фактором улучшения эксплуатационных характеристик сплавов является контроль их микроструктуры за счет введения специализированных шихтовых материалов (ферросплавов, модификаторов, легирующих добавок). Быстрое охлаждение расплавов (до  $10^5$  –  $10^6$  К/с) обеспечивает формирование мелкозернистой структуры, повышение растворимости компонентов и стабилизацию метастабильных фаз, что недостижимо при традиционных методах кристаллизации.

Использование быстроохлажденных сфероидизирующих лигатур (например, Cu–Mg) позволяет достичь повышенного усвоения магния (50 – 60 % против 35 – 45 % у традиционных модификаторов), уменьшения длительности пироэффекта в 1,5 – 2,0 раза, снижения вредных выбросов, формирования шаровидного графита в чугуне и улучшения его механических свойств (твердость, прочность).

Увеличение скорости охлаждения ферросплавов и модификаторов (например, ФС65 с 12 до 800 °С/мин) приводит к трехкратному уменьшению размера включений кремниевой фазы, повышению однородности микроструктуры и измельчению зерна, улучшению прочностных характеристик конечного продукта.

Для ферроалюминия (25 – 33 % Al) оптимальная структура достигается при скоростях охлаждения 1650 °С/мин (плита/валик), обеспечивая минимальное содержание хрупких фаз ( $Fe_3AlC_x$ ). Быстроохлажденные модификаторы (чипсовые) превосходят слиточные по эффективности, усиливая зародышеобразование и измельчение зерна.

Таким образом, применение быстроохлажденных шихтовых материалов и регулирование скорости охлаждения открывают новые возможности для создания сплавов с заданными свойствами, что особенно актуально для высокопрочного чугуна, жаростойких сталей и специализированных лигатур. Данные методы сочетают технологическую эффективность с экологической безопасностью, что делает их перспективными для промышленного внедрения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Меньшикова С.Г., Бражкин В.В. Влияние экстремальных воздействий на структуру и свойства сплавов А-ПМ-РЗМ, включая высокоэнтропийные, при быстром охлаждении их расплавов. *Физика конденсированных состояний*. 2023;(3):141–141. <https://doi.org/10.26201/ISSP.2023/FKS-3.138>  
Men'shikova S.G., Brazhkin V.V. Effect of extreme impacts on structure and properties of A-PM-RZM alloys (including high-entropy alloys) during rapid cooling of their melts. *Fizika kondensirovannykh sostoyanii*. 2023;(3):141–141. (In Russ.). <https://doi.org/10.26201/ISSP.2023/FKS-3.138>
2. Меньшикова С.Г., Жуйкова А.С. Исследование влияния высокого давления на структуру и свойства сплава Al90Gd10, полученного при быстром охлаждении расплава. В кн.: *Физика конденсированных состояний. Сборник тезисов III Международной конференции, посвященной 60-летию ИФТТ РАН 29 мая – 3 июня 2023 г.* Черноголовка:142.
3. Меньшикова С.Г. Вязкость и затвердевание расплавов  $Al_{100-x}Cu_x$  ( $x = 5, 10, 17, 25$  ат.%). *Химическая физика и мезоскопия*. 2022;24(3):377–387. <https://doi.org/10.15350/17270529.2022.3.31>  
Menshikova S.G. Viscosity and solidification of  $Al_{100-x}Cu_x$  ( $x = 5, 10, 17, 25$  at.%) melts. *Khimicheskaya fizika i mezos-*

- kopiya. 2022;24(3):377–387. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.15350/17270529.2022.3.31>
4. Menshikova S.G., Shushkov A.A., Brazhkin V.V. Microstructure and physical and mechanical properties of the Al<sub>90</sub>Gd<sub>10</sub> binary alloy after barothermal treatment. *Physics of the Solid State*. 2022;64(4):204–209.  
<https://doi.org/10.1134/S1063783422050055>
  5. Меньшикова С.Г., Афакаликова В.Ю. Экспериментальное исследование *in-situ* локальной структуры и быстрого затвердевания жидких сплавов бинарной системы Al–Y. В кн.: *Сборник тезисов докладов VI Конференции по малоугловому рассеянию и рефлектометрии 21 – 23 июня 2023 г. Гатчина*. ПИЯФ; 2023:32.
  6. Меньшикова С.Г., Ширинкина И.Г., Бродова И.Г., Ладьянов В.И., Суслов А.А. Исследование структуры и свойств сплавов алюминия с медью, полученных в условиях сверхбыстрого охлаждения расплава. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018;(3(753)):45–52.  
 Menshikova S.G., Shirinkina I.G., Brodova I.G., Lad'yanov V.I., Suslov A.A. A study of the structure and properties of aluminum alloys with copper produced under superfast cooling of melt. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2018;(3(753)):45–52. (In Russ.).
  7. Меньшикова С.Г., Ширинкина И.Г., Бродова И.Г., Ладьянов В.И., Суслов А.А. Структура тонких лент из сплава системы Al – Co при сверхбыстром охлаждении. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2016;7(733):13–20.  
 Men'shikova S.G., Shirinkina I.G., Brodova I.G., Lad'yanov V.I., Suslov A.A. Structure of thin ribbons from an Al–Co alloy under flash cooling. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2016;7(733):13–20. (In Russ.).
  8. Гладковский В.И., Кушнер Т.Л., Пинчук А.И., Шепелевич В.Г., Шилько В.М. Зеренная структура и механические свойства быстрозатвердевших фольг сплава Al-7 масс.% Вi, полученных методом спиннингования. *Вестник Брестского государственного технического университета*. 2024;(2(134)):104–107.  
<https://doi.org/10.36773/1818-1112-2024-134-2-104-107>  
 Hladcouski V.I., Kushner T.L., Pinchuk A.I., Shepelevich V.G., Shilko V.M. Grain structure and mechanical properties of fast-hardened foils of Al-7 alloy wt.% Bi obtained by spinning. *Vestnik of Brest State Technical University*. 2024;(2(134)):104–107. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.36773/1818-1112-2024-134-2-104-107>
  9. Гладковский В.И., Кушнер Т.Л., Максимов Ю.В., Пинчук А.И., Шепелевич В.Г. Микроструктура быстрозатвердевшего сплава Al-1.5 масс. % Pb. *Вестник Брестского государственного технического университета*. 2024;(3(135)):81–84.  
<https://doi.org/10.36773/1818-1112-2024-135-3-81-84>  
 Hladkouski V.I., Kushner T.L., Maksimov Yu.V., Pinchuk A.I., Shepelevich V.G. Microstructure of rapidly solidified alloy Al-1.5 wt.% Pb. *Vestnik of Brest State Technical University*. 2024;(3(135)):81–84. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.36773/1818-1112-2024-135-3-81-84>
  10. Коттрел А.Х. Строение металлов и сплавов, Москва: Металлургиздат; 1961:288.
  11. Никитин В.И. Исследование применения наследственности шихты для повышения качества отливок. *Литейное производство*. 1985;(6):20–21.  
 Nikitin V.I. Study of charge material heredity application to improve casting quality. *Liteinoe proizvodstvo*. 1985;(6):20–21. (In Russ.).
  12. Никитин В.И. Закономерности и механизмы структурного наследования в системе шихта-расплав-отливка. *Наследственность в литых сплавах*. 1990;(1):1–7.  
 Nikitin V.I. Patterns and mechanisms of structural inheritance in the charge-melt-casting system. *Nasledstvennost' v litykh splavakh*. 1990;(1):1–7. (In Russ.).
  13. Калиниченко А.С., Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А., Трубицкий Р.Э., Стефанович В.А., Сметкин В.А. Особенности сфероидизирующего модифицирования высокопрочного чугуна лигатурами на основе меди. *Литье и металлургия*. 2016;(2(83)):110–115.  
 Kalinichenko A.S., Slutsky A.G., Sheinert V.A., Trubitsky R.E., Stefanovich V.A., Smyetkin V.A. Features of spheroidizing modification of high-strength cast iron with master alloys based on copper. *Foundry Production and Metallurgy*. 2016;(2(83)):110–115. (In Russ.).
  14. Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А., Кулинич И.Л., Гулецкий Н.А., Федорович Д.С. Особенности получения чугуна с шаровидным графитом повышенной прочности. *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов*. 2023;43:125–133.
  15. Слуцкий А.Г., Долгий Л.П., Кулинич И.Л., Котков А.В., Иванов А.И., Бычик А.В., Данилова А.И. Применение сфероидизирующей лигатуры на основе меди при получении высокопрочного чугуна. *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов*. 2019;40:62–67.
  16. Калиниченко А.С. Использование сфероидизирующей «чипс»-лигатуры на основе меди, содержащей наноразмерные частицы оксида иттрия, для высокопрочного чугуна. *Литье и металлургия*. 2016;(1(82)):130–135.  
 Kalinichenko A.S. Use of copper-based “chip” spheroidizing master alloy containing yttrium oxide nanoparticles for high-strength cast iron. *Foundry Production and Metallurgy*. 2016;(1(82)):130–135. (In Russ.).
  17. Слуцкий А.Г., Кулинич И.Л., Шейнерт В.А., Стефанович В.А., Трубицкий Р.Э., Котков А.В. Технологические особенности получения чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной медь-магниевого лигатуры. *Литье и металлургия*. 2020;(2):15–21.  
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-15-21>  
 Slutsky A.G., Kulnich I.L., Sheinert V.A., Stefanovich V.A., Trubitsky R.E., Kotkov A.V. Technological peculiarities of producing cast iron with spherical graphite using a fast-cooled copper-magnesium ligature. *Foundry Production and Metallurgy*. 2020;(2):15–21. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-15-21>
  18. Долгий Л.П., Довнар Г.В., Калиниченко В.А., Калиниченко М.Л. Технологии использования дисперсных быстроохлажденных материалов в литейном производстве. *Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: Материалы 14-й Международной научно-технической конференции, посвященной 60-летию порошковой металлургии Беларуси*. Минск: Республиканское унитарное предприятие «Издательский дом «Белорусская наука»; 2020:136–140.

19. Шешуков О.Ю., Ермакова В.П., Смирнова В.Г., Катаев В.В., Маршук Л.А., Конашков В.В., Шубин А.Б., Овчинникова Л.А., Вязникова Е.А., Некрасов И.В., Лапин М.В., Цепелев В.С. Управление структурообразованием Fe-C сплавов путем использования ферросплавов и модификаторов, полученных различными способами. *Физическая химия и технология в металлургии: Сборник трудов*. Челябинск: Южно-Уральское книжное издательство; 2015:281–293.
20. Ермакова В.П., Шешуков О.Ю., Маршук Л.А. Влияние состава и скоростей охлаждения жидкого металла на структуру сплавов системы FeAl. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010;(8):3–7.  
Ermakova V.P., Sheshukov O.Yu., Marshuk L.A. Effect of composition and cooling rates of liquid metal on the structure of FeAl system alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2010;(8):3–7. (In Russ.).
21. Ермакова В.П., Смирнова В.Г., Катаев В.В., Шешуков О.Ю., Конашков В.В., Овчинникова Л.А., Маршук Л.А. Влияние алюминосодержащих добавок на однородность расплава и структуру алюминиевого чугуна. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014;(3(705)):7–11.  
Ermakova V.P., Smirnova V.G., Kataev V.V., Sheshukov O.Yu., Konashkov V.V., Ovchinnikova L.A., Marshuk L.A. Effect of aluminum-containing additives on the homogeneity of melt and structure of cast aluminum iron. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014;(3(705)):7–11. (In Russ.).
22. Смирнова В.Г., Вязникова Е.А., Овчинникова Л.А. Исследование микроструктуры и химического состава фаз магнийсодержащего модификатора, полученного с разной скоростью охлаждения. *Электрометаллургия*. 2009;(4):33–36.  
Smirnova V.G., Vyaznikova E.A., Ovchinnikova L.A. Microstructure and chemical composition of phases in a magnesium-containing modifier produced at different cooling rates. *Elektrometallurgiya*. 2009;(4):33–36. (In Russ.).
23. Шешуков О.Ю., Ермакова В.П., Маршук Л.А., Смирнова В.Г., Катаев В.В. К вопросу повышения жаростойкости материалов. *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2012;14(1–2):593–596.  
Sheshukov O.Yu., Ermakova V.P., Marshuk L.A., Smirnova V.G., Kataev V.V. To the question of increasing the heat resistance of materials. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk*. 2012;14(1–2):593–596. (In Russ.).
24. Шешуков О.Ю., Ермакова В.П., Маршук Л.А., Кудин Д.З. Структура модификатора и свойства чугуна. *Инновации в материаловедении и металлургии*. 2012;2:186–195.  
Sheshukov O.Yu., Ermakova V.P., Marshuk L.A., Kudinov D.Z. Modifier structure and cast iron properties. *Innovatsii v materialovedenii i metallurgii*. 2012;2:186–195. (In Russ.).

#### Сведения об авторах

#### Information about the Authors

**Даниил Андреевич Лобанов**, к.т.н., старший научный сотрудник, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0009-0007-5659-1208

E-mail: summerdanny@yandex.ru

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

ORCID: 0000-0002-2452-826X

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

**Петр Сергеевич Яблоков**, инженер, Институт металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН

ORCID: 0009-0002-0064-8950

E-mail: llbrik53@gmail.com

**Daniil A. Lobanov**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0009-0007-5659-1208

E-mail: summerdanny@yandex.ru

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

ORCID: 0000-0002-2452-826X

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

**Petr S. Yablokov**, Engineer, Vatin Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0009-0002-0064-8950

E-mail: llbrik53@gmail.com

#### Вклад авторов

#### Contribution of the Authors

**Д. А. Лобанов** – написание основных разделов, редакция.

**О. Ю. Шешуков** – научное руководство, редакция.

**П. С. Яблоков** – поиск литературы, написание аннотации и заключения.

**D. A. Lobanov** – writing the main sections, editing.

**O. Yu. Sheshukov** – scientific guidance, editing.

**P. S. Yablokov** – literary search, writing the abstracts and conclusions.

Поступила в редакцию 23.05.2025

После доработки 09.06.2025

Принята к публикации 20.11.2025

Received 23.05.2025

Revised 09.06.2025

Accepted 20.11.2025



УДК 53.083:532.13

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-59-66



Оригинальная статья

Original article

## ОСОБЕННОСТИ ВИСКОЗИМЕТРИЧЕСКОГО ЭКСПЕРИМЕНТА МЕТОДОМ КРУТИЛЬНЫХ КОЛЕБАНИЙ\*

А. Л. Бельтюков<sup>✉</sup>, Н. В. Олянина

Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН (Россия, 426067, Удмуртская Республика, ул. им. Татьяны Барамзиной, 34)

✉ albeltyukov@udman.ru

**Аннотация.** Метод крутильных колебаний является наиболее распространенным методом изучения вязкости металлических расплавов при высоких температурах. Между тем, данные различных авторов, полученные этим методом, могут отличаться на несколько десятков процентов. Причины такого расхождения заключаются в особенностях метода, которые влияют на результаты измерений условий эксперимента. В настоящей работе рассмотрено влияние граничных условий на верхней границе расплава и способов предварительной подготовки образца на результаты измерений вязкости. Показано, что при определенных условиях эксперимента на политермах могут возникать аномалии, имеющие методическую природу. Рассмотренные особенности эксперимента являются следствием пленочных эффектов, явлений смачивания и необратимых процессов в системе расплав – тигель. Предложены методические приемы, позволяющие выявить и исключить их влияние на результаты вискозиметрии. Пленочные эффекты обусловлены изменением состояния поверхности расплава в результате образования вязкой пленки. Для их исключения измерения вязкости следует проводить с применением различных граничных условий на верхней границе расплава. Влияние явлений смачивания вызвано образованием мениска верхней границы расплава. При измерении вязкости в тиглях с крышкой на расплаве исключение влияния смачивания возможно подбором режимов предварительного переплава, либо подбором массы крышки. Необратимые процессы в системе расплав – тигель связаны с постепенным разрушением тигля при охлаждении образца ниже температуры кристаллизации из-за высокой адгезии сплава к стенкам тигля и различий коэффициентов теплового расширения. Для их исключения предложен режим переплава образца с перегревом расплава до максимальной температуры, предполагаемой в последующем цикле измерений, и охлаждением до температуры на 100 °С ниже температуры затвердевания.

**Ключевые слова:** расплав, вязкость, метод крутильных колебаний, декремент затухания, аномалии политерм, вязкая пленка, мениск, адгезия

**Для цитирования:** Бельтюков А.Л., Олянина Н.В. Особенности вискозиметрического эксперимента методом крутильных колебаний.

*Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):59–66. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-59-66>

\* По материалам XVI Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина.

## FEATURES OF VISCOSIMETRIC EXPERIMENT BY THE OSCILLATING-CUP METHOD\*

A. L. Belyukov<sup>✉</sup>, N. V. Olyanina

Udmurt Federal Research Center of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (34 Tat'yany Baramzinoi Str., Izhevsk, Udmurtian Republic 426067, Russian Federation)

✉ albeltyukov@udman.ru

**Abstract.** The oscillating-cup method is the most common method for studying the metallic melts viscosity at high temperatures. However, the data obtained by different authors using this method may differ by several tens of percent. The reasons for this lie in the features of the method which lead to the influence of experimental conditions on the measurement results. In this paper, the boundary conditions influence at the melt upper boundary and processes of preliminary sample preparation on the viscosity measurements results is considered. It is shown that under certain experimental conditions, anomalies of a methodological nature can occur on polytherms. The considered features of the experiment are a consequence of film effects, wetting phenomena and irreversible processes in the melt-crucible system. Methodological processes are proposed that allow us to identify and eliminate their influence on the viscometry results. Film effects are caused by changes in the melt surface condition as a result of formation of a viscous film. To eliminate them, viscosity measurements should be carried out using different boundary conditions

at the melt upper boundary. The wetting phenomena influence is caused by the meniscus formation at the upper boundary of the melt. When measuring viscosity in crucibles with a lid on the melt, the wetting influence can be eliminated by selecting the modes of preliminary remelting or by selecting the lid mass. Irreversible processes in the melt-crucible system are associated with the crucible gradual destruction when the sample is cooled below the crystallization temperature due to the high adhesion of the alloy to the crucible walls and differences in their thermal expansion coefficients. To eliminate them, the authors proposed a mode of the sample remelting with overheating of the melt to the maximum temperature expected in the subsequent measurement cycle and cooling to a temperature 100 °C below its solidification temperature.

**Keywords:** melt, viscosity, oscillating-cup method, damping decrement, anomalies on the polytherm, viscous film, meniscus, adhesion

**For citation:** Beltyukov A.L., Olyanina N.V. Features of viscosimetric experiment by the oscillating-cup method. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):59–66. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-59-66>

\* Based on the materials of the 16<sup>th</sup> International Scientific Conference “Physicochemical Foundations of Metallurgical Processes” named after Academician A.M. Samarin.

## ВВЕДЕНИЕ

Измерения вязкости в связи с высокой её чувствительностью к изменениям структуры часто используются при изучении строения и физико-химическом анализе жидких систем [1; 2]. Высокая эффективность вискозиметрии, как способа физико-химического анализа жидкостей, была отмечена ещё Н.С. Курнаковым. Наряду с другими структурно-чувствительными свойствами, измерения вязкости заложены в основу концепции экспериментальной физикохимии металлических расплавов, развитой в работах М.А. Самарина и его школы [3]. Особое внимание в проблеме изучения физико-химических свойств уделялось методическим задачам [4], направленным на повышение достоверности результатов экспериментальных исследований. Эти задачи не теряют своей актуальности в связи с постоянно возрастающими требованиями к эксперименту по причине интенсивного развития теории жидкого состояния, методов и возможностей моделирования и прогнозирования, в том числе с применением машинного обучения [5], а также развитием технологических процессов получения материалов.

Наиболее распространенным и надежным методом определения вязкости металлических расплавов при высоких температурах (1000 – 1800 °C) является метод крутильных колебаний цилиндрического стаканчика с расплавом. На базе этого метода созданы экспериментальные установки [6 – 9], в основном различающиеся способами регистрации параметров колебаний и обработки экспериментальных данных. Наиболее часто вычисления вязкости производятся с использованием математического аппарата, разработанного Е.Г. Швидковским [10] и R. Roscoe [11]. По данным разных авторов, расчетная общая относительная погрешность определения абсолютных значений вязкости составляет от 0,7 до 15 %. Несмотря на столь высокую заявляемую точность измерений, данные разных исследований вязкости расплавов, особенно чистых жидких металлов, могут различаться на несколько десятков процентов [12; 13]. Причиной этого может быть следствие сильного влияния на вязкость как малых неконтролируемых концентраций

примесей, так и условий проведения эксперимента и способа обработки данных.

Применительно к результатам вискозиметрии дискуссионным остается вопрос природы аномального поведения температурных зависимостей вязкости, которое проявляется в виде резких изменений (скачков) значений свойств в режиме нагрева и/или охлаждения расплава, изломов, перегибов, гистерезисе политерм и др. Часто аномалии связываются с изменениями структуры расплава. Дискуссия о возможности и природе структурных переходов в металлических расплавах была проведена на страницах журнала «Известия вузов. Черная металлургия» еще в 1985 г. [14 – 17]. При этом большинство сторонников идеи структурных переходов основывались на аномальном поведении различных физико-химических свойств расплавов, в том числе и вязкости. Сообщения об аномальном поведении политерм вязкости, связанным с изменениями структуры расплава, регулярно появляются и в настоящее время [18 – 20], но единого мнения об их природе по-прежнему нет. В большей степени это связано с противоречивостью данных, получаемых разными авторами [21].

В работах [21; 22] показано, что аномалии температурных зависимостей вязкости могут быть вызваны методическими особенностями вискозиметрического эксперимента. Выявление и исключение последних имеет важное значение как для экспериментальной физикохимии расплавов, так и дальнейшего развития теории жидкого состояния.

В настоящей работе рассмотрены методические приемы, позволяющие выявить и исключить непосредственно в эксперименте влияние на полученные результаты таких явлений, как пленочные эффекты, явление смачивания, взаимодействие расплава с материалом тигля (высокая адгезия). Описанные подходы апробированы на ряде чистых металлов, бинарных и многокомпонентных систем.

## МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

Вязкость расплавов определяли методом крутильных колебаний в варианте Е.Г. Швидковского [10] на

автоматизированной установке [23] с оптической системой регистрации. Все измерения проводили в защитной атмосфере гелия. В качестве тиглей использовали цилиндрические стаканчики из  $Al_2O_3$  внутренним диаметром  $\sim 17$  мм и высотой 42 мм. Все тигли проверяли на отсутствие эллиптичности и конусности измерением внутреннего диаметра вблизи дна и на полувысоте тигля. Температурные зависимости вязкости измеряли в режиме нагрева и последующего охлаждения со ступенчатым изменением температуры. С целью достижения расплавом равновесного состояния перед измерениями на каждой температуре проводились изотермические выдержки не менее 10 мин.

При расчете вязкости с помощью численных методов решали уравнение [10; 23]

$$f(v) = \text{Re}(L) + \frac{\delta}{2\pi} \text{Im}(L) - 2I \left( \frac{\delta}{\tau} - \frac{\delta_0}{\tau_0} \right) = 0,$$

где  $I$  – момент инерции подвесной системы;  $\delta$ ,  $\tau$ ,  $\delta_0$ ,  $\tau_0$  – декремент затухания и период колебаний подвесной системы с расплавом и без расплава соответственно;  $\text{Re}(L)$  и  $\text{Im}(L)$  – действительная и мнимая части функции трения;  $v$  – кинематическая вязкость жидкости. Для исключения влияния на результаты измерения внешнего трения подвесной системы в инертном газе,  $\delta_0$  и  $\tau_0$  определяли экспериментально при тех же условиях, при которых проводились измерения  $\delta$  и  $\tau$ . Высоту расплава в тигле вычисляли по формуле

$$H = \frac{m}{\pi R^2 \rho},$$

где  $m$ ,  $R$  – масса и радиус образца;  $\rho$  – плотность расплава. Радиус и высоту образца определяли с учетом

термического коэффициента расширения материала тигля.

При измерениях вязкости выполнялись условия:  $H > 2R$  и  $\xi = R \sqrt{\frac{2\pi}{\tau v}} > 8$ . Выполнение первого условия

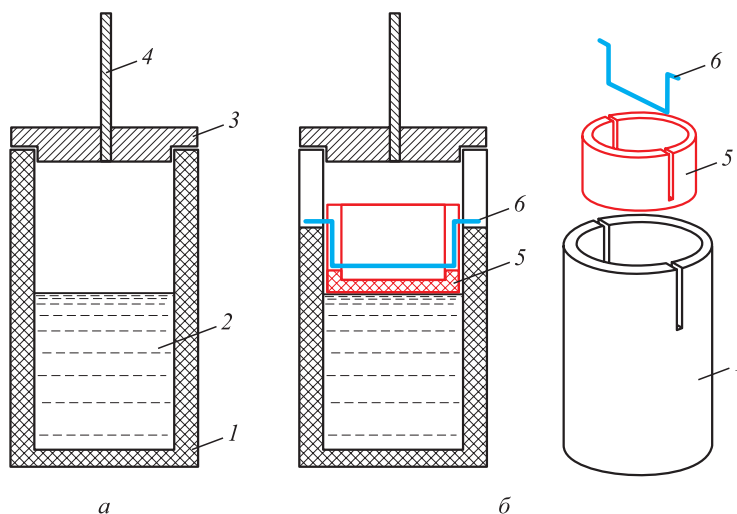
позволяет исключить влияние вторичных течений в расплаве на крутильные колебания [10]. Выполнение второго условия обеспечивает минимальную погрешность определения вязкости, связанную с погрешностью измерения декремента затухания [23].

Общая относительная погрешность определения значений кинематической вязкости, рассчитанная по методике, изложенной в работе [23], не превышает 4 % при погрешности единичного эксперимента не более 2 %.

## РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### Измерения вязкости в тиглях с крышкой на верхней границе расплава

При измерении вязкости методом крутильных колебаний в стандартных условиях эксперимента жидкий образец находится внутри цилиндрического тигля и имеет свободную верхнюю границу (рис. 1, а). В ходе опыта расплав контактирует с боковой стенкой тигля и его дном, т. е. реализуются боковая и одна торцевая поверхности трения. Однако в ходе эксперимента на поверхности расплава может образоваться вязкая пленка (например, оксидная). Поскольку вязкость такой пленки много выше вязкости самого расплава, она будет выполнять роль второй торцевой поверхности трения. Наличие вязкой пленки приведет к дополнительной диссипации механической энергии крутильных колеба-



**Рис. 1.** Схема тигля с расплавом в опытах без крышки (а) и с крышкой (б) на верхней границе расплава: 1 – тигель, 2 – расплав, 3 – держатель тигля, 4 – шток, 5 – крышка, 6 – скоба

**Fig. 1.** Scheme of a crucible with the melt in experiments without (a) and with a lid (b) at the melt upper boundary: 1 – crucible, 2 – melt, 3 – crucible holder, 4 – rod, 5 – lid, 6 – clamp

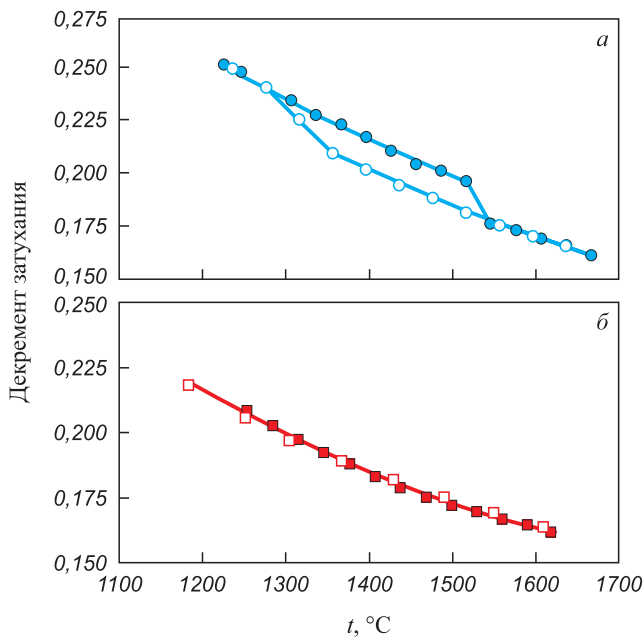
ний подвесной системы вискозиметра и, следовательно, завышению значений логарифмического декремента затухания и, соответственно, получаемой вязкости [24].

Для выявления пленочных эффектов при измерении вязкости использовали тигли с крышкой, плавающей на расплаве (рис. 1, б). Крышки изготавливали из цилиндрических стаканчиков из  $Al_2O_3$  внешним диаметром на 0,5 – 0,8 мм меньшим внутреннего диаметра тигля. Крышка может свободно перемещаться вдоль вертикальной оси тигля, компенсируя тепловое расширение расплава. Возможность вращения крышки относительно тигля исключена. В опытах с крышкой на расплаве реализуются граничные условия с боковой и двумя торцевыми поверхностями трения [10].

Влияние пленочных эффектов на результаты измерения вязкости продемонстрировано на рис. 2 на примере жидкого сплава  $Fe_{70}Si_{15}B_{15}$ . В опыте без крышки (рис. 2, а) на политемах декремента затухания наблюдаются anomalously резкие изменения значений вблизи 1550 °C при нагреве и ниже 1370 °C при охлаждении расплава. В опыте с крышкой на верхней границе расплава (рис. 2, б) температурные зависимости декремента затухания имеют монотонный вид без каких-либо особенностей. В опыте с одной торцевой поверхностью трения (верхняя граница расплава предполагается свободной) на поверхности образца присутствует вязкая пленка, что и приводит к завышенным значениям

декремента затухания. Резкое снижение декремента при нагреве расплава обусловлено сменой граничных условий на верхней границе расплава, т. е. переходом от двух торцевых поверхностей трения к одной. Смена граничных условий вызвана разрушением поверхностной пленки при нагреве и её восстановлением при охлаждении расплава. В предельном случае, когда вязкая пленка неподвижна относительно тигля, её наличие можно учесть при вычислении вязкости, вводя вторую торцевую поверхность трения [10; 23]. По зависимости  $\delta(t)$ , приведенной на рис. 2, а, рассчитана политерма вязкости в предположении изменяющихся в ходе эксперимента граничных условий на верхней границе расплава: при нагреве от ликвидуса до 1550 °C – две торцевых поверхности трения; от 1550 до 1680 °C – одна торцевая поверхность; при охлаждении от 1680 до 1370 °C – одна торцевая поверхность; ниже 1300 °C – две торцевых поверхности трения. Полученная по такой схеме расчетная температурная зависимость кинематической вязкости (рис. 3, кривая 1) имеет монотонный вид и хорошо согласуется с зависимостью  $\nu(t)$ , полученной в опыте с крышкой на верхней границе расплава (рис. 3, кривая 2).

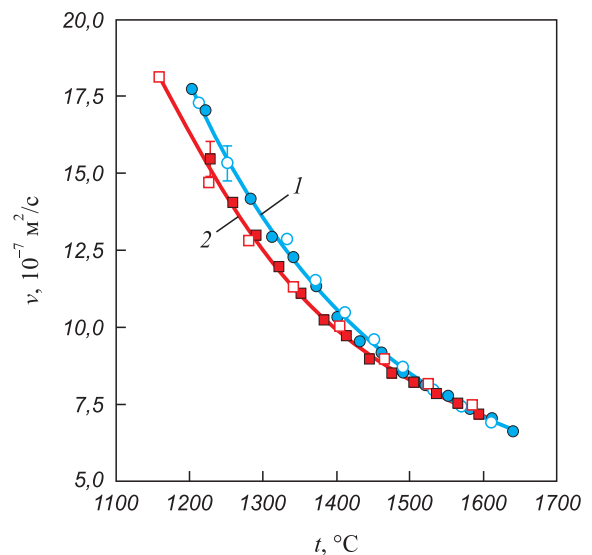
Таким образом, измерения вязкости в опытах с различными граничными условиями на верхней границе расплава (без крышки и с крышкой) позволяют выявить и исключить влияние на результаты измерений



**Рис. 2.** Температурные зависимости декремента затухания тигля с жидким сплавом  $Fe_{70}Si_{15}B_{15}$  в опытах без крышки (а) и с крышкой (б) на верхней границе расплава.

Закрашенными символами обозначены точки, полученные в режиме нагрева, не закрашенными – в режиме охлаждения

**Fig. 2.** Temperature dependences of the damping decrement of a crucible with liquid  $Fe_{70}Si_{15}B_{15}$  alloy in experiments without (a) and with a lid (b) at the melt upper boundary. Filled symbols indicate points obtained in heating mode, unfilled symbols – in cooling mode



**Рис. 3.** Температурные зависимости вязкости расплава  $Fe_{70}Si_{15}B_{15}$ : 1 – рассчитана по данным декремента затухания, полученным в опыте без крышки (рис. 2, а) с учетом изменяющихся в ходе опыта граничных условий на верхней границе расплава; 2 – рассчитана по данным декремента, полученным в опыте с крышкой на расплаве (рис. 2, б)

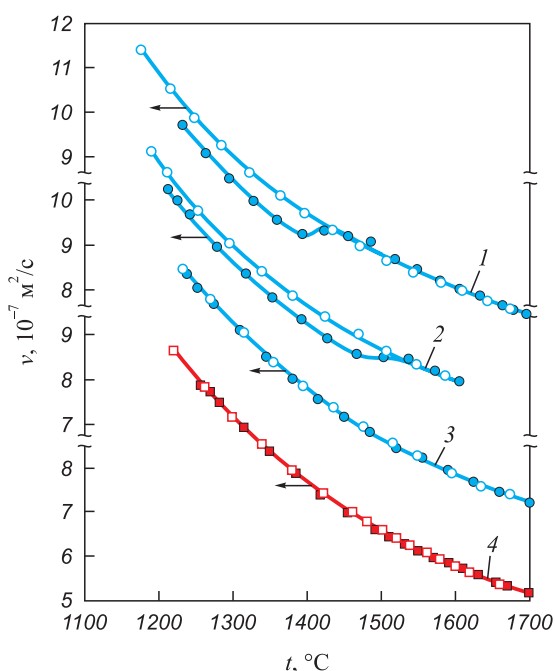
**Fig. 3.** Temperature dependences of  $Fe_{70}Si_{15}B_{15}$  melt viscosity: 1 – calculated using the damping decrement data obtained in the experiment without a lid (Fig. 2, a) taking into account the boundary conditions at the melt upper boundary changing during the experiment; 2 – calculated using the damping decrement data obtained in the experiment with a lid on the melt (Fig. 2, б)

пленочных эффектов. Для более корректного определения значений вязкости измерения следует проводить без крышки и с крышкой на верхней границе расплава. Совпадение полученных данных подтвердит их достоверность.

**Влияние на результаты измерений вязкости явлений смачивания**

Явления смачивания в наибольшей степени проявляются при исследовании расплавов, обладающих низким либо высоким смачиванием материала тигля за счет образования мениска на границе расплава и боковой стенки тигля [25; 26].

Влияние явлений смачивания на результаты измерения вязкости показано на рис. 4, где приведены температурные зависимости вязкости расплава  $Co_{81}B_{10}Si_9$ , полученные в режиме термоциклирования с многократным повторением циклов нагрев – охлаждение на одном образце. Измерения проводили в тиглях с крышкой на расплаве. При термоциклировании на политермах, полученных в режиме нагрева образца от комнатной температуры, наблюдается аномалия в виде перегиба с последующим гистерезисом политермы в режиме охлаждения (рис. 4, кривые 1 и 2).



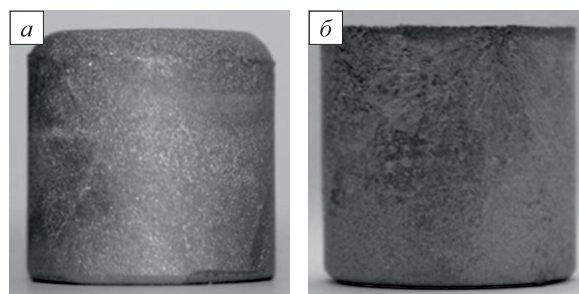
**Рис. 4.** Зависимости вязкости жидкого сплава  $Co_{81}B_{10}Si_9$  от температуры при термоциклировании: 1, 2, 3 – первый, второй и пятый циклы измерений на одном образце с его охлаждением между циклами до комнатной температуры; 4 – цикл измерений после охлаждения до 1000 °C

**Fig. 4.** Temperature dependences of liquid  $Co_{81}B_{10}Si_9$  alloy viscosity during thermal cycling: 1, 2, 3 – first, second and fifth measurement cycles on one sample with its cooling between cycles to room temperature; 4 – measurement cycle after cooling to 1000 °C

В повторных циклах измерений, проводимых в одинаковых условиях эксперимента, аномалия смещается в область более высоких температур, а величина эффекта уменьшается вплоть до полного исчезновения (рис. 4, кривая 3). Политермы вязкости, полученные в циклах измерений после охлаждения образца до температур 700 – 1100 °C, имеют монотонный характер без каких-либо особенностей (рис. 4, кривая 4).

На рис. 5 приведены фотографии слитков сплавов, полученных в тигле с крышкой после различного перегрева расплава. На слитке, полученном после нагрева до температуры 1380 °C (ниже температуры перегиба политермы), видна зона, не контактирующая со стенками тигля и крышки. При небольшом перегреве выше температуры ликвидуса в результате плохого смачивания расплав не имеет контакта с боковой стенкой вблизи крышки и частично крышкой по её периметру, образуя мениск в этой зоне. Слиток, полученный охлаждением расплава, нагретого до 1600 °C (выше температуры перегиба политермы вязкости), имеет цилиндрическую форму, следовательно, в данном опыте вся поверхность образца находилась в контакте со стенками тигля и крышки. Математическая модель, заложенная в метод крутильных колебаний [10], предполагает цилиндрическую форму жидкого образца и отсутствие проскальзывания расплава в зоне его контакта со стенками тигля в процессе измерений. Образование мениска при низкой степени смачивания приводит к уменьшению площади контакта расплава и боковой стенки тигля и, соответственно, занижению получаемых значений вязкости. Перегиб температурных зависимостей вязкости, приведенных на рис. 4, является следствием увеличения площади зоны контакта расплава со стенками тигля и крышки.

При измерении вязкости в тиглях с крышкой на верхней границе расплава исключение влияния смачивания возможно за счет подбора режимов предварительного переплава расплава или подбора массы крышки. При подборе массы крышки последняя должна быть достаточна для придания верхней границе расплава плоской



**Рис. 5.** Фотографии слитков сплава  $Co_{81}B_{10}Si_9$ , полученных охлаждением расплава после нагрева до температур 1380 °C (а) и 1700 °C (б)

**Fig. 5.** Photographs of  $Co_{81}B_{10}Si_9$  alloy ingots obtained by cooling the melt after heating to 1380 °C (a) and 1700 °C (b)

формы и расплав не должен выдавливаться между боковыми стенками тигля и крышки.

### Исследования расплавов с высокой адгезией к стенкам тигля

Обычно перед измерением вязкости проводится гомогенизирующий переплав образца при существенном перегреве выше ликвидуса сплава с последующим охлаждением до комнатной температуры. Далее проводится несколько циклов измерений. Каждый цикл начинается и завершается комнатной температурой. Применительно к некоторым системам описанную схему эксперимента реализовать не удается в связи с разрушением тигля при первых циклах нагрев – охлаждение. В таких случаях измерения свойств обычно проводят только в режиме охлаждения после нагрева расплава до максимальной температуры. В частности, данная проблема возникает при изучении расплавов системы Co–Si. Используемые в работе тигли не выдерживали больше двух циклов измерений. После третьего цикла

на стенках тигля наблюдались трещины, иногда разрушение тигля происходило в ходе измерений.

На рис. 6 приведены температурные зависимости декремента затухания тигля с жидким сплавом  $\text{Co}_{68}\text{Si}_{32}$ , полученные при двух циклах нагрев – охлаждение без предварительного переплава сплава. В первом цикле измерений (рис. 6, кривая 1) на температурной зависимости декремента затухания в режиме нагрева наблюдается перегиб в области 1450 – 1480 °С и гистерезис политерм при последующем охлаждении ниже 1480 °С. При повторном нагреве (рис. 6, кривая 2) температурная зависимость декремента имеет монотонный характер и наблюдается лишь незначительный гистерезис политерм. После этого эксперимента при визуальном осмотре на стенках тигля выявлено наличие трещин. После механического разрушения тигля на поверхности слитка присутствовали трудноотделимые частицы материала тигля. На основе этих наблюдений сделано заключение, что разрушение тигля начинается уже после первого цикла измерений и происходит преимущественно при охлаждении образца ниже температуры кристаллизации из-за высокой адгезии расплава к стенкам тигля и существенной разницы коэффициентов теплового расширения твердого сплава и материала тигля. Начало разрушения тигля является причиной небольшого гистерезиса политерм при втором цикле измерений (рис. 6, кривая 2). Гистерезис политерм нагрева и охлаждения, полученных в первом цикле измерений (рис. 6, кривая 1), свидетельствует о необратимых процессах, происходящих в расплаве. В частности, может быть следствием неомогенности расплава после плавления, связанной с металлургической наследственностью исходных шихтовых материалов [27]. В данном опыте первый цикл измерений фактически является предварительным переплавом образца.

Для исключения разрушения тигля применена схема эксперимента, по которой переплав образца в тигле производится с нагревом до максимальной температуры, предполагаемой в последующем цикле измерений, и охлаждением до температуры на 100 °С ниже температуры затвердевания расплава. Далее проводятся измерения в режиме нагрев – охлаждение. Агрегатное состояние образца контролируется по значениям декремента затухания. На рис. 6 приведена температурная зависимость декремента затухания тигля с расплавом  $\text{Co}_{68}\text{Si}_{32}$ , полученная после переплава образца в течение 10 мин при 1650 °С с охлаждением перед циклом измерений до 1150 °С. В этих условиях экспериментальные политермы декремента затухания, полученные при нагреве и последующем охлаждении, совпадают и имеют монотонный характер без каких-либо особенностей.

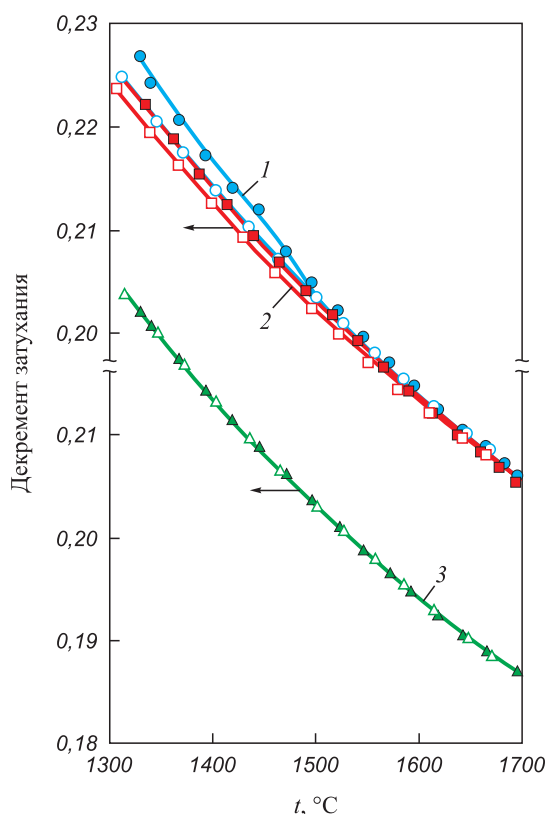


Рис. 6. Температурные зависимости декремента затухания тигля с жидким сплавом  $\text{Co}_{68}\text{Si}_{32}$ : 1, 2 – получены при первом и втором циклах нагрев – охлаждение без предварительного переплава; 3 – получена после переплава по предложенной схеме

Fig. 6. Temperature dependences of the damping decrement of a crucible with liquid  $\text{Co}_{68}\text{Si}_{32}$  alloy: 1, 2 – obtained during the first and second heating-cooling cycles without preliminary remelting; 3 – obtained after remelting according to the proposed scheme

### Выводы

Показано влияние граничных условий на верхней границе расплава и способов предварительной под-

готовки образца на результаты измерений вязкости металлических расплавов методом крутильных колебаний. При определенных условиях эксперимента на политермах могут возникать аномалии, имеющие методическую природу. Рассмотренные особенности эксперимента являются следствием пленочных эффектов, явлений смачивания и необратимых процессов, происходящих в расплаве или системе расплав – тигель.

Пленочные эффекты обусловлены изменением состояния поверхности расплава в результате образования либо разрушения вязкой пленки. Для их выявления и исключения в процессе опыта измерения вязкости следует проводить с применением различных граничных условий на верхней границе расплава (без крышки и с крышкой на расплаве).

Влияние явлений смачивания на результаты измерения вязкости вызвано искривлением верхней границы расплава в результате образования мениска при низкой либо высокой степени смачивания расплавом стенок тигля и, соответственно, изменением площади контакта жидкости с боковой стенкой тигля. При измерении вязкости в тиглях с крышкой на верхней границе расплава исключение влияния смачивания возможно подбором режимов предварительного переплава расплава либо подбором массы крышки.

Высокая адгезия сплава к стенкам тигля и существенное различие их коэффициентов теплового расширения ведут к разрушению тигля при охлаждении образца ниже температуры кристаллизации. Начало разрушения тигля приводит к необратимым процессам в системе расплав – тигель и отражается на гистерезисе политерм вязкости. Для исключения этих процессов предложен режим предварительного переплава образца с перегревом расплава до максимальной температуры, предполагаемой в последующем цикле измерений, и охлаждением до температуры на 100 °С ниже температуры его затвердевания.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Фиалков Ю.Я. Физико-химический анализ жидких систем и растворов. Киев: Наукова думка; 1992:245.
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. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(1):76–83. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-76-83>  
Sheshukov O.Yu., Nevidimov V.N., Nekrasov I.V., Metelkin A.A., Tsepelev V.S. Development of research on the physico-chemical properties of oxide and metal melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):76–83. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-76-83>
3. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. Москва: Наука; 1969:260.
4. Вертман А.А., Самарин А.М. Методы исследования свойств металлических расплавов. Москва: Наука; 1969:197.
5. Kondratyuk N., Ryltsev R., Ankudinov V., Chtchelkatchev N. First-principles calculations of the viscosity in multicomponent metallic melts: Al-Cu-Ni as a test case. *Journal of Molecular Liquids*. 2023;380:121751. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2023.121751>
6. Brooks R.F., Dinsdale A.T., Quedsted P.N. The measurement of viscosity of alloys – A review of methods, data and models. *Measurement Science and Technology*. 2005;16:354–362. <https://doi.org/10.1088/0957-0233/16/2/005>
7. Kehr M., Hoyer W., Egly I. A New high-temperature oscillating cup viscometer. *International Journal of Thermophysics*. 2007;28:1017–1025. <https://doi.org/10.1007/s10765-007-0216-9>
8. Sato Y. Representation of the viscosity of molten alloy as a function of the composition and temperature. *Japanese Journal of Applied Physics*. 2011;50(11S):11RD01. <https://doi.org/10.1143/JJAP.50.11RD01>
9. Коначков В.В., Цепелев В.С., Вьюхин В.В., Поводатор А.М., Подольская А.И. Автоматизированная установка для изучения кинематической вязкости высокотемпературных металлических расплавов. *Приборы и техника эксперимента*. 2011;(2):149–150.  
Konashkov V.V., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V., Povodator A.M., Podol'skaya A.I. A computer-aided plant for studying the kinematic viscosity of high-temperature metallic melts. *Instruments and Experimental Techniques*. 2011;54(2):284–285. <https://doi.org/10.1134/S0020441211020187>
10. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости жидких металлов. Москва: Гостехиздат; 1955:208.
11. Roscoe R. Viscosity determination by the oscillating vessel method I: Theoretical considerations. *Proceedings of the Physical Society*. 1958;72(4):576–584. <http://iopscience.iop.org/0370-1328/72/4/312>
12. Assael M.J., Kakosimos K., Banish R.M., Brillo J., Egly I., Brooks R., Quedsted P.N., Mills K.C., Nagashima A., Sato Y., Wakeham W.A. Reference data for the density and viscosity of liquid aluminum and liquid iron. *Journal of Physical and Chemical Reference Data*. 2006;35(1):285–300. <https://doi.org/10.1063/1.2149380>
13. Assael M.J., Armyra I.J., Brillo J., Stankus S.V., Wu J., Wakeham W.A. Reference data for the density and viscosity of liquid cadmium, cobalt, gallium, indium, mercury, silicon, thallium, and zinc. *Journal of Physical and Chemical Reference Data*. 2012;41(3):033101. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4729873>
14. Островский О.И., Григорян В.А. О структурных превращениях в металлических расплавах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1985;28(5):1–12.  
Ostrovskii O.I., Grigoryan V.A. On structural transformations in metallic melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1985;28(5):1–12. (In Russ.).
15. Клименков Е.А., Баум Б.А. О возможности скачкообразных изменений структуры расплавов железа. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1985;28(5):12–17.  
Klimenkov E.A., Baum B.A. On the possibility of leap changes in structure of iron melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1985;28(5):12–17. (In Russ.).
16. Базин Ю.А., Замятин В.М., Насыров Я.А., Емельянов А.В. О структурных превращениях в жидком алюминии. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1985;28(5):28–33.

- Bazin Yu.A., Zamyatin V.M., Nasyirov Ya.A., Emel'yanov A.V. On structural transformations in liquid aluminum. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1985;28(5):28–33. (In Russ.).
17. Новохатский И.А., Кисунько В.З., Ладьянов В.И. Особенности проявлений различных типов структурных превращений в металлических расплавах. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1985;28(9):1–9.
- Novokhatskii I.A., Kisun'ko V.Z., Lad'yanov V.I. Features of demonstration of various types of structural transformations in metal melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1985;28(9): 1–9. (In Russ.).
18. Chu W., Shang J., Yin K., Ren N., Hu L., Zhao Y., Dong B. Generality of abnormal viscosity drop on cooling of CuZr alloy melts and its structural origin. *Acta Materialia*. 2020;196:690–703.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.07.018>
19. Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В., Мушников В.С., Цепелев В.С. Систематизация политерма физических свойств металлических расплавов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(4):310–317.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-4-310-317>
- Tyagunov A.G., Baryshev E.E., Tyagunov G.V., Mushnikov V.S., Tsepelev V.S. Systematization of physical properties polytherms of metallic melts. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017;60(4):310–317. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-4-310-317>
20. Bai Y., Hu L., Qin J., Wang Z., Song K. General role of rare earth elements in dynamic characteristic of series of FeB-based bulk-glass-forming liquids. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2021;572:121119.  
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.121119>
21. Бельтюков А.Л., Гончаров О.Ю., Ладьянов В.И. Особенности политерма вязкости расплавов Fe–B. *Журнал физической химии*. 2017;91(10):1706–1711.
- Bel'tyukov A.L., Goncharov O.Yu., Lad'yanov V.I. Features of polytherms of the viscosity of Fe–B melts. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2017;91(10):1919–1924.  
<https://doi.org/10.1134/S0036024417100065>
22. Олянина Н.В., Бельтюков А.Л., Гончаров О.Ю., Ладьянов В.И. Влияние поверхностной пленки на результаты измерения вязкости расплава  $Co_{83}B_{17}$  методом крутильных колебаний. *Расплавы*. 2012;(2):83–90.
- Olyanina N.V., Beltyukov A.L., Goncharov O.Yu., Lad'yanov V.I. Influence of the surface film on the measurement results of viscosity of  $Co_{83}B_{17}$  melt by method of torsional vibrations. *Rasplavy*. 2012;(2):83–90. (In Russ.).
23. Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов. *Приборы и техника эксперимента*. 2008;(2):155–161.
- Bel'tyukov A.L., Lad'yanov V.I. An automated setup for determining the kinematic viscosity of metal melts. *Instruments and Experimental Techniques*. 2008;51(2):304–310.  
<https://doi.org/10.1134/S0020441208020279>
24. Бескачко В.П., Вяткин Г.П., Писарев Н.М., Щека А.И. Влияние поверхностных пленок на результаты измерения вязкости по методу Швидковского I. Теория. *Расплавы*. 1990;(6):3–8.
- Beskachko V.P., Vyatkin G.P., Pisarev N.M., Shcheka A.I. Influence of surface films on the results of viscosity measurements by the Shvidkovsky method I. Theory. *Rasplavy*. 1990;(6):3–8. (In Russ.).
25. Nunes V.M.B., Lourenco M.J.V., Santos F.J.V., Nieto de Castro C.A. The meniscus effect in viscosity determinations by the oscillating cup method. *High Temperatures – High Pressures*. 2003;35-6(1):75–80.  
<https://doi.org/10.1068/htjr083>
26. Бельтюков А.Л., Олянина Н.В., Ладьянов В.И. Особенности измерения вязкости металлических расплавов методом крутильных колебаний. *Расплавы*. 2016;2:176–184.
- Bel'tyukov A.L., Olyanina N.V., Lad'yanov V.I. Torsional vibration measurement of the viscosity of a metallic melt. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016;2016(2):156–161.  
<https://doi.org/10.1134/S0036029516020026>
27. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. и др. Жидкая сталь. Москва: Металлургия; 1984:208.

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

**Анатолий Леонидович Бельтюков**, к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН  
**ORCID:** 0000-0002-5764-454X  
**E-mail:** [albeltyukov@udman.ru](mailto:albeltyukov@udman.ru)

**Наталья Владимировна Олянина**, к.ф.-м.н., научный сотрудник, Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН  
**ORCID:** 0000-0002-5344-4815  
**E-mail:** [oljanina@mail.ru](mailto:oljanina@mail.ru)

**Anatolii L. Beltyukov**, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher, Udmurt Federal Research Center of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences  
**ORCID:** 0000-0002-5764-454X  
**E-mail:** [albeltyukov@udman.ru](mailto:albeltyukov@udman.ru)

**Natalia V. Olyanina**, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Research Associate, Udmurt Federal Research Center of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences  
**ORCID:** 0000-0002-5344-4815  
**E-mail:** [oljanina@mail.ru](mailto:oljanina@mail.ru)

Поступила в редакцию 24.04.2025  
 После доработки 20.05.2025  
 Принята к публикации 20.11.2025

Received 24.04.2025  
 Revised 20.05.2025  
 Accepted 20.11.2025



УДК 621.793.71

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-67-74

Оригинальная статья  
Original article

## ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПРИ ОБРАБОТКЕ ПОКРЫТИЙ

Р. Д. Баширов<sup>1</sup>, Д. А. Чинахов<sup>2</sup>, Э. Д. Рзаев<sup>1</sup>,  
Э. Р. Астанова<sup>1</sup>, Г. Р. Баширова<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Азербайджанский технический университет (Азербайджан, AZ 1073, Баку, пр. Гусейн Джавида, 25)

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

<sup>3</sup> Азербайджанская государственная морская академия (Азербайджан, AZ1000, Баку, ул. Зарифы Алиевой, 18)

✉ chinakhov@corp.nstu.ru

**Аннотация.** Авторы рассматривают влияние различных технологических параметров обработки (скорости вращения шлифовального круга, скорости вращения детали и скорости продольной подачи) на шероховатость поверхности, восстановленной индукционным напеканием с последующим накатыванием гильзы судового двигателя. Эти параметры играют ключевую роль в обеспечении точности обработки и в достижении минимальной шероховатости, что, в свою очередь, сказывается на долговечности и эффективности работы двигателя. Анализируются преимущества импрегнированных абразивных кругов, снижающих износ инструмента и улучшающих точность обработки. Описанные технологии восстановления деталей, такие как индукционное напекание и накатывание, повышают износостойкость и усталостную прочность. Подчеркивается значение точного соблюдения режимов обработки для предотвращения дефектов. Представленные методы повышают качество деталей, их эксплуатационные характеристики и срок службы. При внутренней абразивной обработке восстановленных гильз двигателей применение смазочно-охлаждающей жидкости приводит к усилению адгезионного взаимодействия никеля и хрома с абразивными зёрнами, что снижает эффективность процесса обработки. Импрегнированные круги уменьшают прилипание стружки, повышают самоочистку, продлевают срок службы инструмента и снижают температуру в зоне резания. Проведены эксперименты по обработке внутренних поверхностей восстановленных гильз двигателей тремя методами. Предложенный усовершенствованный способ импрегнирования абразивных кругов обеспечивает равномерное распределение пропиточного раствора. Экспериментально подтверждены снижение шероховатости обработанной поверхности и уменьшение засаливания инструмента. Установлено, что повышение скорости вращения детали и продольной подачи увеличивает шероховатость, но предложенный метод позволяет ее минимизировать. Исследуется влияние скорости вращения детали и абразивного круга на шероховатость поверхности при обработке. Увеличение скорости детали повышает длину контакта зёрен, но ухудшает качество поверхности. Повышение скорости круга, напротив, снижает шероховатость. Экспериментально подтверждено, что импрегнированные круги уменьшают шероховатость при внутренней обработке восстановленных гильз в 1,5 – 1,8 раза.

**Ключевые слова:** скорость вращения шлифовального круга, скорость вращения детали, импрегнирование, абразивные круги, пористость, импрегнатор, пропитка

**Для цитирования:** Баширов Р.Д., Чинахов Д.А., Рзаев Э.Д., Астанова Э.Р., Баширова Г.Р. Влияние технологических параметров на шероховатость при обработке покрытий. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):67–74.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-67-74>

## INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON ROUGHNESS DURING COATING PROCESSING

R. D. Bashirov<sup>1</sup>, D. A. Chinakhov<sup>2</sup>✉, E. D. Rzaev<sup>1</sup>,  
E. R. Astanova<sup>1</sup>, G. R. Bashirova<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Azerbaijan Technical University (25 Huseyn Javid Ave., Baku AZ 1073, Azerbaijan)

<sup>2</sup> Novosibirsk State Technical University (20 Karl Marks Ave., Novosibirsk 630073, Russian Federation)

<sup>3</sup> Azerbaijan State Maritime Academy (18 Zarifa Aliyeva Str., Baku AZ 1000, Azerbaijan)

✉ chinakhov@corp.nstu.ru

**Abstract.** The authors consider the influence of various processing technological parameters (grinding wheel rotation speed, part rotation speed and longitudinal feed speed) on roughness of the surface restored by induction baking followed by rolling of the marine engine sleeve. These parameters play a key role in ensuring precision processing and achieving minimal roughness, which, in turn, affects the durability and efficiency of the engine. The advantages of impregnated abrasive wheels, which reduce tool wear and improve processing accuracy, were analyzed. The described technologies for restoring parts, such as induction baking and rolling, increase wear resistance and fatigue strength. Importance of precise adherence to processing modes to prevent defects was emphasized. The presented methods improve the quality of the parts, their performance and service life, which is especially important in mechanical engineering. During internal abrasive processing of restored engine sleeves, application of a cutting fluid intensifies the adhesive interaction between nickel- and chromium-based materials and the abrasive grains, resulting in reduced processing efficiency. The impregnated wheels reduce chip sticking, increase self-cleaning, prolong tool life, and lower the temperature in the cutting area. The authors carried out the experiments on processing the internal surfaces of the restored engine sleeves by three processing methods. The proposed improved method for impregnating abrasive wheels ensures an even distribution of the impregnation solution. Reduction of roughness of the treated surface and reduction in wheel loading were experimentally confirmed. It was found that reducing the part rotation speed and the longitudinal feed speed increases the roughness, but the proposed method allows it to be minimized. Influence of rotation speeds of the part and the abrasive wheel on the surface roughness during processing was investigated. Increasing the part speed increases the grain contact length, degrading the surface quality. Increasing the wheel speed, on the contrary, reduces the roughness. The experiments confirmed that impregnated wheels reduce roughness during internal processing of restored sleeves by 1.5 – 1.8 times.

**Keywords:** grinding wheel rotation speed, part rotation speed, impregnation, abrasive wheels, porosity, impregnators, impregnation

**For citation:** Bashirov R.D., Chinakhov D.A., Rzaev E.D., Astanova E.R., Bashirova G.R. Influence of technological parameters on roughness during coating processing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):67–74. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-67-74>

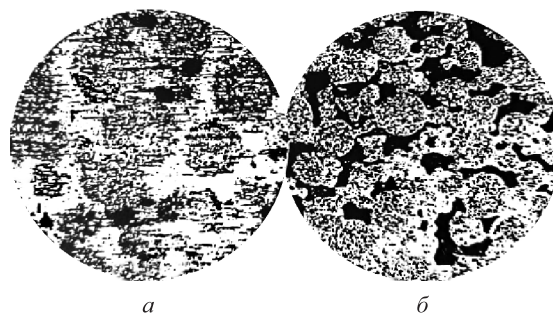
### ВВЕДЕНИЕ

Современные методы обработки (такие как электроимпульсная и абразивная обработка с охлаждением) значительно улучшают эксплуатационные свойства деталей. Такие виды обработки минимизируют микронеровности, снижают трение и износ, а также предотвращают появление микротрещин. Применение сверхтвердого алмазного и эльборного шлифования повышает твердость и износостойкость, а прецизионные технологии обеспечивают высокую геометрическую точность обработки, что особенно важно для деталей, работающих в условиях динамических нагрузок. Таким образом, современные методы обработки повышают не только качество, но и надежность деталей в эксплуатации [1 – 3]. Однако при нарушении режимов обработки возможны перегревы, которые приводят к изменению структуры материала, появлению закалочных трещин и снижению прочности, что может привести к короблению или разрушению детали в процессе эксплуатации.

Для нанесения покрытий, упрочнения и восстановления деталей, эксплуатируемых в условиях интенсивного износа, перспективным решением является использование износостойких порошковых материалов,

таких как ПГ-СР2 и ПГ-10Н-0,2. Основными компонентами данных материалов являются хром, железо, никель и карбидообразующие элементы (W, Mo, V), которые обеспечивают высокую твердость, износостойкость, жаропрочность и коррозионную стойкость [4 – 6].

На рис. 1 представлены микроструктуры покрытий ПГ-СР2 + 30 % НПЧ1 и ПГ-СР2 + 75 % НПЧ1. По результатам визуального анализа микроструктур



**Рис. 1.** Микроструктура порошковых смесей ПГ-СР2 + 30 % НПЧ1 (а) и ПГ-СР2 + 75 % НПЧ1 (б) при скорости нагрева 5 К/с и температуре нагрева 1323 К (150°)

**Fig. 1.** Microstructure of powder mixtures PG-SR2 + 30 % NPCh1 (a) and PG-SR2 + 75 % NPCh1 (b) at heating rate of 5 K/s and heating temperature of 1323 K (150°)

тура покрытия с меньшим содержанием наполнителя (30 % НПЧ1) характеризуется большей однородностью. В частности, микроструктура покрытия состава ПГ-СР2 + 30 % НПЧ1 представлена спеченными частицами базового компонента, армированными частицами наполнителя за счет процесса жидкофазного спекания.

При использовании состава ПГ-СР2 + 75 % НПЧ1 микроструктура характеризуется формированием блоков, состоящих из частиц порошка ПГ-СР2 относительно крупных размеров, между которыми распределены мелкодисперсные частицы наполнителя НПЧ1.

Полученные экспериментальные данные демонстрируют, что добавление к порошку ПГ-СР2 наполнителей на основе никеля (НПЧ1, НПЧ2, НПЧ3) и железного порошка ПЖ6М в количестве до 35 и 25 % соответственно позволяет создавать качественные покрытия с пористостью, не превышающей 15 %.

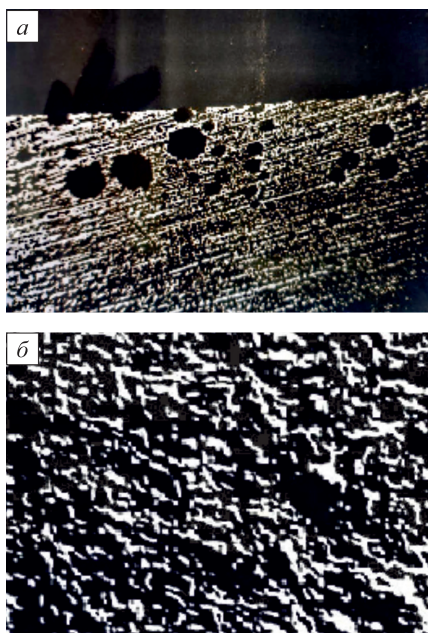
Предварительные эксперименты по напеканию порошковых композиций показали, что для всех рассматриваемых двухкомпонентных порошковых смесей их спекаемость и напекаемость к основе гильзы ухудшаются с повышением содержания наполнителя. Увеличение содержания порошков типа НПЧ1, НПЧ2, НПЧ3, ПГ-10Н-04 более, чем на 35 %, и железного порошка ПЖ6М более, чем на 25 %, в двухкомпонентных смесях с порошком ПГ-СР2 ведет к повышению пористости покрытия, которая при увеличении

содержания наполнителя переходит в макропористость с величиной пор от 0,5 до 1,5 мм (рис. 2, а).

С помощью растрового микроскопа изучены поверхности со свежими следами разрушения, полученными в результате отрыва штифта от напеченного покрытия. На рис. 2, б показана фрактограмма локальной зоны разрушения поверхности покрытия ПГ-СР2. Исследуемая зона представляет собой смешанный излом с элементами вязкого и хрупкого разрушения. Резкие границы перехода – это элементы хрупкого излома, более сглаженные при вязком разрушении. Отрыв штифта по переходной зоне (рис. 2, б) характеризуется вязким разрушением, что говорит о хорошем контакте покрытия с основной гильзой.

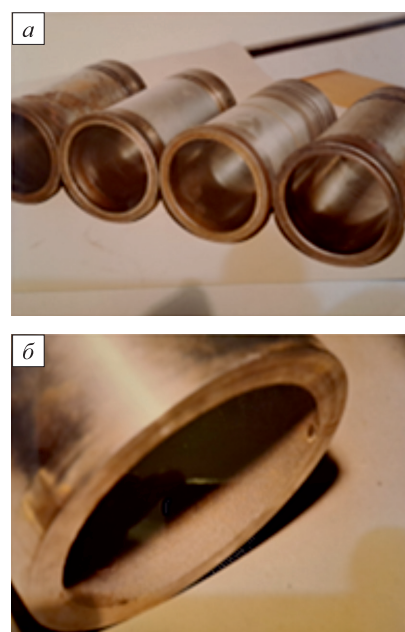
Для повышения свойств напеченных слоев разработана технология накатывания поверхностей после индукционного центробежного напекания (ИЦН). Этот метод восстанавливает детали путем нанесения металлического слоя, который затем обрабатывается накатыванием. При таком процессе снижается шероховатость, уплотняется структура, уменьшается пористость, создаются остаточные сжимающие напряжения, что повышает усталостную прочность и снижает износ рабочих поверхностей.

Восстановление внутренней поверхности гильзы цилиндра методом индукционного спекания включает нанесение порошкового материала с последующим нагревом. Этот метод обеспечивает прочную адгезию, минимальное тепловое воздействие и повышенную износостойкость (рис. 3). Однако обработка восста-



**Рис. 2.** Микроструктура покрытия ПГ-СР2 до обработки: а – макропористость покрытия, полученного напеканием смеси порошков ПГ-СР2 + 50 % ПГ-10Н-04 (24°); б – фрактограммы локальной зоны разрушения поверхности покрытия ПГ-СР2 и поверхности штифта (48°)

**Fig. 2.** Microstructure of PG-SR2 coating before processing: а – macroporosity of the coating obtained by induction baking a powder mixture of PG-SR2 + 50% PG-10N-04 (24°); б – fractographs of the local fracture zone of PG-SR2 coating surface and the pin surface (48°)



**Рис. 3.** Изношенные, подлежащие восстановлению (а) и восстановленные индукционным центробежным напеканием (б) гильзы судового двигателя 6Ч17/14

**Fig. 3.** Worn, restorable (а) and restored by induction centrifugal baking (б) marine engine sleeves 6Ch17/14

новленного слоя затруднена из-за высокой твердости, неоднородности структуры и изменений в металле при быстром нагреве и охлаждении [5; 6].

Ключевым этапом финальной обработки, который обеспечивает точность геометрии, минимальную шероховатость и требуемые параметры сопряжения с поршнем, является шлифование восстановленных гильз: черновое удаляет основной слой материала, а чистовое обеспечивает точные размеры и улучшает микрогеометрию. Этот процесс требует строгого соблюдения технологии, так как влияет на срок службы двигателя, износ поршневой группы и расход масла. Качественная обработка особенно важна для двигателей, работающих при высоких нагрузках [7 – 9].

В машиностроении используются различные методы повышения эксплуатационных свойств абразивных инструментов при обработке. Оптимизация структуры, состава и режимов работы инструментов позволяет увеличить их долговечность и эффективность работы. Основные направления улучшения включают: применение современных абразивов (алмаз, кубический нитрид бора); использование композитных, керамических и гибридных связей; применение самозатачивающихся и пористых кругов для лучшего отвода стружки и охлаждения. Дополнительные технологии (такие как электроимпульсное и ультразвуковое воздействия) и использование смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) снижают износ и энергозатраты [10 – 13].

Важным этапом обработки, обеспечивающим высокую точность размеров и минимальную шероховатость, является внутреннее шлифование гильз цилиндров двигателя. Однако при использовании традиционных кругов (например, 25A20ПСМ18K8Б3) наблюдаются налипание стружки, засорение и интенсивный износ инструмента, которые снижают точность обработки. Исследования показали, что при обработке напеченных поверхностей из порошковых материалов (ПГ-СР2, содержащих хром, железо и никель) особенно остро встает проблема засаливания круга.

Одним из перспективных решений является применение импрегнированных абразивных кругов. Круги пропитываются специальными составами (маслами, полимерами, металлическими соединениями), что улучшает их характеристики. Преимуществами таких кругов являются стабильность шлифования, снижение нагрева, уменьшение засорения и повышение точности обработки. Это делает их особенно полезными для твердых и труднообрабатываемых материалов.

Импрегнированные круги решают эту проблему за счет присутствия твердой смазки в составе. При этом снижаются контактное давление и силы резания, уменьшается температура обработки и замедляется износ круга. Применение таких кругов позволяет повысить производительность и качество обработки металлических изделий, что особенно важно для серийного

и массового производства, требующего высокой точности и долговечности инструмента.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эксперименты показали, что при внутренней обработке восстановленных гильз двигателей использование смазочно-охлаждающей жидкости приводит к резкому охлаждению зоны стружкообразования. Это вызывает адгезионное прилипание никеля и хрома к абразивным зернам, что снижает режущую способность круга и ухудшает теплоотвод [14 – 16]. В результате увеличивается износ инструмента, повышается температура в зоне резания, что может привести к появлению микротрещин и дефектов обработанной поверхности.

Для минимизации прилипания важно правильно подбирать абразивный инструмент, оптимизировать режимы обработки и использовать эффективные СОЖ. Также необходимо регулярно проводить правку шлифовального круга [17 – 19].

Применение импрегнированных абразивных кругов снижает адгезию стружки, улучшает самоочистление зерен, продлевает срок службы инструмента и уменьшает температуру в зоне контакта. Импрегнаторы участвуют в процессе стружкообразования, улучшая условия трения и снижая силы резания при обработке порошковых материалов [20; 21].

Эффективность импрегнирования зависит от равномерности распределения импрегнатора, пористости круга и технологии пропитки. Импрегнированные круги приобретают гидрофобные свойства, что защищает их от влаги и продлевает срок хранения [18; 19].

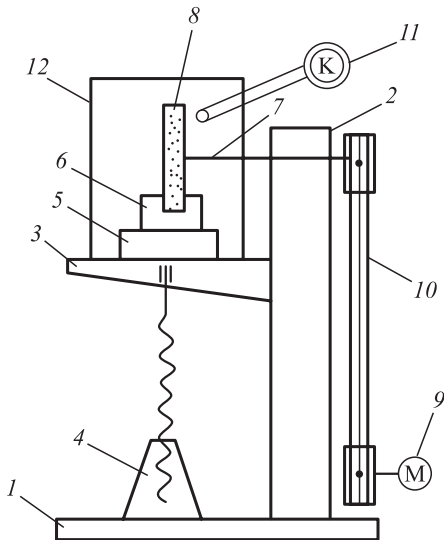
В настоящей работе применяли три метода обработки внутренних поверхностей восстановленных гильз двигателей:

- обработка с применением СОЖ (3 % эмульсии);
- обработка абразивными кругами, импрегнированными стандартным методом [18; 19];
- обработка абразивными кругами, импрегнированными предлагаемым способом.

В предложенном способе импрегнирования абразивный круг устанавливается на шпиндель 7 пропиточного устройства (рис. 4), затем погружается в ванну 6 с пропиточным раствором, обеспечивая свободное заполнение пор. После извлечения круг вращается со скоростью 1000 об/мин, что позволяет удалить излишки раствора. Это способствует равномерному распределению импрегнатора и снижает вероятность засаливания инструмента стружкой [18; 22].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Шероховатость обработанной поверхности оценивалась в зависимости от режимов обработки. Установлено, что основное влияние на шероховатость оказывает



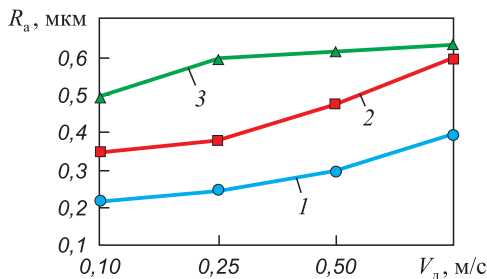
**Рис. 4.** Устройство для пропитки абразивного инструмента:  
 1 – основание; 2 – стойка; 3 – стол; 4 – винт; 5 – нагреватель; 6 – ванна; 7 – шпиндель; 8 – абразивный инструмент;  
 9 – электродвигатель; 10 – ременная передача; 11 – калорифер;  
 12 – крышка камеры

**Fig. 4.** Device for impregnating an abrasive tool:

1 – base; 2 – rack; 3 – table; 4 – screw; 5 – heater; 6 – bath;  
 7 – spindle; 8 – abrasive tool; 9 – electric engine; 10 – belt drive;  
 11 – heater; 12 – chamber cover

скорость вращения обрабатываемой детали. Кривая 3 (рис. 5) получена при обработке стандартным абразивным кругом с охлаждением, кривая 2 – при обработке импрегнированным стандартным методом кругом. Кривая 1 демонстрирует снижение шероховатости при использовании предложенного способа импрегнирования, это наилучший результат.

Импрегнированные предложенным методом круги обеспечивают уменьшение сил резания и пластической



**Рис. 5.** Влияние скорости вращения детали  $V_d$  на шероховатость поверхности при внутренней обработке ( $V_{кр} = 35$  м/с;  $t = 0,003$  мм;  $S_{пр} = 0,2$  м/с):  
 1 – абразивный круг, импрегнированный предложенным способом;  
 2 – абразивный круг, импрегнированный обычным способом;  
 3 – обычный абразивный круг со смазочно-охлаждающей жидкостью

**Fig. 5.** Influence of the part rotation speed  $V_d$  on surface roughness during internal processing ( $V_{кр} = 35$  m/s;  $t = 0.003$  mm;  $S_{пр} = 0.2$  m/s):  
 1 – abrasive wheel impregnated with the proposed method;  
 2 – abrasive wheel impregnated in the usual way;  
 3 – conventional abrasive wheel with cutting fluid

деформации, что снижает шероховатость поверхности. Такие круги менее подвержены засаливанию, а шлифовальная стружка эффективно удаляется из зоны контакта.

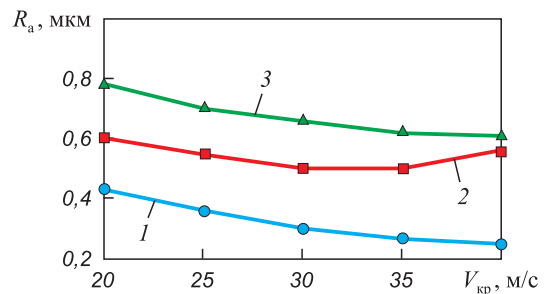
Эксперименты по влиянию режимов обработки ( $V_d$  – скорости вращения детали;  $V_{кр}$  – скорости вращения круга;  $S_{пр}$  – продольной подачи) показали, что увеличение  $V_d$  и  $S_{пр}$  повышают шероховатость поверхности во всех методах обработки. С увеличением скорости  $V_d$  наблюдается рост значения  $R_a$  для всех исследуемых режимов (рис. 5). Минимальные значения шероховатости характерны для режима 1 – абразивного круга, импрегнированного предложенным способом; тогда как режим 3 (обычный абразивный круг с применением смазочно-охлаждающей жидкости) обеспечивает наибольшие значения  $R_a$  во всем диапазоне скоростей.

С увеличением скорости вращения шлифовального круга  $V_{кр}$  наблюдается общее снижение значения  $R_a$  для всех исследуемых режимов (рис. 6). Наименьшие значения шероховатости достигаются при режиме 1 – абразивный круг, импрегнированный предложенным способом. Режим 3 характеризуется наибольшими значениями  $R_a$  во всем исследуемом диапазоне скоростей.

Из рис. 7 видно, что с увеличением продольной подачи  $S_{пр}$  наблюдается рост значения  $R_a$  для всех исследуемых режимов. Минимальные значения шероховатости характерны для режима 1. Режим 3 обеспечивает наибольшие значения  $R_a$  на всем диапазоне продольной подачи.

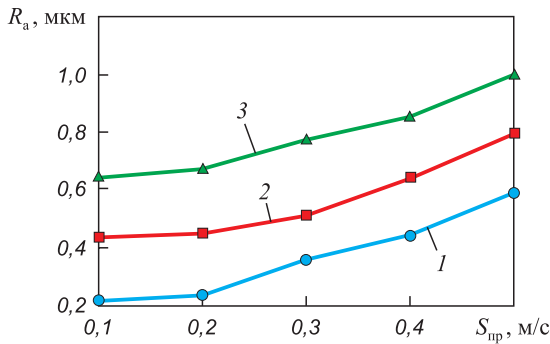
Различия между кривыми на рис. 5 – 7 указывают на существенное влияние условий обработки на формирование микрорельефа поверхности.

Эксперименты показывают, что при внутренней обработке гильз двигателя, восстановленных с исполь-



**Рис. 6.** Влияние скорости вращения шлифовального круга  $V_{кр}$  на шероховатость поверхности при внутренней обработке ( $V_d = 0,5$  м/с;  $t = 0,003$  мм;  $S_{пр} = 0,2$  м/с):  
 1 – абразивный круг, импрегнированный предложенным способом;  
 2 – абразивный круг, импрегнированный обычным способом;  
 3 – обычный абразивный круг со смазочно-охлаждающей жидкостью

**Fig. 6.** Influence of the grinding wheel rotation speed  $V_{кр}$  on surface roughness during internal processing ( $V_d = 0.5$  m/s;  $t = 0.003$  mm;  $S_{пр} = 0.2$  m/s):  
 1 – abrasive wheel impregnated with the proposed method;  
 2 – abrasive wheel impregnated in the usual way;  
 3 – conventional abrasive wheel with cutting fluid



**Рис. 7.** Влияние продольной подачи  $S_{пр}$  на шероховатость поверхности при внутренней обработке ( $V_{кр} = 35$  м/с;  $V_{д} = 0,5$  м/с;  $t = 0,003$  мм):

- 1 – абразивный круг, импрегнированный предложенным способом;
- 2 – абразивный круг, импрегнированный обычным способом;
- 3 – обычный абразивный круг со смазочно-охлаждающей жидкостью

**Fig. 7.** Influence of longitudinal feed  $S_{пр}$  on surface roughness during internal processing ( $V_{кр} = 35$  m/s;  $V_{д} = 0.5$  m/s;  $t = 0.003$  mm):

- 1 – abrasive wheel impregnated with the proposed method;
- 2 – abrasive wheel impregnated in the usual way;
- 3 – conventional abrasive wheel with cutting fluid

зованием порошковых материалов, применение импрегнированных абразивных кругов позволяет снизить шероховатость поверхности в 1,5 – 1,8 раза. Таким образом, предложенный способ импрегнирования абразивных кругов позволяет существенно улучшить качество обработки восстановленных гильз двигателей.

На рис. 8 приведены фотографии микрошлифов изношенных гильз цилиндров 6Ч17/14 судового дизеля, прошедших межремонтный ресурс. Микроструктура изношенной гильзы соответствует по характеру распределения графита в металлической основе баллом Гд-6. Форма графита для гильз цилиндров дендритно-розеточная с включениями графита округлой формы. Металлическая основа (рис. 8, а) гильз цилиндров соответствует перлиту балла П-П95, количество феррита не превышает 1,0 – 1,5 % к площади шлифа.

На рис. 8, д, е приведена микроструктура гильз цилиндров после напекания порошкового покрытия. Графитовые включения чугуна гильз в зоне напекания порошкового покрытия соответствуют баллам Гд-5. Форма графита у гильз цилиндров дендритно-розеточная. Немного увеличилось количество графита округлой формы.

Микроструктура гильз с нанесенным покрытием после последующих механических обработок соответствует микроструктуре изношенной гильзы. Анализ показал, что структура металлической основы гильзы находится в пределах требований ГОСТ.

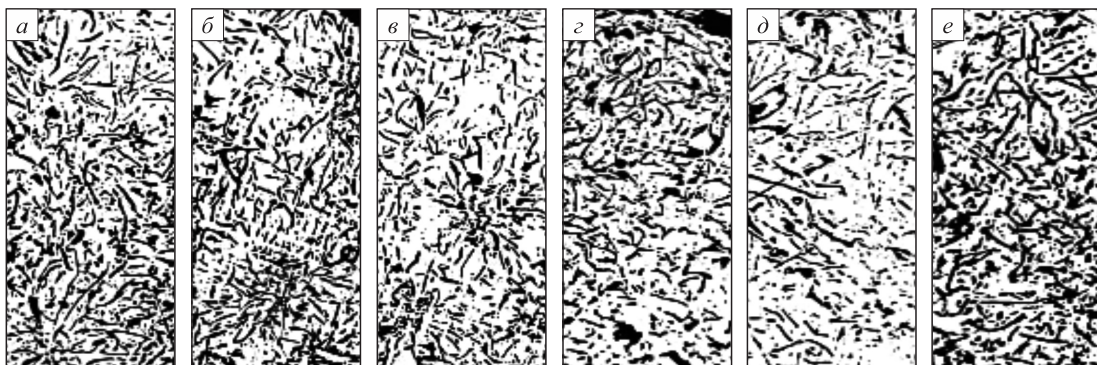
### Выводы

При увеличении скорости вращения детали в процессе шлифования возрастает длина контакта абразивных зерен с обрабатываемой поверхностью. Это способствует увеличению остаточной высоты шероховатости, усилению тепловых эффектов и изменению механических свойств поверхностного слоя.

С увеличением скорости вращения абразивного круга возрастает частота его контактов с заготовкой, что приводит к вовлечению большего количества зерен в процесс обработки. В результате повышается равномерность съема материала, что способствует снижению шероховатости поверхности.

Анализ кинематических процессов шлифования показал, что увеличение скорости вращения детали увеличивает длину контакта абразивных зерен, что ведет к росту остаточных высот шероховатости. В то же время при повышении скорости вращения абразивного круга наблюдается общее снижение значения шероховатости внутренней поверхности гильзы.

Экспериментальные исследования подтвердили, что при внутренней обработке гильзы двигателя, восстановленной с использованием порошковых материалов, применение импрегнированных кругов снижает шероховатость поверхности в 1,5 – 1,8 раза.



**Рис. 8.** Микроструктура ( $100^\circ$ ) изношенной гильзы в зоне напекания покрытия (а, б) и вне зоны напекания покрытия (в, г), а также напеченной гильзы в зоне напекания покрытия (д, е)

**Fig. 8.** Microstructure ( $100^\circ$ ) of the worn sleeve in the coating baking area (а, б) and outside it (в, г), as well as the baked sleeve in the coating baking area (д, е)

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Бутенко В.И., Дуров Д.С., Гусакова Л.В., Сафоклов Б.Б., Долгов О.С. Перспективы применения импрегнированных абразивных материалов на металлообрабатывающем предприятии. *Экономика: вчера, сегодня, завтра*. 2020;10(9-1):239–246.  
Butenko V.I., Durov D.S., Gusakova L.V., Safoklov B.B., Dolgov O.S. Prospects for the use of impregnated abrasive materials in metalworking enterprises. *Economics: yesterday, today, tomorrow*. 2020;10(9-1):239–246. (In Russ.).
2. Бутенко В.И., Гусакова Л.В., Кулинский А.Д. Перспективные направления повышения эффективности шлифования поверхностей деталей машин. *Вестник Брянского государственного технического университета*. 2016;(2(50)):112–121. <https://doi.org/10.12737/20254>  
Butenko V.I., Gusakova L.V., Kulinsky A.D. Promising directions to increase grinding efficiency in machine parts surfaces. *Bulletin of the Bryansk State Technical University*. 2016;(2(50)):112–121. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.12737/20254>
3. Гусакова Л.В. Импрегнирование шлифовальных кругов. *Вестник Брянского государственного технического университета*. 2019;(12(85)):13–20. <https://doi.org/10.30987/1999-8775-2019-2019-12-13-20>  
Gusakova L.V. Abrasive disc impregnation. *Bulletin of the Bryansk State Technical University*. 2019;(12(85)):13–20. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.30987/1999-8775-2019-2019-12-13-20>
4. Nadolny K., Sienicki W., Wojtewicz M. The effect of sulfurization on the grinding wheel cutting ability in the internal cylindrical grinding of nickel superalloys. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. 2017;231(1):140–154. <https://doi.org/10.1177/0954405415572643>
5. Bashirov R.J., Rasulov F.R., Gakhramanov V.F. Investigation of the adhesive coating with the base of the sleeve during centrifugal induction sintering. In: *The Int. Symposium for Production Research ISPR 2022: Towards Industry 5.0*. 2022;143–150.
6. Баширов Р.Дж., Амиров Ф.Г. Методика определения теплового состояния втулки цилиндра при центробежном индукционном напекании. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение. МГТУ им. Баумана*. 2022;(8(749)):33–41. <https://doi.org/10.18698/0536-1044-2022-8-33-41>  
Bashirov R.J., Amirov F.G. Method for determining the thermal state of the cylinder sleeve during centrifugal induction sintering. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*. 2022;(8(749)):33–41. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.18698/0536-1044-2022-8-33-41>
7. Kaplonek W., Nadolny K. The diagnostics of abrasive tools after internal cylindrical grinding of hard-to-cut materials by means of a laser technique using imaging and analysis of scattered light. *Arabian Journal for Science and Engineering*. 2013;38:953–970. <https://doi.org/10.1007/s13369-012-0374-3>
8. Tamotsu T., Sakuma K. Characteristics of coated grinding wheels in creep feed grinding – effect of coated wheel with high thermal conductivity metal (nickel). *Bulletin of the JSME*. 1983;26(213):468–475. <https://doi.org/10.1299/jsme1958.26.468>
9. Pashmforoush F., Delir Bagherinia R. Influence of water-based copper nanofluid on wheel loading and surface roughness during grinding of Inconel 738 superalloy. *Journal of Cleaner Production*. 2018;178:363–372. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.01.003>
10. Ikari T., Honda M., Kitajima T., Yui A. Effect of grinding fluid on the grinding characteristics of CMSX4. In: *Proceedings of the 21<sup>st</sup> Int. Conf. of the European Society for Precision Engineering and Nanotechnology, EUSPEN 2021*. 2021;431–432.
11. Gupta S.N., Chak S. Grinding temperature and its consequences on induced residual stresses during grinding of nickel-based superalloys: A review. *Engineering Research Express*. 2022;4(4):045001. <https://doi.org/10.1088/2631-8695/aca11d>
12. Binali R. Experimental and machine learning comparison for measurement the machinability of nickel based alloy in pursuit of sustainability. *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*. 2024;236:115142. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2024.115142>
13. Хелми А. Юсеф. Обработка нержавеющей сталей и жаропрочных сплавов: традиционные и нетрадиционные методы. Александрия: Александрийский университет; 2016:278.
14. Xu X., Yu Y., Huang H. Mechanisms of abrasive wear in the grinding of titanium (TC4) and nickel (K417) alloys. *Wear*. 2003;255(7-12):1421–1426. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00163-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00163-7)
15. Namazov S., Taghiyev T., Mashayev S. Development of production technology for the valve of steel drilling pump brand of PK08X4H5. *Advances in Science and Technology*. 2024;148:87–93. <https://doi.org/10.4028/p-PhqQk6>
16. Степанов Е.В. Импрегнирование абразивных кругов. *Молодой ученый*. 2013;(10(57)):206–209.  
Stepanov E.V. Impregnation of abrasive wheels. *Young Scientist*. 2013;(10(57)):206–209. (In Russ.).
17. Kong L.Y., Yan Q.Sh., Song J.H., Song Y.N. Research on uniform surface roughness in grinding of revolving curved surface. *Key Engineering Materials*. 2009;416:113–117. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.416.113>
18. Патент № I20010031 Азербайджана. Состав для пропитки абразивных кругов / Аббасов В.А., Гамбарова Г.М. Оpubл. 22.01.2001 г.
19. Патент № I20010032 Азербайджана. Способ пропитки абразивных кругов / Аббасов В.А., Гашимов Г.А., Гамбарова Г.М. Оpubл. 22.01.2001 г.
20. Vecchiareilli J.A., Kinisky T.G., Sheldon D.A. Impregnation of grinding wheels using supercritical fluids. Pat. 7344573 US: Int. Cl. B 24 D 11/00/. Prior Publication Data 12.05.05; date of patent 18.03.2008.
21. Denkena B., Fischer R. Theoretical and experimental determination of geometry deviation in continuous path controlled OD grinding processes. *Advanced Materials Research*. 2011;223:784–793. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.223.784>
22. Chao X.Sh., Geng Zh.J., Xiu P.B. Experimental study on point grinding technical parameters affecting coolant jet parameters. *Key Engineering Materials*. 2009;416:13–17. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.416.13>

Сведения об авторах

Information about the Authors

**Расим Джавад оглы Баширов**, д.т.н., профессор кафедры «Специальная техника и технология», Азербайджанский технический университет

**ORCID:** 0000-0001-6907-2502

**E-mail:** rasim\_agma@aztu.edu.az

**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

**Эльчин Давид оглы Рзаев**, к.т.н., доцент, декан факультета «Специальная техника и технология», Азербайджанский технический университет

**ORCID:** 0009-0002-9661-5300

**E-mail:** elchin\_rzayev@aztu.edu.az

**Эсмירה Рафик кызы Астанова**, ассистент кафедры «Специальные технологии и оборудования», Азербайджанский технический университет

**ORCID:** 0009-0007-4865-2859

**E-mail:** e.astanova@aztu.edu.az

**Гульнар Расим кызы Баширова**, к.ф.н, доцент кафедры «Иностранные языки», Азербайджанская государственная морская академия

**ORCID:** 0009-0007-9211-1865

**E-mail:** bashirovagulnar@adda.edu.az

**Rasim J. Bashirov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of “Special Technologies and Equipment”, Azerbaijan Technical University

**ORCID:** 0000-0001-6907-2502

**E-mail:** rasim\_agma@aztu.edu.az

**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

**El'chin D. Rzaev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Dean of the Faculty of Special Engineering and Technology, Azerbaijan Technical University

**ORCID:** 0009-0002-9661-5300

**E-mail:** elchin\_rzayev@aztu.edu.az

**Esmira R. Astanova**, Assistant of the Chair of Special Technologies and Equipment, Azerbaijan Technical University

**ORCID:** 0009-0007-4865-2859

**E-mail:** e.astanova@aztu.edu.az

**Gul'nar R. Bashirova**, Cand. Sci. (Philological), Assist. Prof. of the Chair of Foreign Languages, Azerbaijan State Maritime Academy

**ORCID:** 0009-0007-9211-1865

**E-mail:** bashirovagulnar@adda.edu.az

Вклад авторов

Contribution of the Authors

**Р. Д. Баширов** – проведение эксперимента, написание текста статьи, анализ данных эксперимента.

**Д. А. Чинахов** – окончательное редактирование статьи, обработка данных.

**Э. Д. Рзаев** – проведение эксперимента.

**Э. А. Астанова** – обзор литературы, описание данных эксперимента.

**Г. Р. Баширова** – обзор иностранной литературы, оформление статьи.

**R. D. Bashirov** – conducting the experiment, writing the text, analyzing the experimental data.

**D. A. Chinakhov** – final editing of the article, data processing.

**E. D. Rzaev** – conducting the experiment.

**E. A. Astanova** – literary review, description of the experimental data.

**G. R. Bashirova** – review of foreign literature, design of the article.

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 669.02/09.001.575(075.8)

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-75-83



Оригинальная статья

Original article

## РАЗРАБОТКА И РЕАЛИЗАЦИЯ ИНФОРМАЦИОННО-МОДЕЛИРУЮЩИХ СИСТЕМ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЕЙ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ\*

Н. А. Спири<sup>✉</sup>, В. В. Лавров, И. А. Гури<sup>✉</sup>, К. А. Щипанов

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (Россия, 620062, Екатеринбург, ул. Мира, 28)

✉ n.a.spirin@urfu.ru

**Аннотация.** В работе представлен комплексный подход к разработке и внедрению информационно-моделирующих систем (ИМС), предназначенных для управления технологией доменной плавки. Основное внимание уделено созданию математических моделей теплового, газодинамического и шлакового режимов, которые позволяют более точно прогнозировать поведение доменной печи в условиях изменяющихся свойств сырья и параметров комбинированного дутья. Представленные результаты демонстрируют, что применение модульной архитектуры построения информационных систем и современных вычислительных технологий позволяет расширить набор технологических параметров для оценки хода доменной плавки, повысить эффективность мониторинга производственных процессов и снизить издержки на разработку и сопровождение программного обеспечения информационных систем за счет их автоматизации. Использование модульной архитектуры и микросервисных технологий обеспечивает гибкость, масштабируемость и возможность адаптации программных решений под конкретные производственные задачи. В статье приведены результаты разработки программного обеспечения подсистем расчета показателей теплового и газодинамического режимов, а также прогнозирования содержания кремния в чугунах и свойств конечного шлака. Практическая реализация выполнена с использованием современных технологий .NET, PostgreSQL, Docker и DevOps-инструментов. Сравнительный анализ работы подсистем подтвердил их эффективность при интеграции с АСУ ТП и производственными базами данных. Проведены тестовые испытания на реальных промышленных данных. Полученные результаты свидетельствуют о высокой практической значимости внедрения ИМС для обеспечения стабильности и эффективности доменной плавки в условиях цифровой трансформации металлургического производства.

**Ключевые слова:** доменное производство, система поддержки принятия решений, информационно-моделирующая система, тепловой режим, газодинамический режим, шлаковый режим, программное обеспечение

**Для цитирования:** Спири<sup>✉</sup> Н.А., Лавров В.В., Гури<sup>✉</sup> И.А., Щипанов К.А. Разработка и реализация информационно-моделирующих систем для управления технологией доменной плавки. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):75–83.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-75-83>

\* По материалам XVI Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина.

## DEVELOPMENT AND IMPLEMENTATION OF INFORMATION MODELING SYSTEMS FOR MANAGING BLAST FURNACE SMELTING TECHNOLOGY\*

N. A. Spirin<sup>✉</sup>, V. V. Lavrov, I. A. Gurin, K. A. Shchipanov

Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin (28 Mira Str., Yekaterinburg 620062, Russian Federation)

✉ n.a.spirin@urfu.ru

**Abstract.** The article presents an integrated approach to the development and implementation of information modeling systems (IMS) designed to control blast furnace smelting technology. The main attention is paid to the creation of mathematical models of thermal, gas-dynamic and slag modes which allow more accurate prediction of the blast furnace behavior under conditions of changing raw material properties and combined

blast parameters. The presented results demonstrate that the use of a modular architecture for building information systems and modern computing technologies allows expanding the set of process parameters for assessing the progress of blast furnace smelting, increasing the efficiency of monitoring production processes and reducing the costs of developing and maintaining software for information systems due to their automation. It is shown that the use of a modular architecture and microservice technologies provides flexibility, scalability and the ability to adapt software solutions to specific production tasks. The article presents the results of developing software for subsystems for calculating thermal and gas-dynamic modes, as well as predicting the silicon content in cast iron and the properties of the final slag. Practical implementation is carried out using modern .NET, PostgreSQL, Docker and DevOps tools. A comparative analysis of the subsystems' operation confirmed their efficiency when integrated with the automated process control system and production databases. The tests were conducted on real industrial data. The obtained results indicate the high practical significance of implementation of the integrated management system for ensuring the stability and efficiency of blast furnace smelting in the context of digital transformation of metallurgical production.

**Keywords:** blast furnace production, decision support system, information modeling system, thermal mode, gas-dynamic mode, slag mode, software

**For citation:** Spirin N.A., Lavrov V.V., Gurin I.A., Shchipanov K.A. Development and implementation of information modeling systems for managing blast furnace smelting technology. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):75–83. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-75-83>

\* Based on the materials of the 16<sup>th</sup> International Scientific Conference “Physicochemical Foundations of Metallurgical Processes” named after Academician A.M. Samarin.

Современное доменное производство является сложной, энергонасыщенной, распределенной технологической системой, в которой протекают сложные физико-химические процессы в условиях высоких температур и давления, что подробно рассмотрено в фундаментальных трудах по металлургии чугуна и доменной плавке (Вегман Е.Ф. [1; 2], Юсфин Ю.С. [3], Товаровский И.Г. [4; 5], Бабарыкин Н.Н. [6], Рамм А.Н. [7], Шаврин С.В. [8], Дмитриев А.Н. [9 – 11] и др. [12 – 14]). Управление этим процессом требует использования модельных систем поддержки принятия решений (СППР), позволяющих повысить эффективность работы доменных печей, снизить затраты на сырьевые и топливно-энергетические ресурсы, а также стабилизировать качество выпускаемых жидких продуктов плавки [15 – 19].

Традиционные методы управления доменным процессом основываются на эмпирическом опыте операторов и использовании различных математических моделей. Однако, учитывая относительно высокую изменчивость параметров доменного процесса и сложность их взаимосвязей [20; 21], эти подходы часто оказываются недостаточными. Информационно-моделирующие системы (ИМС) представляют собой специализированные системы, предназначенные для анализа, прогнозирования и оптимизации процессов в доменном производстве с использованием математических моделей и методов обработки исторических отчетных данных. Они обладают характеристиками классических СППР (сбор данных, обработка, анализ и выработка рекомендаций), но дополнительно используют методы математического моделирования (например, теплового, шлакового, газодинамического режимов доменной плавки и др.), позволяют интегрировать данные из систем автоматизированного управления технологическим процессом (АСУ ТП), анализировать их в реальном времени и предлагать оптимальные решения на основе математического моделирования [15 – 19].

Использование СППР в доменном производстве направлено на решение ряда задач:

- *Оптимизация использования ресурсов.* Доменный процесс требует значительных затрат сырья (руда, кокс, флюсы) и энергоресурсов (горячий дутье, природный газ, кислород и т. д.). Модельная СППР позволяет оптимизировать расход этих ресурсов путем автоматизированного расчета их необходимых количеств и параметров подачи. Это достигается благодаря математическим моделям, которые учитывают текущие условия работы печи, а также прогнозируют последствия различных режимов работы.

- *Стабилизация хода технологического процесса.* Доменная печь работает в условиях протекания теплового, шлакового, газодинамического, дутьевого и других режимов плавки, которые непрерывно подвержены внешним и внутренним возмущениям. Модельная СППР помогает инженерно-технологическому персоналу своевременно стабилизировать технологический процесс, минимизируя колебания основных ключевых режимных параметров (расхода кокса, производительности печи, состава чугуна, шлака и др.).

- *Прогнозирование работы доменных печей* при изменении свойств шихтовых материалов, параметров комбинированного дутья и других режимных параметров.

- *Гибкость и адаптивность к внешним экономическим изменениям.* В условиях быстро меняющихся рыночных и производственных условий (например, изменения цен на сырье, требований по качеству продукции, объему производства и др.) СППР позволяет оперативно адаптировать параметры управления процессом. Благодаря моделям, способным учитывать новые данные и изменения в реальном времени, система становится более гибкой и готовой к оперативной реакции на изменения.

- *Интеграция с автоматизированными системами управления.* СППР должна быть интегрирована с существующими автоматизированными системами управления производством (АСУ ТП), что обеспечивает непрерывный обмен данными между системой поддержки принятия решений и процессом. Это позво-

ляет создать контур управления, где решения принимаются и реализуются в автоматизированном режиме, что минимизирует человеческий фактор и повышает эффективность управления.

В совокупности эти аспекты делают создание и внедрение СППР для доменного производства не просто технологическим усовершенствованием, а необходимым шагом для повышения конкурентоспособности металлургических предприятий, повышения их устойчивости в условиях рыночных изменений и перехода к более эффективному производству.

Основные идеи создания модельной системы поддержки принятия решений для доменного производства включают в себя:

- разработку и применение математических моделей доменного процесса;
- возможность решения задач оптимизации;
- интеграцию СППР с реальными производственными данными;
- предоставление рекомендаций в реальном режиме времени и адаптация к изменениям технологического процесса и внешним условиям.

Математические модели доменного процесса позволяют моделировать отдельные аспекты доменного процесса, например, тепловой, шлаковый, газодинамический, дутьевой режимы доменной плавки, режим движения материалов по высоте печи и др. Как показал опыт разработки и применения математических моделей в доменном производстве, хорошо зарекомендовали себя концепция опорно-возмущенного движения и натурно-модельный подход к моделированию, разработанные в Сибирском государственном индустриальном университете [22; 23].

Концепция опорно-возмущенного движения к моделированию предполагает использование «опорной» (базовой) модели, которая математически описывает основные характеристики доменного процесса, и «возмущений», которые моделируют отклонения от идеальной работы системы и формируют проектный (прогнозируемый) период. Опорная модель может быть статичной, а возмущения описываются динамическими переменными – коэффициентами линеаризации, отражающими изменяющиеся условия. Эти коэффициенты позволяют представить нелинейные зависимости системы в упрощенной линейной форме. Линеаризация нелинейных уравнений системы вокруг точки равновесия или определенного рабочего состояния системы позволяет получить линейную модель, адекватно отражающую поведение системы при небольших отклонениях от этой рабочей точки. В такой модели коэффициенты линеаризации определяют степень изменения выхода системы в ответ на малые возмущения входных параметров.

Натурно-модельный подход к моделированию предполагает, что реальный физический процесс комбинируется с его математической моделью для получения

более точных результатов. Натурные (производственные) данные используются для верификации и настройки модели, что позволяет улучшить ее точность и сделать прогнозы более надежными.

Области применимости вышеуказанных подходов для реализации компьютерной системы доменного производства включают в себя:

– *оптимизацию параметров доменного процесса.* Линеаризация моделей и использование опорно-возмущенного подхода позволяют разрабатывать адаптивные алгоритмы управления, которые могут оперативно корректировать параметры процесса на основе текущих производственных данных;

– *прогнозирование параметров.* Натурно-модельный подход обеспечивает более точное прогнозирование будущих состояний процесса, что важно для принятия решений в реальном времени, например, в условиях изменяющихся дутьевых параметров, состава и расходов загружаемых железорудных материалов и кокса, колебаний состава жидких продуктов доменной плавки;

– *диагностика и мониторинг.* Линеаризация позволяет упростить модели для быстрого анализа и обнаружения отклонений от нормальной работы доменной печи, что помогает в разработке систем диагностики и мониторинга, например, теплового, шлакового, газодинамического режимов, хода доменной плавки.

СППР должны поддерживать решение задач оптимизации, например, оптимизации состава и свойств железорудной шихты, оптимального расхода сырьевых и топливно-энергетических ресурсов в группе доменных печей. Оптимизация осуществляется на основе использования технико-экономических моделей и прогнозирования результатов работы печей для различных способов и параметров технологических воздействий (управления).

Важная часть СППР – интеграция их с реальными производственными данными, получаемыми от АСУ ТП и АСУП, для настройки моделей в режиме реального времени и обеспечения надежных прогнозов.

Модельная система должна предоставлять инженерно-технологическому персоналу доменного производства рекомендации по управлению процессом в режиме реального времени, учитывая текущие сырьевые и топливно-энергетические условия и оперативные цели. Модельная система должна также быть способна адаптироваться к изменениям в технологическом процессе и внешним условиям благодаря использованию опорно-возмущенного подхода к моделированию и наличию блока нормативно-справочной информации.

В статье представлены отдельные подсистемы программного комплекса «Анализ и прогнозирование производственных ситуаций доменного цеха» (АИППС ДЦ), архитектура которого отражена на рис. 1 [15]. Программный комплекс АИППС ДЦ представляет собой многофункциональную информационно-моделирующую систему, предназначенную для опе-

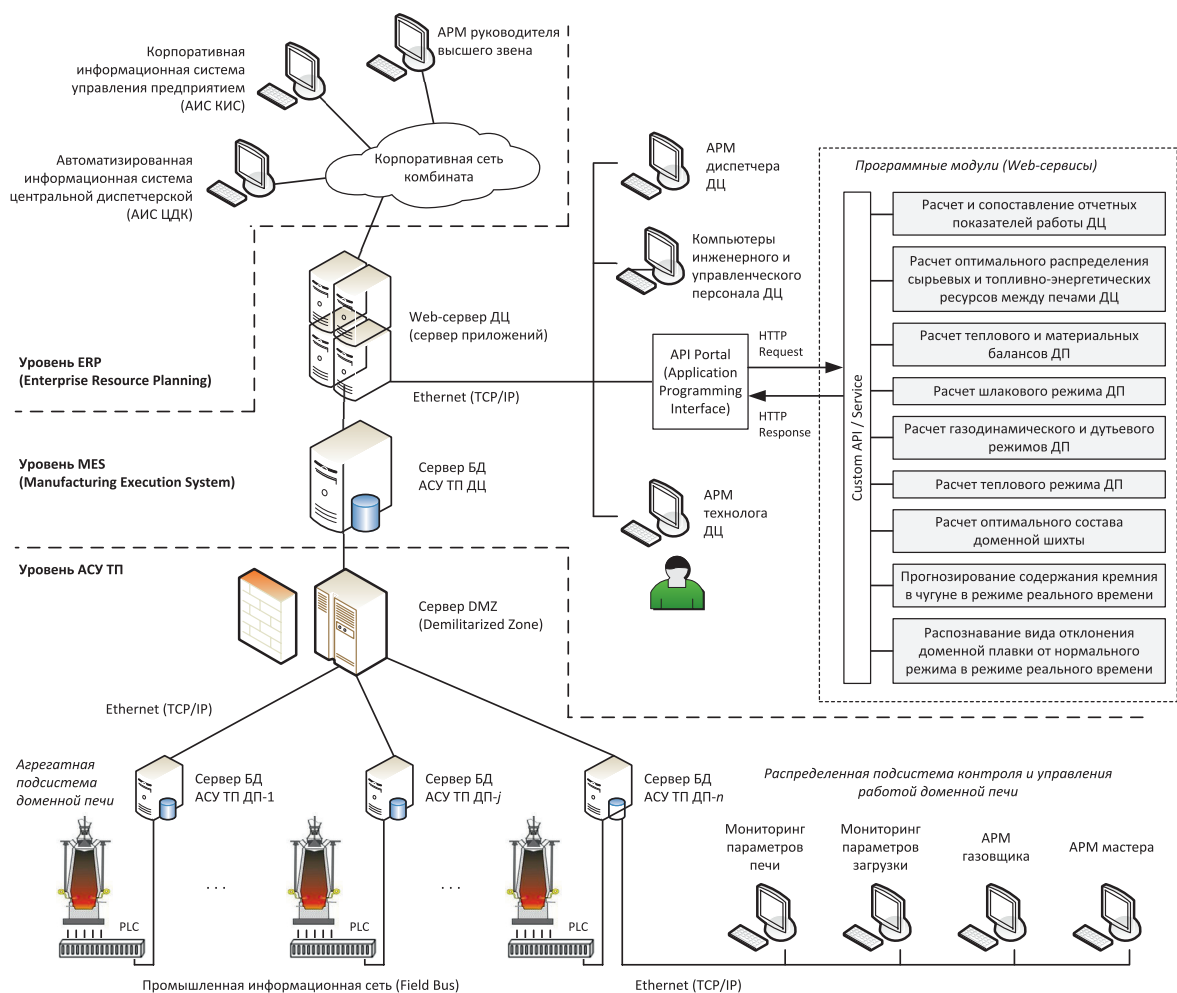


Рис. 1. Архитектура автоматизированной системы анализа и прогнозирования производственных ситуаций доменного цеха

Fig. 1. Architecture of an automated system for analyzing and forecasting the production situations in a blast furnace shop

ративного контроля и прогнозирования состояния доменного процесса. Его разработка направлена на решение ключевых задач управления металлургическим производством с учетом динамических изменений технологических параметров и влияния внешних факторов.

В работе представлено описание следующих подсистем:

- расчета показателей теплового режима;
- расчета показателей газодинамического режима;
- прогнозирования содержания кремния в чугуне;
- прогнозирование состава и свойств конечного шлака.

Каждая из подсистем решает специфические задачи, связанные с анализом и управлением технологическими параметрами доменного процесса. Комплексная интеграция этих подсистем в единую информационно-моделирующую среду позволяет значительно повысить уровень автоматизации и интеллектуального контроля металлургического производства.

В основе архитектуры комплекса лежит модульный принцип [24 – 26], обеспечивающий гибкость,

масштабируемость и возможность адаптации системы под конкретные производственные условия. Основные модули комплекса включают:

- модуль сбора и обработки данных, который агрегирует информацию из баз данных АСУТП и АСУП доменного цеха;
- аналитические модули (микросервисы [27 – 30]), выполняющие математическое моделирование процессов;
- интерфейсный модуль, обеспечивающий удобный доступ к данным и результаты расчетов для операторов и технологов.

**Подсистема расчета показателей теплового режима доменной плавки** обеспечивает расчет теплового баланса доменной печи, включая расход и распределение тепла по зонам. Уравнения теплового баланса интегрируют параметры шихты (руда, кокс, флюсы), дутьевые характеристики (температура, влажность, кислород) и свойства жидких продуктов. В основу программной реализации положена трехзвенная архитектура: клиентский модуль для визуализации [31 – 34]), API-сервер [35; 36] (.NET 8 с модулем аутентификации

через JWT) и СУБД (PostgreSQL [37; 38]). Для тестирования системы применен Swagger. Результаты экспортируются в Excel. Фрагмент пользовательского интерфейса представлен на рис. 2.

**Подсистема расчета показателей газодинамического режима** направлена на предотвращение «подвисания» столба шихтовых материалов в доменной печи. Математическая модель включает расчет степени уравнивания шихты, критического расхода дутья, скорости фильтрации доменного газа в различных зонах печи и др. Влияние технологических воздействий (например, параметров дутья, свойств железоруд-

ных материалов и кокса и др.) прогнозируется в модели на основе концепции опорно-возмущенного воздействия через линеаризованные уравнения. Программная реализация подсистемы выполнена на основе микросервисной архитектуры с REST API [27 – 30], интегрированной с API-сервером [35; 36]. Визуализация выполнена с использованием Grapple.js. Для развертывания системы использован Docker Compose [30; 39 – 41]. Фрагмент пользовательского интерфейса представлен на рис. 3.

В основу математического обеспечения **подсистемы прогнозирования содержания кремния**

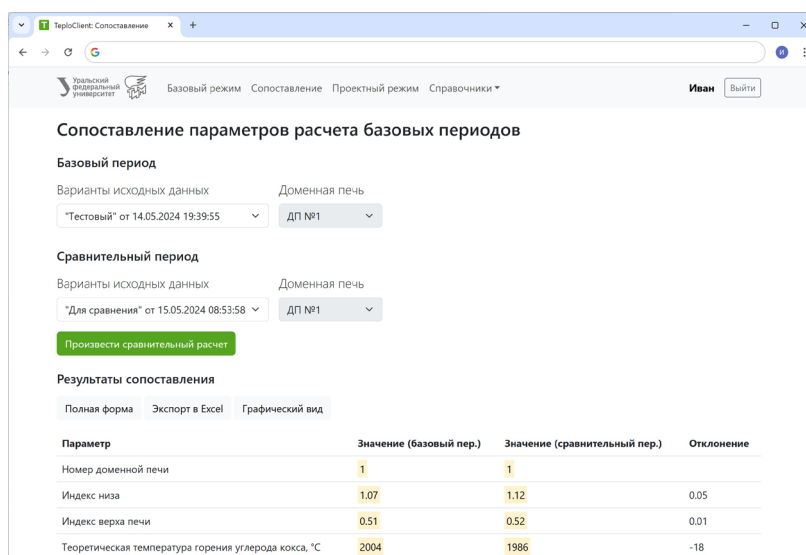


Рис. 2. Фрагмент веб-страницы подсистемы расчета показателей теплового режима доменной плавки

Fig. 2. Fragment of a web page of the subsystem for calculating the thermal mode indicators of blast furnace smelting

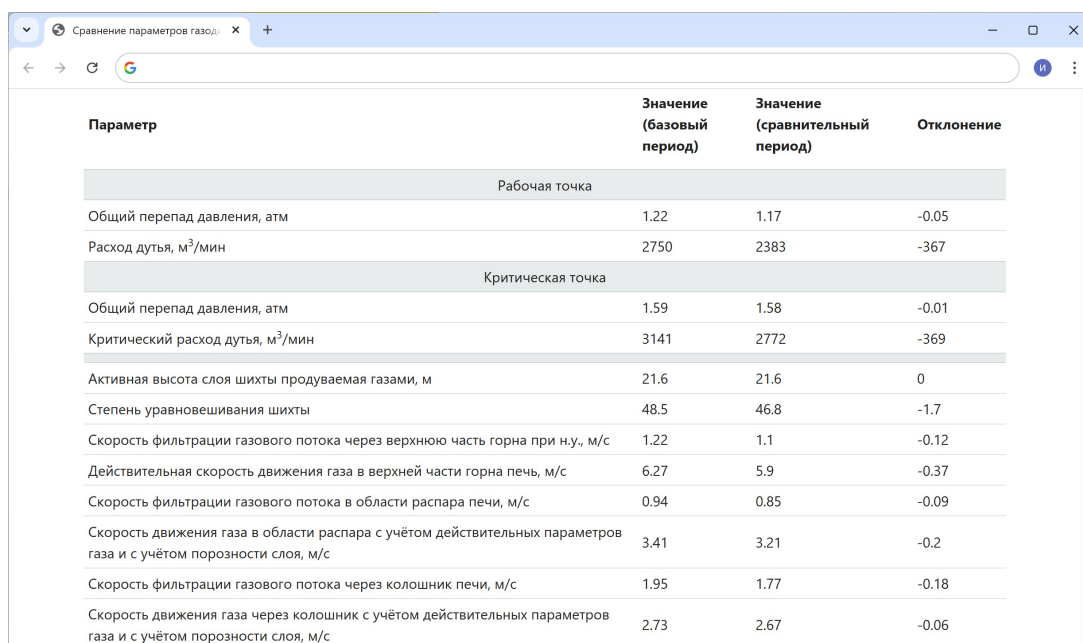


Рис. 3. Фрагмент веб-страницы подсистемы расчета показателей газодинамического режима доменной плавки

Fig. 3. Fragment of a web page of the subsystem for calculating the gas-dynamic mode of blast furnace smelting

## Прогнозирование кремния в чугуне

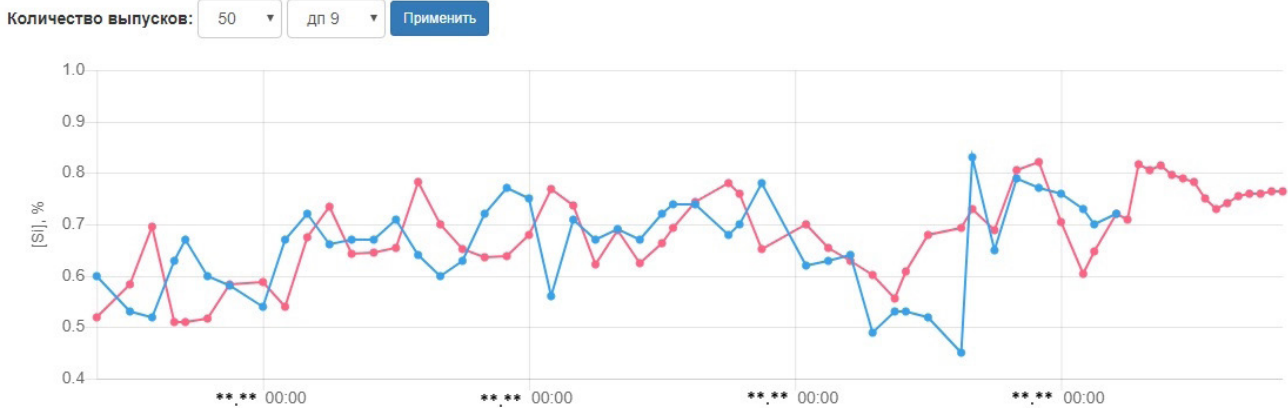


Рис. 4. Фрагмент веб-страницы подсистемы прогнозирования содержания кремния в чугуне

Fig. 4. Fragment of a web page of the subsystem for predicting silicon content in cast iron

в чугуне положен принцип суперпозиции для расчета влияния рудной нагрузки, дутьевых параметров, состава шлака и других параметров. В модели учтены нестационарные процессы и запаздывание реакции печи на управляющие воздействия [20; 21]. Программная реализация представляет собой веб-приложение на ASP.NET MVC [33; 34] с модулем OLAP-анализа. Графики переходных процессов формируются через

JavaScript-библиотеки. Фрагмент пользовательского интерфейса представлен на рис. 4.

В процессе исследования по накопленным измеренным данным [Si] установлено, что среднее квадратичное отклонение содержания кремния в пробах чугуна по измеренным данным составляет 0,09 %. Такое отклонение объясняется изменениями характеристик дутья, рудной нагрузки, колебаниями свойств шихты и дру-

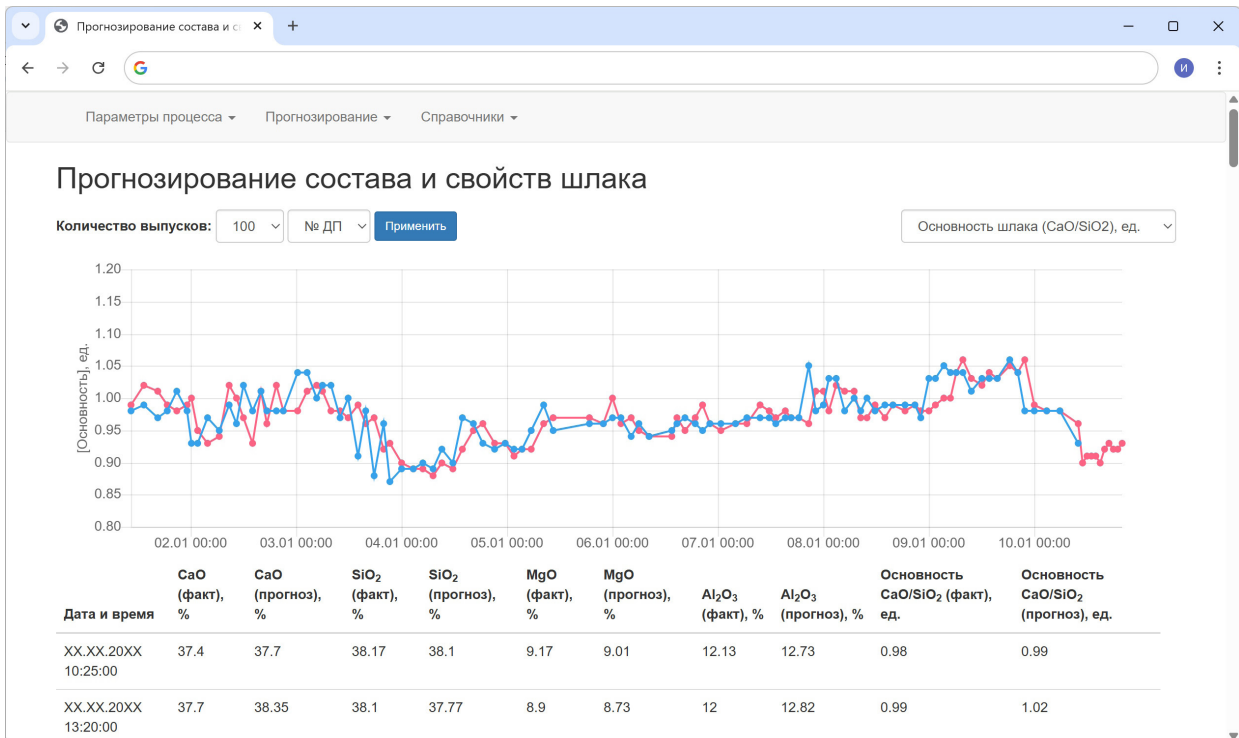


Рис. 5. Фрагмент веб-страницы подсистемы прогнозирования состава и свойств конечного шлака

Fig. 5. Fragment of a web page of the subsystem for predicting the composition and properties of the final slag

гими факторами. При этом среднеквадратичное отклонение прогнозируемого содержания кремния в чугуна от измеренного по представленным данным составляет также 0,09 %. Доля погрешностей прогнозов в интервале 0–0,1 % составляет 70 %, а в интервале 0,11–0,20 % – 26 %. Полученные результаты позволяют сделать вывод об удовлетворительном согласовании прогнозируемых и фактических значений содержания кремния в чугуна.

**Подсистема прогнозирования состава и свойств конечного шлака** позволяет оценивать ход восстановительных процессов в доменной печи (рис. 5). Математическая модель производит расчет вязкости и основности шлака при температурах 1400–1500 °С, политерму вязкости шлака и градиенты вязкости. Программная реализация включает консольное приложение для сбора и хранения данных, веб-интерфейс с диагностическими рекомендациями. Предусмотрена интеграция с Entity Framework и Docker [30; 39–41].

Объединение этих подсистем в единый программный комплекс позволяет получать комплексную оценку состояния доменного процесса, оперативно реагировать на изменения параметров и прогнозировать возможные критические ситуации. Взаимодействие подсистем обеспечивается за счет единого централизованного хранилища данных, а также интеграции с системами управления технологическим процессом.

Для реализации программного комплекса применяются современные информационные системы и технологии, включая:

- системы хранения и обработки больших данных (Big Data), позволяющие анализировать значительный объем фактических и расчетных показателей доменного процесса;

- комплекс математических моделей и алгоритмов для обработки хранимых данных и визуализации ключевых показателей для их оценки и формирования рекомендаций инженерно-технологическому персоналу доменного цеха;

- веб-технологии и микросервисная архитектура, обеспечивающие доступ к системе с различных рабочих мест и удаленный мониторинг работоспособности программного приложения и анализа логов;

- программные интерфейсы (API) для интеграции с существующими информационными системами металлургического предприятия;

- автоматизация процесса разработки, развертывания и мониторинга эксплуатации обновленных версий программного обеспечения на основе инструментов DevOps (GitHub, Docker, Jenkins, Prometheus, Grafana).

## Выводы

Применение разработанных информационно-моделирующих систем в практике работы инженерно-технологического персонала доменного производства

позволяет повысить эффективность работы доменных печей, снизить затраты на сырьевые и топливно-энергетические ресурсы, а также стабилизировать качество выпускаемых жидких продуктов плавки. Анализ результатов тестирования показывает, что интеграция информационно-моделирующих систем в цифровую инфраструктуру металлургического предприятия способствует сокращению технологических сбоев, снижению затрат и повышению качества конечной продукции.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Вегман Е.Ф., Жеребин Б.Н., Похвиснев А.Н. и др. Металлургия чугуна: Учебник. Москва: Металлургия; 1989:512.
2. Вегман Е.Ф. Доменное производство: Справочное издание. Том 1. Подготовка руд и доменный процесс. Москва: Металлургия; 1989:496.
3. Юсфин Ю.С. Металлургия чугуна: Учебник для вузов. 3-е издание. Москва: ИКЦ «Академкнига»; 2004:774.
4. Товаровский И.Г. Эволюция, ход процессов, проблемы и перспективы. Днепропетровск: Пороги; 2003:596.
5. Товаровский И.Г. Доменная плавка. Днепропетровск: Пороги; 2009:765.
6. Бабарькин Н.Н. Теория и технология доменного процесса: Учебное пособие. Магнитогорск: МГТУ; 2009:257.
7. Рамм А.Н. Современный доменный процесс. Москва: Металлургия; 1980:304.
8. Шаврин С.В. Математическое моделирование доменного процесса. Екатеринбург: УрО РАН; 1994:72.
9. Дмитриев А.Н., Шумаков Н.С., Леонтьев Л.И. и др. Основы теории и технологии доменной плавки. Екатеринбург: УрО РАН; 2005:547.
10. Дмитриев А.Н. Математическое моделирование доменного процесса. Екатеринбург: УрО РАН; 2011:162.
11. Дмитриев А.Н., Чэнь К., Золотых М.О. и др. Математическое моделирование доменного процесса. 2-е издание. Екатеринбург: АМБ; 2023:232.
12. Геердес М., Чень Р., Курунов И., Лингарди О., Риккетс Д. Современный доменный процесс. Москва: Металлургия-издат; 2016:280.
13. Гилева Л.Ю., Каплун Л.И., Загайнов С.А. Металлургия чугуна: Учебное пособие. Екатеринбург: УрФУ; 2021:128.
14. Ярошенко Ю.Г., Швыдкий В.С., Спиринов Н.А. и др. Теплофизические основы тепловой работы металлургических печей. Екатеринбург: АМК «День РА»; 2019:464.
15. Спиринов Н.А., Лавров В.В., Гуринов И.А. Системы поддержки принятия решений для управления технологическими процессами в пирометаллургии. 2-е издание. Екатеринбург: АМК «День РА»; 2024:308.
16. Спиринов Н.А., Лавров В.В., Рыболовлев В.Ю. и др. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки металлургии. Екатеринбург: УрФУ; 2011:462.
17. Павлов А.В., Онорин О.П., Спиринов Н.А. и др. Некоторые вопросы технологии, управления и диагностики доменной плавки. Екатеринбург: АМК «День РА»; 2023:282.

18. Онорин О.П., Спирин Н.А., Терентьев В.Л. и др. Компьютерные методы моделирования доменного процесса. Екатеринбург: УГТУ-УПИ; 2005:301.
19. Спирин Н.А., Лавров В.В., Рыболовлев В.Ю. и др. Математическое моделирование металлургических процессов в АСУ ТП. Екатеринбург: УрФУ; 2014:558.
20. Овчинников Ю.Н., Мойкин В.И., Спирин Н.А. и др. Нестационарные процессы и повышение эффективности доменной плавки. Челябинск: Металлургия; 1989:120.
21. Мойкин В.И., Бабушкин Н.М., Боковиков Б.А. Динамические характеристики доменной печи по результатам математического моделирования. В кн.: *Вопросы производства чугуна в доменных печах*. Москва: Металлургия; 1984:46-52.
22. Мышляев Л.П., Евтушенко В.Ф. Прогнозирование в системах управления. Новокузнецк: СибГИУ; 2002:358.
23. Емельянов С.В., Коровин С.К., Мышляев Л.П. и др. Теория и практика прогнозирования в системах управления. Москва: Российские университеты; 2008:487.
24. Мартин Р. Чистая архитектура. Искусство разработки программного обеспечения. Санкт-Петербург: Питер; 2022:352.
25. Ганди Р., Ричардс М., Форд Н. Head First. Архитектура ПО. Санкт-Петербург: Питер; 2025:480.
26. Форд Н., Садаладж П.Дж., Ричардс М., Дехгани Ж. Современный подход к программной архитектуре. Санкт-Петербург: Питер; 2023:480.
27. Ньюмен С. От монолита к микросервисам. Санкт-Петербург: БХВ-Петербург; 2021:272.
28. Ньюмен С. Создание микросервисов. 2-е издание. Санкт-Петербург: Питер; 2023:624.
29. Беллемар А. Создание событийно-управляемых микросервисов. Санкт-Петербург: БХВ-Петербург; 2022:320.
30. Кочер П.С. Микросервисы и контейнеры Docker. Москва: ДМК Пресс; 2019:240.
31. Волкман М. Svelte и Sapper в действии. Санкт-Петербург: Питер; 2022:496.
32. Фримен А. Angular для профессионалов. Санкт-Петербург: Питер; 2018:800.
33. Фримен А. ASP.NET Core MVC 2 с примерами на C#. 7-е издание. Санкт-Петербург: Диалектика; 2019:1008.
34. Троелсен Э., Джепикс Ф. Язык программирования C# 7 и платформы .NET и .NET Core. 8-е издание. Санкт-Петербург: Диалектика; 2018:1328.
35. Арно Л. Проектирование веб-API. Москва: ДМК Пресс; 2020:440.
36. Перальта Х. Микросервисы и API. Санкт-Петербург: Питер; 2024:464.
37. Рогов Е.В. PostgreSQL 17 изнутри. Москва: ДМК Пресс; 2025:668.
38. Домбровская Г., Новиков Б., Бейликова А. Оптимизация запросов в PostgreSQL. Москва: ДМК Пресс; 2022:278.
39. Херинг М. DevOps для современного предприятия. Москва: ДМК Пресс; 2020:232.
40. Ким Д., Дебуа П., Уиллис Д., Хамбл Д. Руководство по DevOps. Москва: Манн, Иванов и Фербер; 2018:512.
41. Хамбл Д., Фарли Д. Непрерывное развертывание ПО. Москва: Диалектика-Вильямс; 2017:434.

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

**Николай Александрович Спирин**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой теплофизики и информатики в металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0001-6582-3428

E-mail: n.a.spirin@urfu.ru

**Владислав Васильевич Лавров**, д.т.н., профессор кафедры теплофизики и информатики в металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-6953-5519

E-mail: v.v.lavrov@urfu.ru

**Иван Александрович Гурин**, к.т.н., доцент кафедры теплофизики и информатики в металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0000-0002-4989-7029

E-mail: ivan.gurin@urfu.ru

**Кирилл Александрович Щипанов**, к.т.н., доцент кафедры теплофизики и информатики в металлургии, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0009-0004-1346-7002

E-mail: kirill.shchipanov@urfu.ru

**Nikolai A. Spirin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Thermal Physics and Informatics in Metallurgy, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0001-6582-3428

E-mail: n.a.spirin@urfu.ru

**Vladislav V. Lavrov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Thermal Physics and Informatics in Metallurgy, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-6953-5519

E-mail: v.v.lavrov@urfu.ru

**Ivan A. Gurin**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Thermal Physics and Informatics in Metallurgy, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0000-0002-4989-7029

E-mail: ivan.gurin@urfu.ru

**Kirill A. Shchipanov**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Thermal Physics and Informatics in Metallurgy, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0009-0004-1346-7002

E-mail: kirill.shchipanov@urfu.ru

## Вклад авторов

## Contribution of the Authors

**Н. А. Спирин** – создание идеи статьи, обоснование актуальности темы, подготовка концепции, развернутого плана и чернового варианта статьи; подготовка примеров практической реализации современных информационных систем в промышленности, подбор библиографических ссылок, окончательная правка, подготовка заключения.

**N. A. Spirin** – formation of the article idea, justifying the relevance of the topic, preparing a concept, detailed plan, and draft version of the article; preparing examples of practical implementation of modern information systems in industry, selecting references, final editing, preparing a conclusion.

**В. В. Лавров** – проработка содержания основных разделов, подбор и проверка библиографических ссылок, оформление статьи.

**И. А. Гурин** – проработка содержания разделов, связанных с разработкой и программной реализацией современных информационных систем в металлургии; подготовка рисунков, фрагментов пользовательского интерфейса программного обеспечения; написание аннотации, ключевых слов, перевод на английский язык материалов статьи.

**К. А. Щипанов** – проработка содержания разделов, связанных с подготовкой примеров и тестированием программного обеспечения информационно-моделирующих систем для статьи.

**V. V. Lavrov** – preparing the main sections content, selection and verification of references, article design.

**I. A. Gurin** – preparing the content of the sections related to development and implementation of modern information systems in metallurgy, preparing the drawings, fragments of the user interface of the software, writing the abstracts and keywords, translation of the article materials into English.

**K. A. Shchipanov** – preparing the content of the sections related to preparation of examples and testing of software for information modeling systems.

---

Поступила в редакцию 10.04.2025  
После доработки 16.09.2025  
Принята к публикации 20.11.2025

---

Received 10.04.2025  
Revised 16.09.2025  
Accepted 20.11.2025

---



УДК 669.18

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-84-90



Оригинальная статья

Original article

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ УСАДКИ В СЛЯБАХ ПРИ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ В МАШИНАХ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК

А. А. Чуев<sup>✉</sup>, С. В. Лукин

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

[✉ aachuev@chsu.ru](mailto:aachuev@chsu.ru)

**Аннотация.** Предложена математическая модель усадочного процесса в непрерывнолитом слябе при его охлаждении и затвердевании. В основе модели лежат решение уравнения нестационарной теплопроводности и положения теории о квазиравновесной двухфазной зоне. В отличие от ранее предложенных моделей процесса охлаждения и затвердевания сляба, предлагаемая модель учитывает зависимость теплофизических свойств стали от температуры, а также такие особенности, как химический состав разливаемой стали, геометрическую форму поперечного сечения сляба и технологические параметры скорости разливки и интенсивности охлаждения сляба в зоне вторичного охлаждения. Модель реализует решение уравнения теплопроводности с помощью метода конечных разностей, аппроксимация частных производных выполнена по явной схеме. В ходе моделирования производится вычисление температурного поля в расчетной области, представляющей собой четверть поперечного сечения сляба. При этом учитываются граничные условия в кристаллизаторе и секциях охлаждения зоны вторичного охлаждения машины непрерывного литья заготовок. Также модель реализует расчет суммарной усадки в слябе с момента начала кристаллизации. С помощью модели возможно вычисление глубины усадочной раковины, образующейся в слябе после разливки. Адекватность модели подтверждена верификацией, выполненной путем сравнения данных моделирования с экспериментальными данными по глубине усадочной раковины. Выявлена зависимость точности моделирования от количества узлов расчетной сетки. Представленная модель позволяет рассчитывать глубину усадочной раковины и разрабатывать рекомендации по настройке конусности кристаллизатора и параметров роликовой проводки машины непрерывного литья заготовок в зависимости от величины усадки металла при охлаждении и затвердевании непрерывнолитых слябов.

**Ключевые слова:** непрерывная разливка, усадка, сляб, математическая модель, усадочная раковина, кристаллизация, двухфазная зона, теплоемкость, численные методы

**Для цитирования:** Чуев А.А., Лукин С.В. Моделирование процессов усадки в слябах при разливке стали в машинах непрерывного литья заготовок. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):84–90. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-84-90>

## MODELING OF SHRINKAGE PROCESSES IN SLABS DURING STEEL CASTING IN CONTINUOUS CASTING MACHINES

A. A. Chuev<sup>✉</sup>, S. V. Lukin

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

[✉ aachuev@chsu.ru](mailto:aachuev@chsu.ru)

**Abstract.** Mathematical model of the shrinkage process in a continuously cast slab during its cooling and solidification is proposed. The model is based on solution of the equation of non-stationary thermal conductivity and provisions of the theory of a quasi-equilibrium two-phase zone. Unlike previously proposed models of the slab cooling and solidification process, the proposed one takes into account the dependence of thermal properties of the steel on temperature, as well as such features as chemical composition of the cast steel, geometric shape of the slab cross-section and the process parameters of casting rate and intensity of slab cooling in the secondary cooling zone. The model implements the solution of the heat conductivity equation using the finite difference method, approximation of partial derivatives is performed according to an explicit scheme. During modeling, the temperature field is calculated in the computational domain, which is a quarter of the slab cross-section. In this case, the boundary conditions in the mold and cooling sections of the secondary cooling zone of continuous casting machine are taken into account. The model also implements calculation of the total shrinkage in the slab from the moment of crystallization and also can be used to calculate the shrinkage cavity depth formed in the slab after casting. The model adequacy is confirmed by verification performed by comparing the modeling data with experimental data on the shrinkage cavity depth. Dependence of the modeling accuracy on the number of computational grid nodes is also revealed. The presented model allows calculating the shrinkage cavity depth and developing recommendations for adjusting the mold taper and the parameters of continuous casting machine roller guide depending on the amount of metal shrinkage during cooling and solidification of continuously cast slabs.

**Keywords:** continuous casting, shrinkage, slab, mathematical model, shrinkage cavity, crystallization, two-phase zone, heat capacity, numerical methods

**For citation:** Chuev A.A., Lukin S.V. Modeling of shrinkage processes in slabs during steel casting in continuous casting machines. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):84–90. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-84-90>

## ВВЕДЕНИЕ

Одним из важнейших технологических процессов в современной металлургии является непрерывная разливка. При охлаждении и затвердевании сляба на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) в нем происходит усадка металла с образованием усадочной раковины в верхней части конечного сляба. Основным интересом представляет разработка способа расчета усадки непрерывнолитого сляба в кристаллизаторе и зоне вторичного охлаждения (ЗВО) МНЛЗ и определение размеров сляба с учетом усадки. Разработан целый ряд математических моделей, описывающих процессы охлаждения и усадки металла в слябе. Начало исследований по данной теме положено в 70-х годах прошлого века. Так, работа [1] посвящена расчету усадки при затвердевании заготовки круглого сечения. В дальнейшем разрабатываемые модели усложнялись, в них учитывались гидродинамические явления в жидкой фазе [2], более детально описывались выпучивание сляба [3], фазовые переходы в процессе разливки [4], термомеханические явления [5], теплообмен в зоне вторичного охлаждения [6] и др.

Разработка прогнозной модели усадки позволит учитывать влияние усадки на такие технологические параметры, как конусность кристаллизатора и величина раствора роликов ЗВО. В работе [7] сделана попытка прогноза «идеальной» конусности кристаллизатора, используя двумерную математическую модель. Также предпринимались попытки создать модель, учитывающую содержание углерода в стали [8].

В отечественной литературе стоит отметить работы Дюдкина Д.А. [9], Самойловича Ю.А. и Кабакова З.К. [10; 11], посвященные разработке универсальной модели охлаждения и затвердевания непрерывнолитого сляба. Данная модель послужила предтечей для многих моделей, применяемых для разнообразных исследований, таких как модель процесса формирования поверхностных слоев сляба [12], модель деформации непрерывных слябов [13], модель системы ЗВО для МНЛЗ [14; 15] и многие другие.

Большинство предлагаемых моделей содержат допущение о том, что теплофизические свойства металла не зависят от температуры. Значения этих коэффициентов зачастую не изменяются как для твердой, так и для жидкой фазы. В случае, если эти значения неизвестны, они определяются методом линейной интерполяции. Также результаты вычисления параметров усадки во многом зависят от применяемого метода: в работе [16] приводятся сведения об отличии результатов, полученных с помощью различных

моделей для одинаковых исходных данных, более чем в 2 раза.

Таким образом, существующие модели усадочных процессов не являются универсальными и далеки от совершенства, поскольку они не учитывают всех особенностей затвердевания и охлаждения сляба на МНЛЗ. В связи с этим возникает потребность в создании более полной математической модели усадочных процессов в непрерывнолитых слябах.

## ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Математическая модель процесса охлаждения и затвердевания непрерывнолитого сляба основана на решении уравнения нестационарной теплопроводности:

$$c_{\text{эфф}} \rho \left( \frac{\partial T}{\partial t} + v \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \Theta(x, y, t),$$

$$0 \leq t \leq t_{\kappa}, \quad 0 \leq x \leq B, \quad 0 \leq z \leq h, \quad (1)$$

где  $c_{\text{эфф}}$  – эффективная теплоемкость стали;  $\rho$  – плотность стали;  $\lambda$  – теплопроводность расплава;  $B$  – половина толщины сляба, м;  $h$  – высота сляба, м;  $v$  – скорость вытягивания сляба вдоль вертикальной оси, м/мин,  $\Theta$  – источник тепла перегретого металла в области действия разливочной струи.

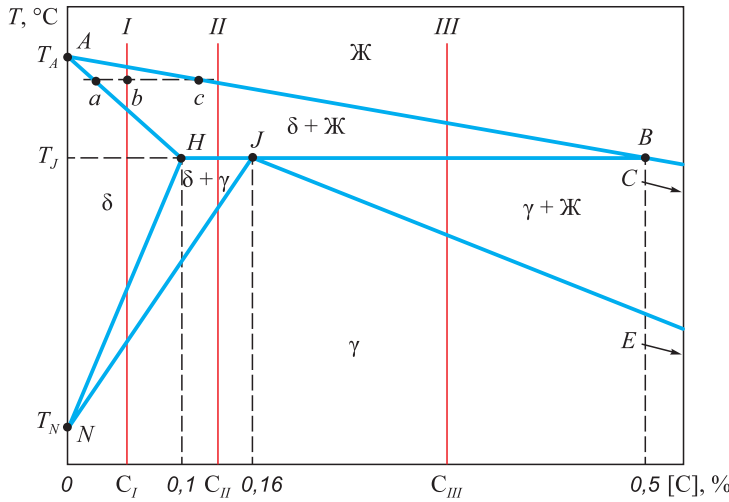
$$c_{\text{эфф}} = \begin{cases} c_M, & T < T_c, \quad T > T_L; \\ c_M - L \frac{d\psi}{dT}, & T_c \leq T \leq T_L, \end{cases} \quad (2)$$

где  $c_M$  – молекулярная теплоемкость сплава;  $T_c$  и  $T_L$  – температуры солидуса и ликвидуса;  $L$  – удельная теплота затвердевания металла в твердожидкой зоне;  $\frac{d\psi}{dT}$  – темп кристаллизации двойного сплава при равновесных условиях.

Поскольку кристаллизация металла протекает в зависимости от процентной концентрации углерода, для установления зависимости  $c_{\text{эфф}}(T)$  следует привести диаграмму Fe–C, в частности, ее высокотемпературную область (рис. 1).

На диаграмме, приведенной на рис. 1, указаны три группы сталей: I – [0,1; 0,16]%; II – [0,16; 0,5]%; III – [0,5; 0,8]%. Для каждой находили значения  $c_{\text{эфф}}(T)$ :

$$c_I(T) = c_M - \begin{cases} 0, & T < T_{NJ}; \quad T_{NH} \leq T < T_{AH}; \quad T \geq T_{AB}, \\ L_{\delta-\delta} \frac{d\psi_{\delta}}{dT}, & T_{AH} \leq T < T_{AB}; \\ L_{\delta-\gamma} \frac{d\psi_{\gamma}}{dT}, & T_{NJ} \leq T < T_{NH}, \end{cases} \quad (3)$$



Точка	T, °C	[C], %
A	1539	0
B	1499	0,50
C	1147	4,30
E	1147	2,14
J	1499	0,16
H	1499	0,10
N	1392	0

Рис. 1. Высокотемпературная область диаграммы Fe–C

Fig. 1. High-temperature part of Fe–C diagram

где  $L_{ж-\delta}$  – теплота превращения «жидкая фаза – феррит»;  $L_{\delta-\gamma}$  – теплота превращения «феррит – аустенит»;  $\psi_\delta$  – доля  $\delta$ -феррита в элементарном объеме раствора «жидкость +  $\delta$ -феррит»;  $\psi_\gamma$  – доля аустенита в растворе « $\delta$ -феррит + аустенит»;  $\frac{d\psi_\delta}{dT}$  и  $\frac{d\psi_\gamma}{dT}$  – темп образования  $\delta$ -феррита и аустенита соответственно.

$$c_{II}(T) = c_M + \delta(T - T_J)Q_1 - \begin{cases} 0, & T < T_{NJ}; T \geq T_{AB}, \\ L_{ж-\delta} \frac{d\psi_\delta}{dT}, & T_J \leq T < T_{AB}; \\ L_{\delta-\gamma} \frac{d\psi_\gamma}{dT}, & T_{NJ} \leq T < T_J, \end{cases} \quad (4)$$

где  $\delta(T)$  – функция Дирака, которую аппроксимировали выражением  $\delta(x) \approx \frac{1}{a\sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{x}{a}\right)^2}$ ;

$$c_{III}(T) = c_M + \delta(T - T_J)Q_2 - \begin{cases} 0, & T < T_{JE}; T \geq T_{AB}, \\ L_{ж-\delta} \frac{d\psi_\delta}{dT}, & T_J \leq T < T_{AB}; \\ L_{ж-\gamma} \frac{d\psi_\gamma}{dT}, & T_{JE} \leq T < T_J. \end{cases} \quad (5)$$

Аналогичным образом находили зависимости эффективной теплопроводности  $\lambda_{эфф}(T)$  и плотности  $\rho(T)$  от температуры.

Расчет коэффициента линейной усадки  $\alpha_l(T)$  производился, исходя из полученных значений теплофизических параметров. Исходя из того, что на зависимость удельного объема от температуры  $V(T)$  в системе Fe–C оказывает сильное влияние концентрация углерода,

можно сделать вывод, что подобная зависимость имеет место и для линейной усадки. В предлагаемой модели коэффициент  $\alpha_l(T)$  рассчитывается на основе выражения для объемной усадки, приведенного в работе [17]:

$$\alpha_v(T) = \frac{dV(T)}{dT} \frac{1}{V(T)}, \quad (6)$$

где  $V(T)$  – удельный объем сплава, зависящий от температуры;  $\frac{dV(T)}{dT}$  – темп изменения удельного объема.

Полученные в ходе расчета значения  $\alpha_v(T)$  используются далее для нахождения глубины усадочной раковины [18].

Для решения уравнения (1) применялся метод конечных разностей (МКР) с использованием явной схемы аппроксимации частных производных с вводом фиктивных узлов, позволяющих более точно аппроксимировать заданные на границах производные по  $x$  и  $y$ . Расчетная область задачи представляет собой четверть поперечного сечения сляба (рис. 2). Количество в области  $0 \leq x \leq A$  примем равным  $N$ , в области  $0 \leq y \leq B$  равным  $M$ .

В начальный момент времени температура постоянна и равна температуре ликвидуса:

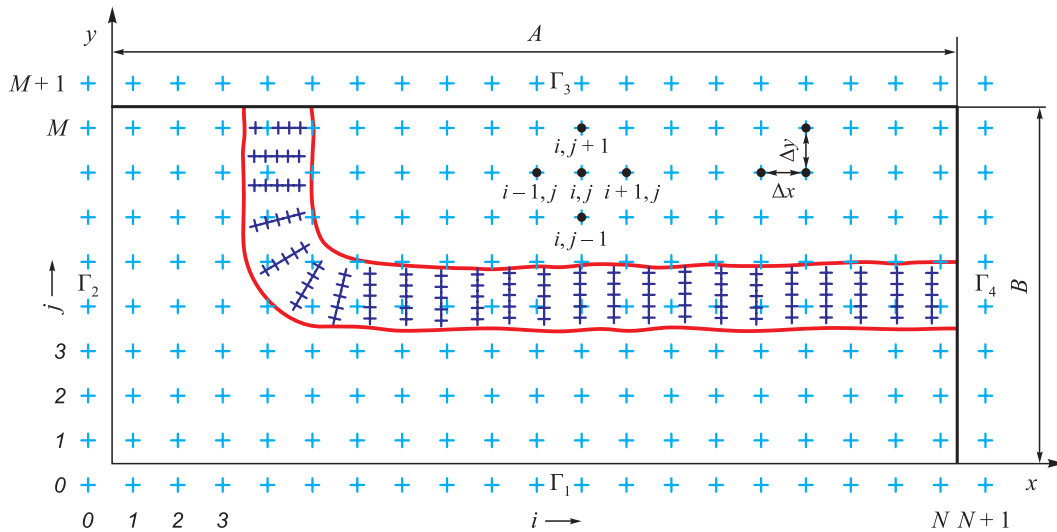
$$T(0, x, y) = T_l = \text{const}. \quad (7)$$

Граничные условия на  $\Gamma_3$  и  $\Gamma_4$ :

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial w} = 0, \text{ где } w = x, y. \quad (8)$$

Граничные условия зон охлаждения грани  $\Gamma_1$ :  
– на кристаллизаторе:

$$q = \alpha_{кр}(T_{пов} - T_B), \quad (9)$$



**Рис. 2.** Схема дискретизации расчетной области.  
Узлы 0, N + 1, M + 1 – фиктивные, остальные внутренние

**Fig. 2.** Scheme of discretization of the computational domain.  
Nodes 0, N + 1, M + 1 – fictitious, the rest – internal

где  $\alpha_{кр}$  – коэффициент теплоотдачи в кристаллизаторе;  
 $q = -\lambda \frac{\partial T}{\partial w}$ , где  $w = x, y$  – тепловой поток со стороны  
одной грани сляба;  
– в  $i$ -й секции ЗВО:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial w} = \alpha_i (T_{пов} - T_{ср}), \text{ где } w = x, y; \quad (10)$$

– охлаждение на воздухе:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial w} = \alpha_{л} (T_{пов} - T_{ср}),$$

$$\alpha_{л} = \sigma_{л} (T_{пов}^2 + T_{ср}^2) (T_{пов} + T_{ср}) + \alpha_{к}, \quad (11)$$

где  $\alpha_i$  – коэффициент теплоотдачи в  $i$ -й секции ЗВО;  
 $T_{пов}$  – температура поверхности слитка;  $T_{в}$  – температура воды, охлаждающей кристаллизатор;  $T_{м}$  – температура рабочей (медной) стенки кристаллизатора;  $T_{ср}$  – температура окружающей среды;  $\sigma_{л}$  – коэффициент излучения;  $\alpha_{л}$  – эффективный коэффициент теплоотдачи на воздухе;  $\alpha_{к}$  – конвективный коэффициент теплоотдачи. Аналогично задаются граничные условия на  $\Gamma_2$ .

Методика расчета линейной усадки состоит в следующем. Расчет выполняется для четверти сечения сляба, при этом изотерма солидуса является границей окончательной кристаллизации. В работе [19] получено выражение для относительной скорости деформации твердой корочки:

$$\eta = \frac{1}{\xi} \int_{\xi_0}^{\xi} \alpha_l(T) \dot{T} dx, \quad (12)$$

где  $\xi$  – толщина твердой корочки;  $\alpha_1(T)$  – коэффициент линейной усадки стали;  $\dot{T}$  – темп изменения температуры в точке  $x$  в момент времени  $t$ .

Проинтегрировав данное выражение по ширине грани, получим выражения для скорости деформации широкой ( $\eta_{\Sigma_{шир}}$ ) и узкой ( $\eta_{\Sigma_{уз}}$ ) граней сляба, затем найдем суммарную деформацию граней с момента начала кристаллизации:

$$\eta_{\Sigma_{шир}} = \int_0^t \frac{1}{\xi_{шир}} \int_0^{A(t)} \int_0^{\xi_{шир}} \alpha_l(T) \dot{T} dy dx dt; \quad (13)$$

$$\eta_{\Sigma_{уз}} = \int_0^t \frac{1}{\xi_{уз}} \int_0^{B(t)} \int_0^{\xi_{уз}} \alpha_l(T) \dot{T} dx dy dt, \quad (14)$$

где  $\xi_{шир}$  и  $\xi_{уз}$  – толщина слоя кристаллизованной стали широкой и узкой грани соответственно, мм;  $\alpha_1(T)$  – коэффициент линейной усадки, град<sup>-1</sup>;  $\dot{T}$  – темп снижения/возрастания температуры в точке  $x$  в момент времени  $t$ , град/с.

Тогда толщина и ширина сляба при кристаллизации определяются как

$$x_A^{n+1} = 2A(1 - \eta_{\Sigma_{шир}}^{n+1}); \quad (15)$$

$$x_B^{n+1} = 2B(1 - \eta_{\Sigma_{уз}}^{n+1}). \quad (16)$$

## ВЕРИФИКАЦИЯ

Модель реализована в виде компьютерной программы. При моделировании приняты следующие исходные данные: толщина сляба  $B = 0,2$  м, высота сляба  $h = 6,5$  м, начальная температура  $T_0 = 1520$  °С,

Таблица 1. Размер кристаллизатора и секций ЗВО

Table 1. Size of crystallizer and sections of secondary cooling zone

Секция	Кристаллизатор	Номер секции ЗВО								
		1	2	3	4	5	6	7	8	9
$l, \text{ м}$	0,8	0,200	1,200	1,980	1,620	1,660	1,834	1,816	3,450	5,170
$\alpha, \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$	456	620	428	281	281	0	0	0	0	0

температура окружающей среды  $T_{\text{ср}} = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ , температура ликвидуса  $T_{\text{л}} = 1500 \text{ }^\circ\text{C}$ , температура солидуса  $T_{\text{с}} = 1450 \text{ }^\circ\text{C}$ , количество узлов по толщине 20, количество узлов по высоте 2500, скорость разливки

$v = 0,4 \text{ м/мин}$ , поперечное сечение  $200 \times 1200 \text{ мм}$ . Длины кристаллизатора и секций ЗВО, а также коэффициенты теплоотдачи по секциям приведены в табл. 1.

Верификация выполнена путем сравнения расчетной глубины усадочной раковины с экспериментальными данными, приведенными в работе [20]. Согласно данной работе, средняя глубина раковины на выборке из 26 слябов составляет 0,353 м. В свою очередь, глубина усадочной раковины, полученная в результате моделирования, составила 0,35 м (рис. 3).

В ходе верификации также выявлена зависимость относительной погрешности моделирования от числа узлов по высоте  $N$  и толщине  $M$  (см. табл. 2 и 3).

Из таблиц 2 и 3 следует, что точность моделирования возрастает с увеличением числа узлов по высоте и толщине и достигает приемлемого уровня  $< 5 \%$  при  $N = 2500$  и  $M = 20$ .

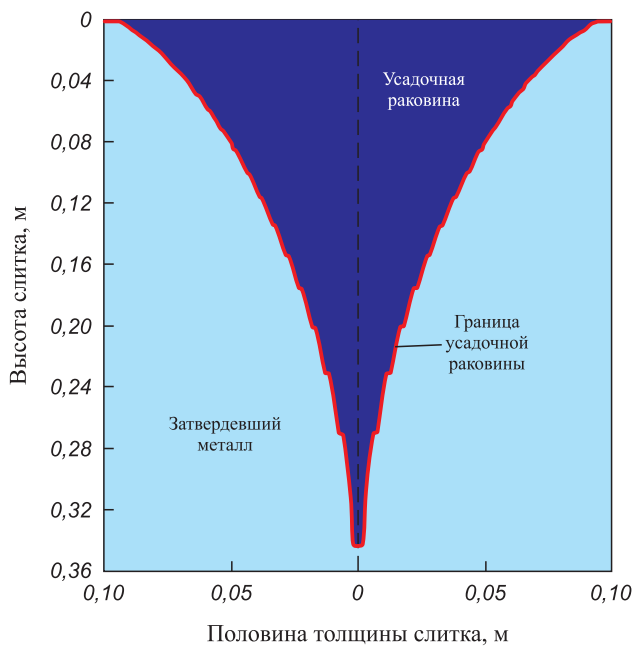


Рис. 3. Рассчитанный профиль усадочной раковины

Fig. 3. Calculated shrinkage cavity profile

**Выводы**

Разработана численная модель процесса усадки непрерывнолитого сляба, особенностью которой является учет теплофизических характеристик металла и технологических параметров разливки.

Верификация показала согласованность данных моделирования с теоретическим расчетом и экспериментом.

Таблица 2. Зависимость глубины усадочной раковины (УР) от числа узлов по высоте

Table 2. Dependence of shrinkage cavity depth on the number of nodes by height

Число узлов по высоте, $N$	2500	2000	1500	1000	500	200
Глубина УР, м (расчет)	0,35	0,33	0,32	0,31	0,31	0,30
Глубина УР, м (эксперимент)	0,353	0,353	0,353	0,353	0,353	0,353
Относительная погрешность, %	0,85	6,52	9,35	12,18	12,18	15,01

Таблица 3. Зависимость глубины усадочной раковины от числа узлов по толщине

Table 3. Dependence of shrinkage cavity depth on the number of nodes by thickness

Число узлов по толщине, $M$	20	19	18	17
Глубина УР, м (расчет)	0,35	0,35	0,37	0,41
Глубина УР, м (эксперимент)	0,353	0,353	0,353	0,353
Относительная погрешность, %	0,85	0,85	4,82	16,15

Точность моделирования возрастает при увеличении количества узлов по высоте  $N$  и толщине  $M$ , при этом  $M$  сильнее влияет на точность моделирования.

Предложенная модель может служить для усовершенствования технологии непрерывной разливки.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Bauman H.G., Schafer G. Beitrag zur Berechnung der Kontraktion von Stahl Während seiner Erstarrung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*. 1970;41(12):1111–1115. (In Germ.).
2. Telejko T., Malinowsky Z., Rywotycki M. Analysis of heat transfer and fluid flow in continuous steel casting. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2009;54(3):837–844.
3. Wu D., Li J., Qin Q., Ma T. Research on creep material models and bulging of cast slab. In: *2010 Int. Conf. on Mechanic Automation and Control Engineering, Wuhan, China*; 2010:5536–5539. <https://doi.org/10.1109/MACE.2010.5535615>
4. Chimani C.M., Resch H., Mörwald K., Kolednik O. Precipitation and phase transformation modelling to predict surface cracks and slab quality. *Ironmaking & Steelmaking*. 2005;32(1):75–79. <https://doi.org/10.1179/174328105X15814>
5. Zappulla M.L.S., Thomas B.G., Hibbeler L.C. Effect of grade on thermal-mechanical behavior of steel during initial solidification. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48(8):1–17. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4112-z>
6. Assuncao C., Tavares R., Oliveira G. Improvement in secondary cooling of continuous casting of round billets through analysis of heat flux distribution. *Ironmaking & Steelmaking*. 2015;42(1):1–8. <https://doi.org/10.1179/1743281214Y.0000000190>
7. Li C., Thomas B.G., Storkman W.R., Moitra A. Ideal mold taper prediction using CON2D. In: *Proceedings of the 9<sup>th</sup> Int. Iron and Steel Congress, Nagoya, Japan, Iron & Steel Inst. Japan, Tokyo*. 1999;3:348–355.
8. Zhu L.-G., Kumar R.V. Shrinkage of carbon steel by thermal contraction and phase transformation during solidification. *Ironmaking & Steelmaking*. 2007;34(1):71–75. <https://doi.org/10.1179/174328106X118143>
9. Дюдкин Д.А., Крупман Л.И., Максименко Д.М. Усадочные раковины в стальных слитках и заготовках. Москва: Металлургия; 1983:137.
10. Самойлович Ю.А., Кабаков З.К. Учет эффекта релаксации напряжений при определении термических напряжений в отливке. *Горение, теплообмен и нагрев металла: Сборник научных трудов*. Москва: Металлургия; 1973;(24):100–113.
11. Самойлович Ю.А., Кабаков З.К., Горяинов В.А., Перминов В.П., Подорванов А.Г., Сахнов Б.И. Применение математических моделей для исследования процессов затвердевания и охлаждения непрерывных стальных слитков прямоугольного поперечного сечения. *Непрерывная разливка стали*. Москва: Металлургия; 1974;(2):44–49.
12. Хасин Г.А. О математическом моделировании процесса формирования поверхностных слоев слитка. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1987;30(8):133–135. Khasin G.A. On mathematical modeling of formation of ingot surface layers. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1987;30(8):133–135. (In Russ.).
13. Данилов В.Л., Кораблин А.И. Математическая модель деформирования непрерывнолитых стальных слябов. *Известия вузов. Машиностроение*. 1989;(12):142–145. Danilov V.L., Korablin A.I. Mathematical model of deformation of continuously cast steel slabs. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*. 1989;(12):142–145. (In Russ.).
14. Яухола М., Кивеля Э., Конттинен Ю., Лайтинен Э. Динамическая модель системы охлаждения вторичной зоны охлаждения для машин непрерывного литья заготовок. *Сталь*. 1995;(2):25–29. Yaukhola M., Kivelya E., Konttinen Yu., Laitinen E. Dynamic model of the secondary cooling zone cooling system for continuous casting machines. *Stal'*. 1995;(2):25–29. (In Russ.).
15. Девятков Д.Х., Пантелеев И.И. Определение коэффициентов теплоотдачи в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ с помощью идентифицируемой математической модели. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1999;42(8):62–65. Devyatov D.Kh., Panteleev I.I. Determination of heat transfer coefficients in CCM secondary cooling zone using identifiable mathematical model. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1999;42(8):62–65. (In Russ.).
16. Meng Y., Li C., Parkman J., Thomas B.G. Simulation of shrinkage and stress in solidifying steel shells of different grade. In: *Solidification Processes and Microstructures: A Symposium in Honor of Wilfried Kurz edited by M. Rappaz TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), Charlotte, NC*. 2004:33–39.
17. Thomas B.G., Ojeda C. Ideal taper prediction for slab casting. In: *2003 ISSTech Steelmaking Conf., Indianapolis, IN, USA, April 27-30, 2003, ISS-AIME, Warrendale, PA*. 2003:295–308.
18. Кабаков З.К., Габелая Д.И., Чуев А.А. Математическая модель формирования усадочной раковины непрерывнолитой заготовки на МНЛЗ. *Тринадцатая Международная научно-техническая конференция «ИНФОС-2022»: Труды*. Вологда: Вологодский государственный университет; 2022:14–18.
19. Самойлович Ю.А., Горяинов В.А., Крулевецкий С.А., Кабаков З.К. Тепловые процессы при непрерывном литье стали. Москва: Металлургия; 1982:152.
20. Дюдкин Д.А. Условия формирования концевой части непрерывного слитка. *Материалы III конференции по слитку «Проблемы стального слитка»: Труды*. Москва: Металлургия; 1969:375–381.

Сведения об авторах

Information about the Authors

**Антон Андреевич Чуев**, старший преподаватель кафедры математики и информатики, Череповецкий государственный университет

**ORCID:** 0000-0002-4060-6117

**E-mail:** aachuev@chsu.ru

**Сергей Владимирович Лукин**, д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики и теплотехники, Череповецкий государственный университет

**E-mail:** s.v.luk@yandex.ru

**Anton A. Chuev**, Senior Lecturer of the Chair of Mathematics and Informatics, Cherepovets State University

**ORCID:** 0000-0002-4060-6117

**E-mail:** aachuev@chsu.ru

**Sergei V. Lukin**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair Thermal Power and Heat Engineering, Cherepovets State University

**E-mail:** s.v.luk@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

**А. А. Чуев** – анализ литературных источников, реализация алгоритма, анализ полученных данных, формирование выводов.

**С. В. Лукин** – научное руководство, постановка задачи, формирование основной концепции, редактирование текста статьи.

**A. A. Chuev** – literary analysis, implementation of the algorithm, analysis of the obtained data, formation of conclusions.

**S. V. Lukin** – scientific guidance, problem statement, conceptualization, editing the text.

Поступила в редакцию 29.04.2025  
После доработки 10.05.2025  
Принята к публикации 20.11.2025

Received 29.04.2025  
Revised 10.05.2025  
Accepted 20.11.2025



УДК 536.21

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-91-102



Оригинальная статья

Original article

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ РАСПЛАВОВ С ЭВТЕКТИЧЕСКИМ И МОНОТЕКТИЧЕСКИМ ХАРАКТЕРОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КОМПОНЕНТОВ\*

О. А. Чикова , Шуайлун Ли

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

 O.A.Chikova@urfu.ru

**Аннотация.** В данной работе авторы предлагают использовать теорию обобщённой проводимости (ТОП) для математического моделирования электропроводности металлических расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов. Рассмотрены и проанализированы основные подходы ТОП: метод перехода к элементарной ячейке и метод эффективной среды, позволяющие описывать свойства гетерогенных жидких металлических систем. В статье представлена математическая постановка задачи расчёта эффективного коэффициента электропроводности по известным значениям указанных параметров исходных компонентов и их концентрациям. Авторы приводят пример расчета удельного электрического сопротивления расплава Pb–Bi с эвтектическим характером взаимодействия компонентов. Расчет проводился методом перехода к элементарной ячейке Рэлея: модели структуры с взаимопроникающими компонентами, модели структуры с изолированными включениями и методом эффективной среды. Результаты расчётов по данным моделям были сопоставлены с экспериментальными данными об удельном электросопротивлении жидких сплавов Pb–Bi в широком диапазоне температур и концентраций. Все три подхода к оценке удельного электросопротивления расплавов Pb–Bi показали результаты, близкие к данным эксперимента. Наиболее близкие значения были продемонстрированы моделью структуры с взаимопроникающими компонентами, для которой среднеквадратичное отклонение расчётных значений от экспериментальных составило менее 4 %. Авторы обосновали, что применение ТОП для расчёта эффективной электропроводности расплавов целесообразно на начальных этапах разработки новых металлических материалов с заданными свойствами, особенно в случаях, когда проведение прямых экспериментов затруднено. Такой подход позволяет существенно снизить временные и финансовые затраты на синтез образцов и экспериментальное исследование их физико-химических характеристик.

**Ключевые слова:** математическое моделирование, расплавы, электропроводность, теория обобщенной проводимости, эвтектические расплавы, монотектические расплавы, прогнозирование свойств материалов

**Для цитирования:** Чикова О.А., Шуайлун Ли. Математическое моделирование электропроводности расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):91–102.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-91-102>

\* По материалам XVI Международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» имени академика А.М. Самарина.

# MATHEMATICAL MODELING OF ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF MELTS WITH EUTECTIC AND MONOTECTIC INTERACTION CHARACTERISTICS OF COMPONENTS\*

O. A. Chikova<sup>✉</sup>, S. Li

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

✉ O.A.Chikova@urfu.ru

**Abstract.** The authors propose to use the generalized conductivity theory (GCT) for mathematical modeling of electrical conductivity of metallic melts with eutectic and monotectic interaction of components. The main GCT approaches are considered and analyzed: the method of transition to unit cell and the effective medium method, which allow describing the properties of heterogeneous liquid metallic systems. The paper presents a mathematical formulation of the problem of calculating the effective coefficients of electrical conductivity from the known values of the specified parameters of the initial components and their concentrations. An example of calculating the specific electrical resistance of Pb–Bi melt with eutectic interaction of the components is given. The calculation was carried out using the method of transition to the elementary cell of Rayleigh: a model of a structure with interpenetrating components, a model of a structure with isolated inclusions; and the effective medium method. The results of calculations for these models are compared with experimental data on the specific electrical resistance of liquid Pb–Bi alloys in a wide range of temperatures and concentrations. All three approaches to estimating the specific electrical resistance of Pb–Bi melts showed the results close to the experimental data. The closest values were demonstrated by the model of a structure with interpenetrating components, for which the standard deviation of the calculated values from the experimental ones was less than 4 %. The authors substantiated that the use of GCT for calculating the effective coefficients of melts' electrical conductivity is advisable at the initial stages of developing new metallic materials with specified properties, especially in cases where direct experiments are difficult. This approach allows for a significant reduction in time and financial costs of synthesizing samples and experimentally studying their physicochemical characteristics.

**Keywords:** mathematical modeling, melts, electrical conductivity, generalized conductivity theory, eutectic melts, monotectic melts, property prediction of materials

**For citation:** Chikova O.A., Li S. Mathematical modeling of electrical conductivity of melts with eutectic and monotectic interaction characteristics of components. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):91–102. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-91-102>

\* Based on the materials of the 16<sup>th</sup> International Scientific Conference “Physicochemical Foundations of Metallurgical Processes” named after Academician A.M. Samarin.

## ВВЕДЕНИЕ

Металлические расплавы с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов многие годы являются объектом исследований физической химии металлургических процессов. Моделирование электропроводности металлических расплавов сопряжено со многими трудностями. Среди металлических расплавов, используемых в качестве теплоносителей и рабочих тел, также часто встречаются расплавы легкоплавких металлов, которые практически взаимно нерастворимы в твердом состоянии (свинец, олово, цинк, висмут, кадмий). Многообразие концентрационных соотношений и коэффициентов электропроводности компонентов расплава, а также сложность экспериментального исследования приводят к необходимости поиска аналитических методов оценки электропроводности расплавов по известным значениям этих параметров исходных компонентов и их концентрации. В настоящее время моделирование электропроводности металлических расплавов, особенно бинарных систем с эвтектическим или монотектическим характером взаимодействия компонентов, остаётся сложной задачей.

Впервые в работах [1; 2] было предложено применение теории обобщенной проводимости для расчета коэффициентов тепло- и электропроводности сплавов-смесей с металлическими компонентами, практически нерастворимыми в твердом состоянии. Хаотическая структура сплавов-смесей моделировалась упорядоченной системой взаимопроникающих пространственных решеток во всем диапазоне изменения концентрации компонентов. Модель структуры с взаимопроникающими компонентами, отражающая геометрическое равноправие компонентов, использовалась и для расчета теплопроводности смесей растворов, неметаллические компоненты которых находились в жидком состоянии [3]. Метод расчёта коэффициентов тепло- и электропроводности смесей растворов, изложенный в работе [1], основан на общем предположении о неизменности теплопроводности и электропроводности исходных компонентов при их смешении и образовании расплава или раствора. Сделанное предположение имеет физический смысл в двух случаях:

– размеры и форма молекул, удельные молекулярные объёмы и параметры потенциалов взаимодействия компонентов близки между собой (тривиальный случай);

– в смеси, расплаве или растворе существуют скопления однородных молекул, достаточно крупные для того, чтобы свойства исходных компонентов не изменились в пределах скопления.

Наличие обособленных областей, занятых исходными компонентами в затвердевших сплавах-смесях, подтверждается прямыми наблюдениями микрошлифов, измерениями микротвердости, теплофизических и электрофизических свойств и рассеяния рентгеновского излучения [4]. Сведения о степени смешения компонентов в жидком состоянии (растворы, расплавы) значительно менее достоверны, а зачастую противоречивы. Жидкие компоненты могут образовывать растворы, близкие к идеальным (компоненты перемешаны на молекулярном или атомном уровне), макрооднородные смеси с взаимопроницаемыми компонентами или эмульсионной структурой (скопления однородных молекул насчитывают ( $10^9 - 10^{12}$  единиц), или вообще не смешиваются (расслоение) [5]. Вероятно, большая часть веществ в жидком состоянии обладает способностью к смешению, а размеры скоплений однородных молекул (именуемые кластерами [4], роями, комплексами, флуктуациями концентрации [6]), зависящие от природы компонентов (плотность, степень термодинамического сродства) и внешних условий (температура, давление, воздействие силовых полей), должны находиться внутри указанного диапазона. Поскольку структура расплава вблизи температуры плавления сохраняет определенные свойства структуры твердого тела (области с сохранением ближнего порядка), можно предположить, что у компонентов, практически нерастворимых в твердом состоянии, сохраняются обособленные области, заполненные однородными атомами или молекулами исходных компонентов и при температурах выше точки плавления, но далеких от температуры кипения.

Цель работы – предложить использовать теорию обобщенной проводимости для априорной теоретической оценки электропроводности металлических расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов при разработке новых металлических материалов с заданными свойствами, когда проведение прямых физико-химических экспериментов затруднено. В данном исследовании решались следующие задачи.

- Проанализировать возможности основных подходов теории обобщенной проводимости: метода перехода к элементарной ячейке и метода эффективной среды для описания свойств гетерогенных металлических расплавов, понимаемых как расплавы-смеси.

- Представить математическую постановку задачи расчёта эффективного коэффициента электропроводности расплава-смеси по известным значениям указанных параметров исходных компонентов и их концентрациям.

- Провести расчет удельного электрического сопротивления расплавов Pb–Bi и Bi–Sn с эвтектическим характером взаимодействия компонентов методами

перехода к элементарной ячейке для модели структуры с взаимопроницаемыми компонентами и модели структуры с изолированными включениями, а также методом эффективной среды. Результаты расчётов сопоставить с экспериментальными данными и сделать вывод о приемлемости этих подходов для теоретической оценки электропроводности металлических расплавов-смесей.

## МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ

Теория обобщенной проводимости (ТОП) – подход к изучению неоднородных материалов, в частности смесей двух и более компонентов. Истоки теории связаны с именами таких физиков прошлого века, как Poisson S.D., Rayleigh J.W., Maxwell J.C., Clausius K., Mosotti O.F., Lorentz H.A., которые получили формулы для определения свойств смесей [7]. В основе теории обобщенной проводимости лежат следующие принципы.

- Формальное совпадение дифференциальных уравнений скалярных и векторных полей для стационарных потоков тепла, электрического тока, электрической и магнитной индукции.

- Структурная чувствительность свойств смеси. Их величина зависит не только от концентраций компонентов (например, плотности или удельного объёма), но и от структуры смеси и ориентации границ раздела компонентов в силовом поле.

- Возможность распространения результатов исследования свойств смеси в одном поле на случай поля совершенно иной физической природы. Это возможно, если качественно несхожие явления описываются одинаковыми по форме уравнениями.

Согласно ТОП, коэффициенты переноса (в том числе коэффициенты тепло- и электропроводности) определяются в два этапа:

- на первом этапе изучают распределение поля в компонентах системы с учетом граничных условий;

- на втором этапе находят на основе суперпозиции полей компонентов средние поля по объёму всей системы [8].

Процессы переноса описываются уравнениями вида

$$A = \Lambda B, \quad (1)$$

где  $A$  и  $B$  – физические величины;  $\Lambda$  – коэффициент переноса (в том числе коэффициенты тепло- и электропроводности). Для  $i$ -го компонента  $j_i(r)$  связан с потенциалом  $\varphi_i(r)$  уравнением

$$j_i(r) = -\Lambda_i \nabla \varphi_i(r). \quad (2)$$

Поле, среднее по объёму  $V$  гетерогенного вещества, определяется как

$$\langle j \rangle = \frac{1}{V} \int j_i dV_i; \quad \langle \nabla \varphi \rangle = \frac{1}{V} \int \nabla \varphi_i dV_i; \quad \langle j \rangle = -\Lambda \langle \nabla \varphi \rangle. \quad (3)$$

Эффективный коэффициент обобщенной проводимости  $\Lambda$  является функцией проводимостей компонентов  $\Lambda_i$  и их объемных долей  $\delta_i$ :

$$\Lambda = -\frac{\langle j \rangle}{\langle \nabla \varphi \rangle} = f(\Lambda_i, \delta_i). \quad (4)$$

Установление вида функции  $f(\Lambda_i, \delta_i)$  является задачей ТОП. Аналитическое решение системы уравнений (1) – (4) для гетерогенных веществ связано с значительными математическими трудностями и возможно для простейших структурных моделей. Из множества теоретических моделей можно выделить два основных подхода: метод перехода к элементарной ячейке, восходящий к работе Рэлея 1892 г. [9] и метод эффективной среды (подход среднего поля), который впервые представлен в 1935 г. Д. Брюггеманом [10].

Дульнев Г.Н. и Заричняк Ю.П. для расчета теплопроводности или электропроводности расплава используют метод перехода к элементарной ячейке [1; 2]. Суть метода перехода к элементарной ячейке основана на двух предположениях:

– во-первых, эффективные свойства систем с упорядоченной и хаотической структурами равны между собой, если свойства компонентов и их концентрации одинаковы;

– во-вторых, система с упорядоченной структурой имеет дальний порядок и можно выделить элементарную ячейку, физические свойства которой равны соответствующим свойствам всей системы [11].

Наиболее известным способом нахождения эффективной проводимости в этом подходе является метод сечений Рэлея [9]. Суть метода сечений Рэлея заключается в разбиении элементарной ячейки вспомогательными плоскостями, одни из которых эквипотенциальны, другие непроницаемы для линий тока.

Рассмотрим двухкомпонентную систему и запишем выражение для  $j$  среднего по объему  $V$  гетерогенного вещества:

$$\begin{aligned} \langle j \rangle &= \frac{1}{V} \int j_i dV_i = \frac{1}{V} \left( \int j_1 dV_1 + \int j_2 dV_2 \right) = \\ &= -\frac{1}{V} \left( \int \Lambda_1 \nabla \varphi_1 dV_1 + \int \Lambda_2 \nabla \varphi_2 dV_2 \right) = \\ &= -(\Lambda_1 \delta_1 \langle \nabla \varphi_1 \rangle + \Lambda_2 \delta_2 \langle \nabla \varphi_2 \rangle); \end{aligned} \quad (5)$$

$$\langle \nabla \varphi \rangle = \delta_1 \langle \nabla \varphi_1 \rangle + \delta_2 \langle \nabla \varphi_2 \rangle. \quad (6)$$

Запишем полученные выражения в безразмерном виде:

$$\Lambda = \Lambda_1 \delta_1 \Psi_1 + \Lambda_2 \delta_2 \Psi_2, \quad (7)$$

где  $\delta_1 \Psi_1 + \delta_2 \Psi_2 = 1$ ;  $\Psi_1 = \frac{\langle \nabla \varphi_1 \rangle}{\langle \nabla \varphi \rangle}$ ;  $\Psi_2 = \frac{\langle \nabla \varphi_2 \rangle}{\langle \nabla \varphi \rangle}$ .

Полученная система уравнений (7) содержит три неизвестные, для замыкания системы необходима информация о структуре гетерогенной системы.

В простейшем случае слоистой структуры, как системы неограниченных пластин, получено, если слои параллельны  $\langle j \rangle$ :

$$\Psi_1 = \Psi_2 = 1; \Lambda = \Lambda_1 \delta_1 + \Lambda_2 \delta_2; \quad (8)$$

если слои перпендикулярны  $\langle j \rangle$ , то

$$\Lambda_1 \langle \nabla \varphi_1 \rangle = \Lambda_2 \langle \nabla \varphi_2 \rangle; \Psi_1 = \frac{\Lambda_2}{\Lambda_1} \Psi_2; \Lambda = \frac{1}{\frac{\delta_1}{\Lambda_1} + \frac{\delta_2}{\Lambda_2}}. \quad (9)$$

Значение эффективной проводимости гетерогенной системы согласно методу перехода к элементарной ячейке для геометрической модели изолированных включений с комбинированным дроблением эквипотенциальными и непроницаемыми для линий тока плоскостями [12]:

$$\Lambda = \frac{\Lambda_1}{1 - \frac{1}{\frac{1}{1-v} + (1+\delta_2)(1-\delta_2^{2/3})(1+\delta_2^{1/3})}}, \quad (10)$$

где  $\Lambda_1$  – проводимость среды;  $\Lambda_2$  – проводимость включений;  $v = \Lambda_1 / \Lambda_2$ ;  $\delta_2$  – объемная доля включений. Значение  $\Lambda$ , рассчитанное с использованием выражения (10), практически совпадает с данными расчета по известному уравнению Оделевского [13]:

$$\Lambda = \frac{\Lambda_1}{1 - \frac{\frac{1}{1-v} - \frac{1-\delta_2}{3}}{\delta_2}}. \quad (11)$$

Теория неоднородной среды впервые представлена в 1935 г. Д. Брюггеманом [10]. Модель эффективной среды Брюггемана применительно к расчету эффективной проводимости гетерогенной системы Р. Ландауэр подробно описана в работе [14]. Эффективная среда определяется как квазиоднородная, внутри которой электрическое поле равно внешнему. Гетерогенная система моделируется произвольно выбранной частицей, окруженной средой с эффективными свойствами. Главным недостатком теории эффективной среды является то, что она не позволяет учитывать поверхностные и контактные явления на границе между компонентами, которые в некоторых случаях определяют процесс переноса заряда [14]. Р. Ландауэр интерпретировал приближение Д. Брюггемана как функцию объемной доли частиц ( $\delta_1$ ) и среды ( $\delta_2$ ), предполагая, что частицы сферической формы с проводимостью  $\sigma_1$  погружены в однородную среду с проводимостью  $\sigma_2$  и определял эффективную проводимость системы  $\sigma_m$ . Если поле вдали от частицы

равно  $E_0$ , то дипольный момент, связанный с рассматриваемым объемом  $V$ , равен

$$P = \frac{3}{4\pi} V \frac{\sigma_1 - \sigma_m}{\sigma_1 + 2\sigma_m} E_0. \quad (12)$$

Поляризация создает отклонение от  $E_0$ . Пространственный интеграл отклонения равен  $-4\pi P$ . Таким образом, если среднее отклонение от  $E_0$  должно исчезнуть, полная поляризация, суммированная по включениям, также должна исчезнуть. Таким образом

$$\delta_1 \frac{\sigma_1 - \sigma_m}{\sigma_1 + 2\sigma_m} + \delta_2 \frac{\sigma_2 - \sigma_m}{\sigma_2 + 2\sigma_m} = 0. \quad (13)$$

Квадратное уравнение (13) относительно  $\sigma_m$  имеет положительное решение [14]:

$$\sigma_m = \frac{1}{4} \left( \gamma + \sqrt{\lambda^2 + 8\sigma_1\sigma_2} \right), \quad (14)$$

где  $\gamma = (3\delta_2 - 1)\sigma_2 + (3\delta_1 - 1)\sigma_1$ .

Модель эффективной среды Д. Брюггемана применительно к расчету  $\Lambda$  гетерогенной системы также рассмотрена в работе [12]. Эффективную среду авторы определяют, как квазиоднородную, среднее температурное и электрическое поле внутри которой равно внешнему полю. Гетерогенная система моделируется произвольно выбранной частицей, окруженной средой с эффективными (искомыми) свойствами. Для замыкания системы уравнений (7) необходимо условие, при котором будет определена  $\Psi_1$ . Авторами предложено [12] найти  $\Psi_1$  из поляризационного соотношения для частицы с диэлектрической проницаемостью  $\epsilon_1$ , погруженной в среду с эффективной диэлектрической проницаемостью  $\epsilon$  [15]:

$$E_i = 3 \frac{\epsilon}{2\epsilon + \epsilon_1} E. \quad (15)$$

На основе ТОП для определения  $\Psi_1$  определено

$$\Psi_1 = \frac{\langle \nabla \phi_1 \rangle}{\langle \nabla \phi \rangle} = \frac{3\Lambda}{2\Lambda + \Lambda_1} = \frac{3N}{1 + 2N}, \quad N = \frac{\Lambda}{\Lambda_1}. \quad (16)$$

Разрешив уравнения (7) и (16) относительно  $N = \Lambda/\Lambda_1$ , было получено выражение, впервые выведенное Д. Брюггеманом:

$$\Lambda = \Lambda_1 \left\{ \frac{1}{4} \left[ (3\delta_1 - 1) + (3\delta_2 - 1) \frac{\Lambda_2}{\Lambda_1} \right] + \sqrt{\frac{\Lambda_2}{2\Lambda_1} + \frac{1}{16} \left[ (3\delta_1 - 1) + (3\delta_2 - 1) \frac{\Lambda_2}{\Lambda_1} \right]^2} \right\}. \quad (17)$$

Авторы отмечают [12], что модель эффективной среды имеет следующие недостатки:

– при  $\frac{\Lambda_2}{\Lambda_1} = 0$  и  $\delta_1 < 0,3$  получаем физически абсурдный результат  $N = \frac{\Lambda}{\Lambda_1} < 0$ ;

– при  $\frac{\Lambda_2}{\Lambda_1} \ll 10^{-2}$ , т. е. для крайне неоднородных сред, получаем плохое соответствие данным опыта;

– модель не дает возможности учесть поверхностные и контактные явления на границе раздела компонентов, которые в ряде случаев определяют процесс переноса.

Для расчета теплопроводности и/или электропроводности бинарных расплавов авторами в работе [3] предложено использовать модель структуры гетерогенной системы с взаимопроникающими компонентами, как отражающую геометрическое равноправие компонент. Модель структуры с взаимопроникающими компонентами можно использовать, если объёмная концентрация одного из компонентов в двухкомпонентной системе  $0,2 < \delta_2 < 0,8$ . Тогда каждый из компонентов образует пространственную сеть непрерывно контактирующих частиц, т. е. структуру с взаимопроникающими компонентами, эффективная теплопроводность которой определяется выражением [12]:

$$\lambda = \lambda_1 \left[ c^2 + v(1-c)^2 + 2vc(1-c)(vc + 1 - c)^{-1} \right]; \quad v = \frac{\lambda_2}{\lambda_1}, \quad (18)$$

где  $c$  – параметр, однозначно связанный с объёмной концентрацией второго компонента  $\delta_2$  в двухкомпонентной системе уравнением

$$\delta_2 = 2c^3 - 3c^2 + 1,$$

решение которого (первый корень) имеет вид

$$\begin{aligned} c &= 0,5 + \alpha \cos\theta/3, \quad 270^\circ \leq \theta \leq 360^\circ, \\ 0 \leq \delta_2 < 0,5, \quad \alpha &= -1, \quad \theta = \arccos(1 - 2\delta_2); \\ 0,5 \leq \delta_2 \leq 1, \quad \alpha &= 1, \quad \theta = \arccos(2\delta_2 - 1). \end{aligned} \quad (19)$$

Применение ТОП для расчета электропроводности гетерогенных систем так же представлено в работах [16; 17]. Предложено обобщение метода самосогласованного поля для определения эффективной проводимости неоднородных материалов [17]. Суть метода самосогласованного поля при расчете эффективных характеристик неоднородных материалов заключается в приравнивании среднего поля в частях многофазной системы, попеременно помещенных в однородную среду с эффективными свойствами, микроскопическому полю. Вначале рассматривается решение вспомогательной задачи по определению характеристик однородной среды, в которую при помещении одиночного сферического включения  $i$ -й фазы с проводимостью  $\sigma_i$  и приложении внешнего поля  $\langle E \rangle$ , поле во включении будет совпадать со средним значением поля в соответст-

вующей фазе гетерогенной системы  $E_i$ . Используя решение задачи поляризации сферы в однородном бесконечном поле [15], получаем

$$E_i = 3 \frac{\sigma_c}{2\sigma_c + \sigma_i} \langle E \rangle. \quad (20)$$

Из условий баланса поля  $\langle E \rangle = \sum c_k E_k$ ;  $\sum c_k = 1$ . Тогда с учетом уравнения (20) для частного случая двухфазной системы получаем

$$\begin{aligned} \langle E \rangle &= 3 \frac{\sigma_c c_1}{2\sigma_c + \sigma_1} \langle E \rangle + 3 \frac{\sigma_c c_2}{2\sigma_c + \sigma_2} \langle E \rangle \\ \text{или } 3 \frac{\sigma_c \delta_1}{2\sigma_c + \sigma_1} + 3 \frac{\sigma_c \delta_2}{2\sigma_c + \sigma_2} &= 1, \end{aligned} \quad (21)$$

где  $\delta_1$  и  $\delta_2$  – объемные концентрации компонентов гетерогенной системы. Если предполагается, что свойства тела сравнения совпадают с эффективными ( $\sigma_c = \sigma^*$ ), т. е. если рассматривать сразу сферические включения, помещенные в среду с эффективными свойствами, то самосогласованное решение задачи обобщенной проводимости двухфазной статистической системы может быть найдено из уравнения (21)

$$\begin{aligned} \sigma^* &= \frac{(2 - 3\delta_1)\sigma_2 + (2 - 3\delta_2)\sigma_1}{4} + \\ &+ \sqrt{\frac{[(2 - 3\delta_1)\sigma_2 + (2 - 3\delta_2)\sigma_1]^2}{16} + \frac{\sigma_1\sigma_2}{2}}. \end{aligned} \quad (22)$$

Формула (22) получена ранее В.И. Одеlevским [13] для расчета проводимости материалов, образованных изотропными и нерастяжимыми частицами, распределенными статистически в однородной матрице. Необходимо отметить, что выражение (22) впервые получено Д. Брюггеманом [10], а затем выведено рядом других авторов [18 – 21] в ходе исследований эффективных характеристик гетерогенных систем. Соотношение (22) известно в отечественной литературе как формула Кондорского-Одеlevского [18].

В работе [17] авторы показали, что выражение (22) можно получить с помощью самосогласованного метода, если свойства тела сравнения считать переменным параметром. Используя условие баланса потока  $\langle j \rangle = \delta_1 j_1 + \delta_2 j_2$ , где  $j_1$  и  $j_2$  – средние значения потока по объему соответствующего компонента гетерогенной системы и  $\sigma^* \langle E \rangle = \sigma_1 \delta_1 E_1 + \sigma_2 \delta_2 E_2$ , далее на основе уравнения (21), вводя среднее значение проводимости двухфазной системы  $\langle \sigma \rangle = \sigma_1 \delta_1 + \sigma_2 \delta_2$ , получаем:

$$\sigma^* = \langle \sigma \rangle - \frac{\delta_1 \delta_2 (\sigma_1 - \sigma_2)^2}{2\sigma_c + \delta_1 \sigma_2 + \delta_2 \sigma_1}. \quad (23)$$

Представление эффективной проводимости гетерогенных систем в виде выражения (23), содержащего переменный параметр  $\sigma_c$ , позволяет описывать

характеристики двухфазных материалов произвольной структуры. Так, полагая проводимость тела сравнения равной  $\sigma_c = \infty$  и  $\sigma_c = 0$ , находим верхнюю и нижнюю границы значений эффективной проводимости при фиксированных свойствах фазовых компонентов систем [22]:  $\langle \sigma^{-1} \rangle^{-1} \leq \sigma^* \leq \langle \sigma \rangle$ , соответствующие моделям материала с параллельно и последовательно расположенными структурными элементами [17].

Применение теории обобщенной проводимости для математического моделирования электропроводности расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов описано в работе [23]. Выполнен расчет удельного электросопротивления расплава Fe – 10 ат. % Mn, который понимался как гетерогенная система в виде матрицы из жидкого марганца и кластеров атомов железа, т. е. как расплав – смесь. Удельное электросопротивление сплава Fe – 10 ат. % Mn в жидком состоянии рассчитывали методом перехода к элементарной ячейке, методом эффективной среды и модельных представлений об эффективной теплопроводности смесей [23]. Результаты расчета удельного электросопротивления расплава Fe – 10 ат. % Mn различными методами близки друг к другу [24]. Проведен расчет удельного сопротивления гетерогенного расплава Co–Cu методом перехода к элементарной ячейке и методом эффективной среды для обоснования модели фазового перехода «жидкость – жидкость» (LLPS) [25]. LLPS – это особенность фазовой диаграммы системы Cu–Co: при глубоком переохлаждении расплав Co–Cu разделяется на две жидкости: богатую кобальтом и богатую медью при переохлаждении расплава до температуры  $T^*$ . Модель LLPS заключается в теоретическом определении температуры  $T^*$ , при которой удельное сопротивление гетерогенной системы становится равным удельному сопротивлению однородного жидкого раствора с равномерным распределением атомов. Модель LLPS показала хорошее согласие с экспериментальными данными об аномальном поведении удельного сопротивления сплавов Co–Cu. В ТОП нет принципиальных ограничений ни для предельных максимальных, ни для предельных минимальных размеров области, в которой проводится описание исследуемого процесса переноса [7], что позволило по-новому взглянуть на структуру твердых растворов как смеси на микроуровне и предложить метод расчета электропроводности сплавов – двойных непрерывных неупорядоченных твердых растворов [26]. Таким образом, в работах [24 – 26] показано, что две основные теоретические модели: метод перехода к элементарной ячейке, восходящий к работе Рэлея 1892 г. [9], и метод эффективной среды (метод среднего поля), который впервые представлен в 1935 г. Д. Брюггеманом [10; 27], представляют собой важный инструмент для описания макроскопических свойств неоднородных материалов и приемлема для математического моделирования электропроводности

расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов.

В данной работе описано применение ТОП для расчета эффективного электросопротивления расплавов Pb–Bi и Bi–Sn по известным значениям электросопротивления компонентов расплава и их концентрациям. Расчет эффективного электросопротивления расплавов полезен для практики разработки новых материалов с заранее заданными свойствами при минимальном объеме исходной информации, когда создание пробных образцов и измерение их свойств затруднительно.

**РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА ЭФФЕКТИВНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ РАСПЛАВОВ Pb – Bi, Bi – Sn И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ**

Сплавы Pb–Bi рассматриваются в качестве основных кандидатов на роль жидкометаллического теплоносителя для критических и подкритических реакторов нового поколения [28]. Диаграмма состояния системы Pb–Bi имеет химическое соединение ε, которое образуется по перитектической реакции при температуре 184 °С и эвтектоидно распадается на (Bi) + (Pb) при температуре 46 °С (рис. 1). Эвтектика Pb–Bi кристаллизуется между фазой ε и (Bi) при температуре 125 °С и содержании 56 ат. % Bi при температуре 125 °С [29]. Температура плавления эвтектики Pb–Bi значительно ниже температуры плавления чистого свинца (327 °С) и чистого висмута (271 °С), а температура кипения высокая (1670 °С) при атмосферном давлении. Поэтому эвтектический сплав Pb–Bi чаще всего используется в качестве теплоносителя в ядерных реакторах.

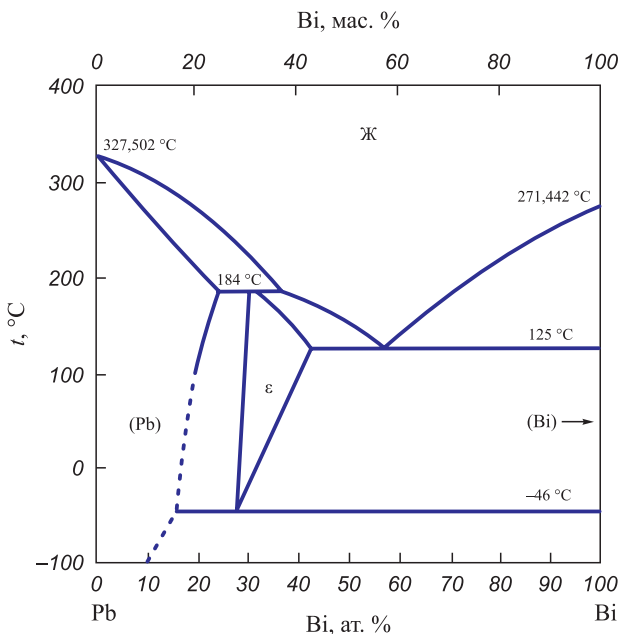


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Pb–Bi [29]

Fig. 1. State diagram of the Pb–Bi system [29]

При проектировании жидкометаллических контуров ядерных реакторов представляет большой практический интерес исследование электропроводности эвтектических и околоэвтектических сплавов Pb–Bi, так как электропроводность затрудняет прокачку расплава в магнитном поле. Существует множество работ [2; 28; 30–32], содержащих различные между собой экспериментальные данные об электропроводности расплавов Pb–Bi. Например, экспериментальные данные об электросопротивлении расплавов Pb–Bi эвтектического состава, обсуждаемые в работе [28], имеют расхождение на 10 %. В работе [32] была измерена электропроводность сплавов Pb40Bi60, Pb50Bi50, эвтектического Pb44Bi56 и близкоевтектического Pb43Bi57, Pb45Bi55, Pb46Bi54 в области температур плавления – затвердевания. Выявленные расхождения между кривыми нагрева и охлаждения, а также гистерезис, наблюдаемый в ходе циклов нагрева – охлаждения, свидетельствуют о микрогетерогенной структуре расплавов Pb–Bi, что и позволяет их представить как расплавы-смеси.

Проведен расчет удельного электросопротивления расплавов Pb–Bi по формуле (18) – модель структуры со взаимопроникающими компонентами; по формуле Оделевского (11) – модель структуры с изолированными включениями и по формуле (14) – модель эффективной среды. С целью удобства расчета удельного сопротивления расплава Pb–Bi, формулы (11), (14) и (18) для расчета удельного электросопротивления жидкого сплава Pb–Bi представлены в виде:

– формула (11)

$$\rho_{(11)} = \rho_1 \left[ 1 - \delta_2 \left( \frac{1}{1-\nu} - \frac{1-\delta_2}{3} \right)^{-1} \right]^{-1};$$

– формула (14)

$$\rho_{(14)} = \left\{ \frac{1}{4} \left[ \frac{3\delta_2 - 1}{\rho_2} + \frac{2 - 3\delta_2}{\rho_1} + \sqrt{\left( \frac{3\delta_2 - 1}{\rho_2} + \frac{2 - 3\delta_2}{\rho_1} \right)^2 + \frac{8}{\rho_2 \rho_1}} \right] \right\}^{-1};$$

– формула (18)

$$\rho_{(18)} = \rho_1 \left[ c^2 + \nu(1-c)^2 + 2\nu c(1-c)(\nu c + 1 - c)^{-1} \right]^{-1},$$

где  $\rho_1$  – удельное электросопротивление жидкого свинца;  $\rho_2$  – удельное электросопротивление жидкого висмута;  $\nu = \rho_1/\rho_2$  – отношение удельного электросопротивления свинца к удельному электросопротивлению висмута;  $\delta_2$  – объемная доля висмута,  $c$  – параметр, однозначно связанный с объемной концентрацией второго компонента  $\delta_2 = 1 - \delta_1$  в двухкомпонентной системе уравнением:  $\delta_2 = 2c^3 - 3c^2 + 1$  [12]. Авторами

проводилась проверка пригодности данных моделей структуры расплава и соответствующих им расчетных формул для теоретического определения удельного электросопротивления свинцово-висмутового сплава в жидком состоянии. Результаты расчётов приведены

в табл. 1. Экспериментальные данные об удельном электросопротивлении свинцово-висмутового сплава в жидком состоянии  $\rho_3$  взяты из работы [2]. Экспериментальные данные об удельном электросопротивлении свинца и висмута в жидком состоянии взяты из

Таблица 1. Удельное электрическое сопротивление сплава Pb–Bi в жидком состоянии

Table 1. Specific electrical resistivity of Pb–Bi alloy in liquid state

T, К	Pb $\rho_1 \cdot 10^8$ , Ом·м	Bi $\rho_2 \cdot 10^8$ , Ом·м	Концентрация Pb		$\delta_2$	Удельное электрическое сопротивление сплавов Pb – Bi в жидком состоянии			
			$g_1$	$\delta_1$		$\rho \cdot 10^8$ , Ом·м, расчет по уравнению (18)	$\rho \cdot 10^8$ , Ом·м, расчет по уравнению (14)	$\rho \cdot 10^8$ , Ом·м, расчет по уравнению (11)	$\rho_3 \cdot 10^8$ , Ом·м
400	99,0	131,5	0,11	0,90	0,10	102,0	101,8	101,8	101,5
			0,16	0,86	0,14	103,5	102,8	102,8	105,0
			0,46	0,51	0,49	114,1	113,4	113,3	120,0
			0,77	0,26	0,74	121,4	121,8	121,8	126,1
			0,90	0,11	0,89	128,4	127,3	127,2	127,9
500	104,0	137,0	0,11	0,90	0,10	107,1	107,1	107,1	107,0
			0,16	0,85	0,15	108,6	108,2	108,2	110,5
			0,46	0,57	0,43	116,9	116,7	116,7	125,0
			0,77	0,25	0,75	126,8	127,6	127,5	132,0
			0,90	0,12	0,88	133,8	132,4	132,3	134,0
600	109,0	142,0	0,11	0,90	0,10	112,1	111,8	111,8	112,5
			0,16	0,85	0,15	113,7	113,2	113,2	116,0
			0,46	0,56	0,44	122,0	122,0	122,0	130,5
			0,77	0,24	0,76	131,8	133,0	132,9	137,5
			0,90	0,10	0,90	138,9	138,1	138,2	139,0
700	114,0	147,0	0,11	0,90	0,10	117,1	116,8	116,8	118,0
			0,16	0,86	0,14	118,7	118,0	118,0	120,5
			0,46	0,58	0,42	126,1	126,5	126,5	136,0
			0,77	0,25	0,75	136,8	137,7	137,6	142,5
			0,90	0,12	0,88	143,9	143,2	143,1	145,0
800	119,0	152,0	0,11	0,90	0,10	122,1	121,8	121,8	122,5
			0,16	0,85	0,15	123,7	123,3	123,3	125,0
			0,46	0,56	0,44	132,1	132,2	132,2	140,0
			0,77	0,24	0,76	141,9	143,1	143,0	147,0
			0,90	0,11	0,89	148,9	147,8	147,8	150,0
900	124,0	158,0	0,11	0,91	0,09	126,6	126,6	126,6	130,0
			0,16	0,86	0,14	128,5	128,1	128,1	152,0
			0,46	0,58	0,42	136,0	136,9	137,0	144,0
			0,77	0,26	0,74	147,6	148,1	148,0	126,0
			0,90	0,12	0,88	154,8	153,3	153,3	155,0
1000	129,0	160,0	0,11	0,91	0,09	131,4	131,4	131,4	129,0
			0,16	0,86	0,14	133,8	132,8	132,8	138,0
			0,46	0,59	0,41	140,0	140,6	140,6	148,5
			0,77	0,27	0,73	149,2	150,7	150,7	156,5
			0,90	0,12	0,88	155,8	155,8	155,8	159,0

работы [33]. Поскольку концентрация компонентов в расплавах обычно приводится в весовых долях  $g_i$ , то для пересчета ее в объемные доли можно воспользоваться

$$\delta_i = \frac{\frac{g_i}{d_i}}{\sum_{i=1}^N \frac{d_i}{g_i}}$$

выражением  $\delta_i = \frac{g_i}{\sum_{i=1}^N \frac{d_i}{g_i}}$ , где  $d_i$  – плотность  $i$ -го компонента. Если концентрация компонентов в расплаве дана в мольных долях  $x_i$ , то для пересчета ее в объемные

$$\delta_i = \frac{\frac{\mu_i x_i}{d_i}}{\sum_{i=1}^N \frac{\mu_i x_i}{d_i}}$$

доли можно воспользоваться выражением  $\delta_i = \frac{\mu_i x_i}{\sum_{i=1}^N \frac{\mu_i x_i}{d_i}}$ , где  $\mu_i$  – молярная масса  $i$ -го компонента. Экспериментальные данные о плотности свинца и висмута в жидком состоянии взяты из работы [28].

Сплавы Bi–Sn в основном применяются при пайке термочувствительных компонентов: светодиодов, микросхем, разъёмов и создание долговечного паяного токопроводящего покрытия металлических поверхностей деталей и изделий с высокими антикоррозионными свойствами. Электропроводность припоев Bi–Sn важна для электронных приложений, где требуется минимальное сопротивление соединения [34]. Диаграмма состояния системы Bi–Sn содержит эвтектику  $Ж \leftrightarrow (Bi) + (Sn)$ , которая кристаллизуется при содержании 43 ат. % Sn и температуре 139 °C (рис. 2). Максимальная растворимость Bi в Sn достигает 13,1 ат. % при температуре 139 °C [29].

Исследования [2; 35 – 37] содержат различные между собой экспериментальные данные об электропроводности расплавов Bi–Sn. Например, в работе [35] исследовано сопротивление жидких сплавов Sn–Bi пяти составов: Sn–20 мас. % Bi, Sn–30 мас. % Bi, Sn–40 мас. % Bi, Sn–57 мас. % Bi, Sn–80 мас. % Bi.

На зависимости электросопротивления от температуры для всех изученных расплавов Sn–Bi были выявленные признаки структурного перехода жидкость – жидкость, что косвенно свидетельствуют о микрогетерогенной структуре расплавов, что и позволяет их представить как расплавы-смеси. В данной работе проведен расчет удельного электросопротивления расплавов Bi–Sn по формуле (18) – модель структуры со взаимопроникающими компонентами; по формуле Оделевского (11) – модель структуры с изолированными включениями и по формуле (14) – модель эффективной среды. Принято, что  $\rho_1$  – удельное электросопротивление жидкого Bi;  $\rho_2$  – удельное электросопротивление жидкого Sn;  $v = \rho_1/\rho_2$  – отношение удельного электросопротивления Bi к удельному электросопротивлению Sn;  $\delta_2$  – объемная доля Sn. Результаты расчётов удельного электрического сопротивления сплава Bi–Sn в жидком состоянии приведены в табл. 2. Экспериментальные данные об удельном электросопротивлении сплава Bi–Sn в жидком состоянии  $\rho_3$  взяты из работы [2], об удельном электросопротивлении Bi и Sn в жидком состоянии – из работ [28; 33; 35; 37].

Результаты расчёта удельного электрического сопротивления сплавов Pb–Bi и Bi–Sn в жидком состоянии, которые приведены табл. 1 и 2, показали, что применение соотношений (11), (24) и (18) дают результаты, отличающиеся примерно на один процент, и близки к экспериментальным данным. Отмечено, что экспериментальные данные по удельному электросопротивлению расплавов Pb–Bi и Bi–Sn даже исходных компонентов, приводимые различными исследователями, отличаются между собой до 25 % [2]. Наименьшая трудоемкость расчета по формуле Оделевского (11) для модели структуры с изолированными включениями. Применение формулы Оделевского можно рекомендовать для разработки новых материалов, чтобы сократить затраты времени и средств на создание пробных образцов и измерение их свойств.

Ранее в работе [2] авторами был проведен расчет электропроводности расплавов Pb–Bi и Bi–Sn по формуле (18). Проверена пригодность расчетной формулы (18) путем сопоставления результатов расчета с экспериментальными данными. Форма гистограмм расхождения результатов расчета с опытом оказалась близка к кривой нормального распределения. Среднеквадратичное отклонение по удельному электросопротивлению составило ~3,5 % [2]. Кроме того, была проведена проверка пригодности иных моделей структуры расплава и соответствующих им расчетных формул для аналитического определения удельного электросопротивления. Отмечено, что применение формулы Оделевского (11) для модели структуры с изолированными включениями приводит к увеличению расхождения расчетных и опытных результатов, причем это расхождение имеет систематический характер [2]. Поэтому соотношение (18) было рекомендовано для оценки

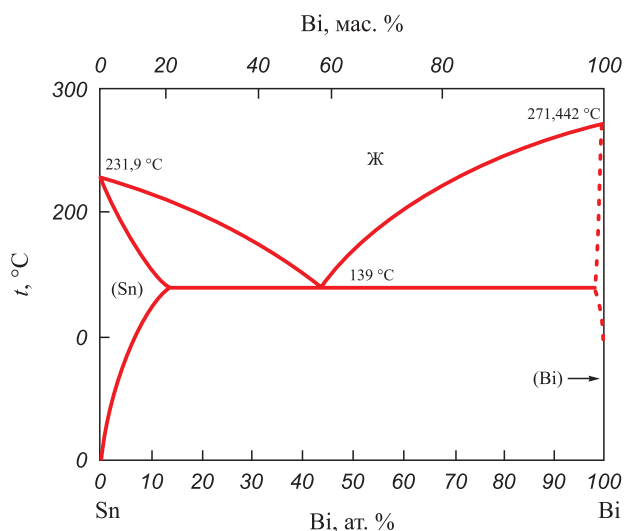


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Bi–Sn [29]

Fig. 2. State diagram of the Bi–Sn system [29]

Таблица 2. Удельное электрическое сопротивление сплава Bi – Sn в жидком состоянии

Table 2. Specific electrical resistivity of Bi – Sn alloy in liquid state

T, К	Bi $\rho_1 \cdot 10^8$ , Ом·м	Sn $\rho_2 \cdot 10^8$ , Ом·м	Концентрация Bi		$\delta_2$	Удельное электрическое сопротивление сплавов Bi – Sn в жидком состоянии			
			$g_1$	$\delta_1$		$\rho \cdot 10^8$ , Ом·м, расчет по уравнению (18)	$\rho \cdot 10^8$ , Ом·м, расчет по уравнению (14)	$\rho \cdot 10^8$ , Ом·м, расчет по уравнению (11)	$\rho_3 \cdot 10^8$ , Ом·м
400	99,0	53,0	0,39	0,69	0,31	67,8	66,5	66,3	62,5
			0,79	0,28	0,72	86,6	86,1	85,5	83,5
			0,89	0,15	0,85	92,18	92,01	91,6	89,0
			0,94	0,08	0,92	95,4	95,3	95,1	98,0
500	104,0	56,0	0,39	0,72	0,28	71,4	70,2	69,9	65,0
			0,79	0,30	0,70	91,1	90,6	89,9	87,5
			0,89	0,27	0,83	96,9	96,7	96,3	93,0
			0,94	0,09	0,91	100,2	100,2	99,9	103,0
600	109,0	59,0	0,39	0,72	0,28	75,1	73,8	73,5	68,5
			0,79	0,30	0,70	95,6	95,0	94,4	91,0
			0,89	0,17	0,83	101,6	101,4	101,0	97,5
			0,94	0,09	0,91	105,1	105,0	104,8	106,5
700	114,0	62,0	0,39	0,69	0,31	78,8	77,4	77,1	72,5
			0,79	0,30	0,70	100,1	99,5	98,8	94,5
			0,89	0,17	0,83	106,4	106,2	105,7	101,5
			0,94	0,09	0,91	109,9	109,9	109,6	110,0
800	119,0	65,0	0,39	0,69	0,31	82,4	81,1	80,7	–
			0,79	0,30	0,70	104,6	104,0	103,3	98,5
			0,89	0,17	0,83	111,1	110,87	110,4	105,0
			0,94	0,09	0,91	114,8	114,8	114,4	113,5
900	124,0	68,0	0,39	0,69	0,31	86,1	84,7	84,4	–
			0,79	0,31	0,69	109,1	108,4	107,7	102,0
			0,89	0,17	0,83	115,8	115,6	115,1	109,0
			0,94	0,09	0,91	119,6	119,6	119,3	116,5
1000	125,0	69,0	0,39	0,69	0,31	87,1	85,7	85,4	–
			0,79	0,31	0,69	110,1	109,5	108,8	105,5
			0,89	0,16	0,84	116,8	116,61	116,1	–
			0,94	0,08	0,92	120,6	120,61	120,3	–

удельного электросопротивления вблизи температур плавления ( $1 \leq \frac{T}{T_{пл}} \leq 3$ ) тех двойных расплавов, компоненты которых практически нерастворимы в твердом состоянии [2].

В целом применение ТОП для математического моделирования электропроводности расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов как расплавов, компоненты которых практически нерастворимы в твердом состоянии, полезно на этапе разработки новых материалов с заранее заданными свойствами при минимальном объеме исходной информации. Это позволяет существенно

сократить затраты времени и средств на создание пробных образцов и измерение их свойств.

### Выводы

Обосновано применение теории обобщенной проводимости для математического моделирования электропроводности расплавов с эвтектическим и монотектическим характерами взаимодействия компонентов.

Обе основные теоретические модели: метод перехода к элементарной ячейке, восходящий к работе Рэлея 1892 г., и метод эффективной среды (метод среднего поля), который впервые представлен в 1935 г. Д. Брюг-

геманом, приемлемы для математического моделирования электропроводности расплавов с эвтектическим и монотектическим характером взаимодействия компонентов.

Результаты расчёта удельного электрического сопротивления сплавов Pb–Bi и Bi–Sn в жидком состоянии показали, что метод перехода к элементарной ячейке и метод эффективной среды дают результаты, отличающиеся примерно на один процент, и близки к экспериментальными данным. Ввиду наименьшей трудоёмкости расчета можно рекомендовать применение формулы Оделевского для математического моделирования электропроводности расплавов с эвтектическим и монотектическим характерами взаимодействия компонентов на этапе разработки новых материалов для сокращения затрат времени и средств на синтез образцов и измерение их свойств.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Дульнев Г.Н., Заричняк Ю.П. Теплопроводность и электропроводность двойных сплавов-смесей. *Инженерно-физический журнал*. 1968;14(3):552.  
Dul'nev G.N., Zarichnyak Yu.P. Thermal and electrical conductivity of binary alloy mixtures. *Inzhenerno-fizicheskii zhurnal*. 1968;14(3):552. (In Russ.).
2. Дульнев Г.Н., Заричняк Ю.П. О расчете тепло- и электропроводности расплавов некоторых металлов. *Теплофизика высоких температур*. 1972;10(4):771–777.  
Dul'nev G.N., Zarichnyak Yu.P. On the calculation of thermal and electrical conductivity of melts of some metals. *Teplofizika vysokikh temperatur*. 1972;10(4):771–777. (In Russ.).
3. Дульнев Т.Н., Заричняк Ю.П. Теплопроводность жидких смесей. *Инженерно-физический журнал*. 1966;11(6):747.  
Dul'nev T.N., Zarichnyak Yu.P. Thermal conductivity of liquid mixtures. *Inzhenerno-fizicheskii zhurnal*. 1966;11(6):747. (In Russ.).
4. Уббелоде А. Плавление и кристаллическая структура. Москва: Мир; 1969:420.
5. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. Ленинград: Наука; 1975:592.
6. Шапаронов М.И. Методы исследования теплового движения молекул и строения жидкостей. Москва: Издательство МГУ; 1963:280.
7. Эдвабник В.Г. Теория обобщенной проводимости: Монография. Новосибирск: Наука; 2019:210.
8. Дульнев Г.Н., Новиков В.В. Теория протекания и проводимость неоднородных сред. Базовая модель неоднородной среды. *Инженерно-физический журнал*. 1983;45(2):136–141.  
Dul'nev G.N., Novikov V.V. Theory of flow and conductivity of inhomogeneous media. Basic model of inhomogeneous medium. *Inzhenerno-fizicheskii zhurnal*. 1983;45(2):136–141. (In Russ.).
9. Rayleigh L. On the influence of obstacles arranged in rectangular order upon the properties of a medium. *Philosophical Magazine*. 1892;34(211):481–502.  
<https://doi.org/10.1080/14786449208620364>
10. Bruggeman D.A.G. Berechnung verschiedener physikalischer Konstanten von heterogenen Substanzen. *Annalen der Physik*. 1935;416(7):636–664. (In Germ.).  
<https://doi.org/10.1002/andp.19354160705>
11. Дульнев Г.Н., Заричняк Ю.П. Теплопроводность смесей и композиционных материалов: Справочная книга. Ленинград: Энергия; 1974:264.
12. Дульнев Г.Н., Новиков В.В. Процессы переноса в неоднородных средах. Ленинград: Энергоатомиздат; 1991:247.
13. Оделевский В.И. Расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем. *Журнал технической физики*. 1951;21(6):667–685.  
Odelevskii V.I. Calculation of generalized conductivity of heterogeneous systems. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*. 1951;21(6):667–685. (In Russ.).
14. Landauer R. Electrical conductivity in inhomogeneous media. *AIP Conference Proceedings*. 1978;40(1):2–45.  
<https://doi.org/10.1063/1.31150>
15. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Электродинамика сплошных сред. Москва: Гостехиздат; 1957:532.
16. Митюшов Е.А., Гельд П.В., Адамеску Р.А. Обобщенная проводимость и упругость макрооднородных гетерогенных материалов. Москва: Металлургия; 1992:145.
17. Mityushov E.A., Geld P.V. A self-consistent method for the description of the generalized conductivity of heterogeneous systems. *Journal of Engineering Physics*. 1989;57(1):789–793. <https://doi.org/10.1007/bf008070791>
18. Кондорский Е.К. К теории магнитных свойств конгломератов и порошков. *Доклады Академии наук СССР. Серия география и геофизика*. 1950;40(4):294–301.  
Kondorskii E.K. On the theory of magnetic properties of conglomerates and powders. *Doklady Akademii Nauk SSSR. Seriya geografiya i geofizika*. 1950;40(4):294–301. (In Russ.).
19. Dreizin Yu.A., Dykhne A.M. Anomalous conductivity of inhomogeneous media in a strong magnetic field. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 1973;36(1):127–136.
20. Бувевич Ю.А. Об эффективной теплопроводности зернистых материалов. *Журнал прикладная механика и техническая физика*. 1973;(4):57–66.  
Buevich Yu.A. On effective thermal conductivity of granular materials. *Zhurnal prikladnoi mekhaniki i tekhnicheskoi fiziki*. 1973;(4):57–66. (In Russ.).
21. Бувевич Ю.А., Корнеев Ю.А. О переносе тепла и массы в дисперсной среде. *Журнал прикладная механика и техническая физика*. 1974;(4):79–87.  
Buevich Yu.A., Korneev Yu.A. On transfer of heat and mass in a dispersed medium. *Zhurnal prikladnoi mekhaniki i tekhnicheskoi fiziki*. 1974;(4):79–87. (In Russ.).
22. Dykhne A.M. Calculation of the kinetic coefficients of media with random inhomogeneities. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*. 1967;52(1):264–266.
23. Zhao Q.-G., Liu S.-J., Guo H., Chen X. A theoretical model for predicting the thermal conductivity of binary molten salts. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2016;92:639–642.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.09.035>
24. Чикова О.А., Синицин Н.И., Выхин В.В. Электросопротивление сплавов Fe–Mn в жидком состоянии. *Известия вузов. Физика*. 2021;64(6):68–75.  
<https://doi.org/10.17223/00213411/64/6/68>

- Chikova O.A., Sinitsyn N.I., V'ukhin V.V. Electrical resistance of Fe–Mn alloys in the liquid state. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Fizika*. 2021;64(6):68–75. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/64/6/68>
25. Chikova O.A., Tsepelev V.S., Sinitsyn N.I., Shmakova K.Yu., V'ukhin V.V. Abnormal resistivity behavior of Co–Cu alloys and responsible metastable liquid phase separation. *Physica B: Condensed Matter*. 2024;695:416594. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2024.416594>
26. Заричняк Ю., Рамазанова А., Эмиров С. Теплопроводность двойных непрерывных неупорядоченных твердых растворов. *Известия РАН. Серия физическая*. 2020;84:1328–1330. <https://doi.org/10.31857/S0367676520090409>  
Zarichnyak Yu., Ramazanova A., Emirov S. Thermal conductivity of binary continuous disordered solid solutions. *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Seriya fizicheskaya*. 2020;84:1328–1330. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S0367676520090409>
27. Stroud D. Generalized effective-medium approach to the conductivity of an inhomogeneous material. *Physical Review B*. 1975;12:3368–3373. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.12.3368>
28. Чусов И.А., Проняев В.Г., Новиков Г.Е., Обысов Н.А. Соотношения для расчета транспортных и термодинамических свойств эвтектики свинец-висмут. *Известия вузов. Ядерная энергетика*. 2020;(1):107–120. <https://doi.org/10.26583/npe.2020.1.11>  
Chusov I.A., Pronyaev V.G., Novikov G.E., Obysov N.A. Relationships for calculating transport and thermodynamic properties of lead-bismuth eutectic. *Izvestiya vuzov. Yadernaya energetika*. 2020;(1):107–120. (In Russ.). <https://doi.org/10.26583/npe.2020.1.11>
29. Лякишев Н.П. и др. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3-х томах / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. Том 1. Москва: Машиностроение; 1996:991.
30. Filippov V.V., Yagodin D.A., Borisenko A.V., Shunyaev K.Yu., Gelchinski B.R. Density, viscosity, ultrasound velocity, and electrical resistivity of the eutectic lead-bismuth melt. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2016;8:705–708. <https://doi.org/10.1134/S0036029516020038>
31. Plevachuk Yu., Sklyarchuk V., Eckert S., Gerbeth G. some physical data of the near eutectic liquid lead-bismuth. *Journal of Nuclear Materials*. 2008;373(1-3):335–342. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2007.06.014>
32. Plevachuk Yu., Sklyarchuk V., Eckert S., Gerbeth G. Measurement of electrical conductivity of Pb–Bi alloys in the melting–solidification region. *Journal of Nuclear Materials*. 2008;376(3):363–365. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.02.009>
33. Busch G., Güntherodt H.-j. Electronic properties of liquid metals and alloys. *Solid State Physics: Advances in Research and Applications*. 1974;29:235–313. [https://doi.org/10.1016/S0081-1947\(08\)60426-9](https://doi.org/10.1016/S0081-1947(08)60426-9)
34. Havlík R., Drienovský M., Gerhátová Ž., Babincová P., Kusý M., Gogola P., Palcut M. Phase constitution, microstructure and corrosion performance of binary Sn–Bi alloys. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;36:173–181. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.03.069>
35. Li X.-F., Zu F.-Q., Ding H.-F., Yu J., Liu L.-J., Xi Y. High-temperature liquid–liquid structure transition in liquid Sn–Bi alloys: Experimental evidence by electrical resistivity method. *Physics Letters A*. 2006;354(4):325–329. <https://doi.org/10.1016/j.physleta.2006.01.058>
36. Zu F.-q., Zhou B., Li X.-f., Yi X., Chen Y.-p., Sun Q.-q. Effect of liquid-liquid structure transition on solidification of Sn–Bi alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2007;17(5):893–897. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(07\)60195-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(07)60195-2)
37. Kondo T., Ohishi Y., Muta H., Kurosaki K., Yamanaoka Sh. Thermal conductivity and electrical resistivity of liquid Sn–Bi alloys. *Netsu Bussei*. 2017;31(1):11–16. <https://doi.org/10.2963/jjtp.31.11>

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

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

ORCID: 0000-0002-3347-9148

E-mail: O.A.Chikova@urfu.ru

**Шуайлун Ли**, аспирант кафедры физики, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

ORCID: 0009-0003-4237-8941

E-mail: shuailun.li@urfu.me

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

ORCID: 0000-0002-3347-9148

E-mail: O.A.Chikova@urfu.ru

**Shuailong Li**, Postgraduate of the Chair of Physics, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin

ORCID: 0009-0003-4237-8941

E-mail: shuailun.li@urfu.me

Поступила в редакцию 12.05.2025

После доработки 17.07.2025

Принята к публикации 28.11.2025

Received 12.05.2025

Revised 17.07.2025

Accepted 28.11.2025



УДК 612.771:658.511

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-103-112



Оригинальная статья  
Original article

## ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ МЕЛКОСОРТНОГО ЦЕХА

А. Р. Фастыковский<sup>1</sup>, А. И. Мусатова<sup>1</sup>, Е. В. Иванова<sup>1</sup>, Н. В. Мартюшев<sup>2</sup>

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

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

✉ omd@sibsiu.ru

**Аннотация.** Интенсивное развитие строительного комплекса для расширения жилищного и промышленного фондов требует увеличения производства арматурных профилей мелкого сортамента с весом погонного метра 6 – 8 кг. Такие профили производятся на мелкосортных и мелкосортно-проволочных станах. Увеличение производства мелкосортных строительных профилей возможно реализовать по двум направлениям: строительство новых высокопроизводительных прокатных станков; интенсификация работы действующих станков благодаря выявлению скрытых резервов (узких мест) и с учетом этого модернизация оборудования и технологии. Второе направление менее затратно в материальном плане и времени на реализацию требуется существенно меньше. Однако для правильного принятия решения по совершенствованию действующего производства требуется обоснованный анализ сдерживающих факторов. Для решения данного вопроса авторы предлагают методику, основанную на принципах тактового подхода, и необходимые расчетные формулы, с помощью которых на примере мелкосортного цеха показывают последовательность поиска и анализа «узких мест». В работе проведен анализ организации производственных процессов на участках мелкосортного стана и подробно рассмотрены две альтернативные схемы организации материальных потоков на участке пакетировки. Приведенный в табличных формах фактический материал характеризует работу участков мелкосортного цеха по тактам и производительность по профилям для разных схем материальных потоков. Основным сдерживающим фактором на исследуемом мелкосортном цехе является участок пакетировки. Авторы предлагают организационно-технические мероприятия по совершенствованию организации материальных потоков и автоматизации пакетировочных линий, оценивают эффективность проектных решений и срок окупаемости инвестиций.

**Ключевые слова:** анализ производственных процессов, тактовый подход, мелкосортный цех, работающий персонал, участок пакетировки, эффективность работы

**Для цитирования:** Фастыковский А.Р., Мусатова А.И., Иванова Е.В., Мартюшев Н.В. Повышение эффективности работы мелкосортного цеха. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):103–112. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-103-112>

## INCREASING THE EFFICIENCY OF A SMALL-SECTION SHOP

A. R. Fastykovskii<sup>1</sup>, A. I. Musatova<sup>1</sup>, E. V. Ivanova<sup>1</sup>, N. V. Martyushev<sup>2</sup>

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

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

✉ omd@sibsiu.ru

**Abstract.** Intensive development of the constructional industry for expansion of housing and industrial stock requires an increase in the production of small-section rebars with a linear meter weight of 6 - 8 kg. Such rebars are produced on small-section and small-section wire mills. An increase in the production of small-section building rebars can be implemented in two directions: construction of new high-performance rolling mills; intensification of the work of existing mills due to identification of hidden reserves (“bottlenecks”) and, taking this into account, modernization of equipment and technology. The second direction is less financially costly and requires significantly less time to implement. However, a sound analysis of the constraints is required for making the right decision to improve the existing production. To solve this problem, the authors propose a methodology based on the principles of a clock approach and the necessary calculation formulas which, using the example of a small-section workshop, show the sequence of search and analysis of “bottlenecks”. The paper analyzes the organization of production processes at the areas of a small-section mill and considers in detail two alternative schemes for organizing material flows at the baling area. The actual material presented in tabular forms characterizes the work of the areas of a small-section workshop by cycles and productivity by rebars for different schemes of material flows. The main limiting factor in the small-section shop under study is the baling area. The authors propose organizational and technical measures to improve the organization of material flows and automation of baling lines, evaluate the effectiveness of design solutions and the payback period for investments.

**Keywords:** analysis of production processes, clock approach, small-section shop, working staff, baling area, work efficiency

**For citation:** Fastykovskii A.R., Musatova A.I., Ivanova E.V., Martyushev N.V. Increasing the efficiency of a small-section shop. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):103–112. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-103-112>

## ВВЕДЕНИЕ

С целью выявления резервов повышения эффективности функционирования производственной системы в качестве примера выбран мелкосортный цех металлургического предприятия, который отражает совокупность взаимосвязанных технических, технологических, материальных, кадровых и финансовых ресурсов, необходимых для своевременного выпуска и реализации готовой продукции [1 – 3]. Мелкосортные цехи характеризуются высоким уровнем механизации и автоматизации прокатного оборудования, однако некоторые участки (пакетировки) недостаточно механизированы [4 – 6]. Стремление к повышению пропускной способности мелкосортных цехов и улучшению технико-экономических показателей требует разработки организационно-технических мероприятий [7 – 10].

Проведенные комплексные исследования в мелкосортном цехе выявили, что на участках нагрева, прокатки, термического упрочнения, охлаждения и резки функционирует высокоавтоматизированное и механизированное оборудование (за исключением участка пакетировки). Технологические процессы протекают непрерывно, участки связаны между собой единым горячим потоком металла, когда любые задержки, остановки в его движении снижают производительность цеха, производительность труда, выпуск и рентабельность продукции [11 – 14]. По характеру участия рабочего персонала в производственном цикле технологические процессы относятся к аппаратурным, где основными функциями персонала являются контроль и регулирование хода процесса (посадчики и нагревальщики металла, вальцовщики). К машинным относятся процессы, выполняемые на оборудовании при непосредственном управлении персоналом (операторы постов управления, резчики металла), к ручным – процессы, выполняемые работниками вручную на участке пакетировки (обвязка проката, маркировка, клеймение, навешивание бирок).

## АНАЛИЗ ОРГАНИЗАЦИИ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССОВ

Анализ организации технологических и трудовых процессов в мелкосортном цехе показал, что наименее автоматизированным и наиболее трудоемким участком с использованием ручного труда является участок пакетировки металлопродукции, на котором задействовано следующее количество работающего персонала: 28 упаковщиков и 16 маркировщиков готового проката. Обвязка проката на участке пакетировки осуществляется в стационарных карманах (четыре по правой

стороне стана и три по левой). Упаковка в карманах и навешивание грузовых колец производится вручную уборщиками готового проката. Бирки изготавливаются на отдельных машинах и также навешиваются вручную клеймовщиками готового проката. Такая работа связана с большими затратами физических усилий и протекает в условиях повышенной температуры из-за излучаемого горячим металлом тепла.

Основными недостатками существующей организации труда на участке пакетировки являются:

- значительная численность рабочих из-за большого количества ручных операций, связанных с упаковкой, клеймением, маркировкой и уборкой металлопроката; низкая производительность труда, особенно при упаковке малотоннажных пачек готового проката;

- жесткая связь работы участков пакетировки и прокатки приводит к сдерживанию процесса производства продукции, так как на увязку, маркировку и уборку пачки затрачивается больше времени, чем на прокатку;

- низкое качество упаковки металлопроката, не удовлетворяющее запросам современных потребителей; существующий процесс не позволяет получать плотную увязку пачек металлопроката и прочный узел на вязке, что приводит к потере части вязок на пачках металлопроката при транспортировке их потребителям;

- невозможность подсчета количества штанг металлопроката в пачке, так как отсутствует автоматизированный их учет.

Для рационализации и повышения технического уровня рабочих мест на этом участке необходимо провести организационно-технические мероприятия [15 – 17] по следующим направлениям:

- внедрение прогрессивных технологических процессов;

- модернизация оборудования, внедрение средств механизации и автоматизированного слежения, учета, контроля за подготовкой и пакетировкой готовой продукции;

- сокращение применения ручного и тяжелого физического труда рабочих.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ СОГЛАСОВАННОЙ РАБОТЫ УЧАСТКОВ МЕЛКОСОРТНОГО ЦЕХА

Для обоснования степени влияния участка пакетировки на согласованную работу цеха, функционирующего как непрерывно-поточная человеко-техническая система, были определены нормативные такты работы производственных участков. На рис. 1 схематично показана связь производственных участков мелкосортного цеха.

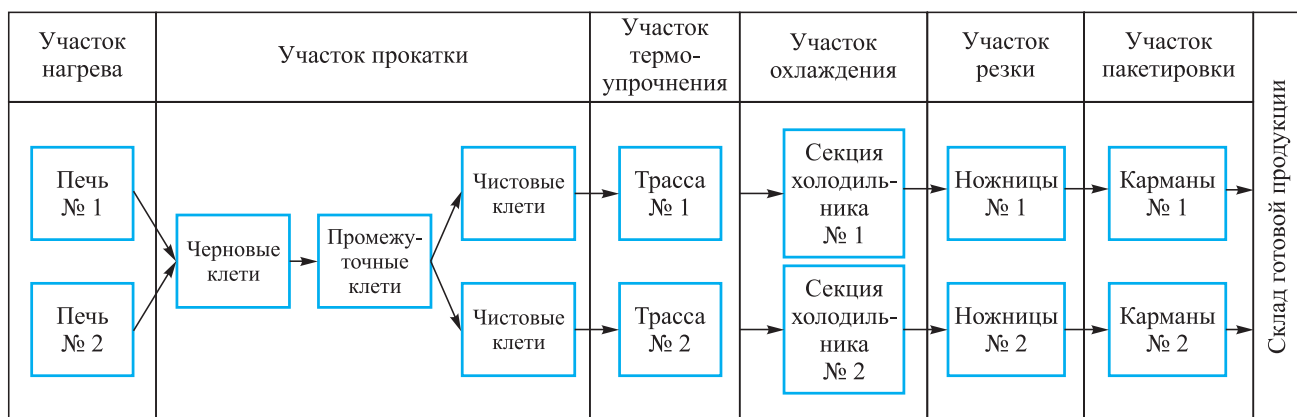


Рис. 1. Схема производственных участков мелкосортного цеха

Fig. 1. Scheme of production areas of the small-section shop

Такты системы (цеха), подсистемы (участков), элементов (оборудования), микроэлементов (механизмов и действий рабочих) имеют свою внутреннюю структуру, которая соответствует структуре технологических и трудовых операций. Такт следует рассматривать как важную временную характеристику, влияющую на производительность системы, которая является одним из главных расчетных элементов при планировании объема производства, а значит, производительности труда и многих других технико-экономических показателей [18].

Такты работы цеха по сортаменту прокатной продукции определялись моделированием следующих процессов: нагрева в печах (такт работы участка нагрева,  $T_{y1}$ ), прокатки в клетях (такт работы участка прокатки,  $T_{y2}$ ), термического упрочнения в устройстве (такт работы участка термоупрочнения,  $T_{y3}$ ), охлаждения на холодильнике (такт работы участка охлаждения,  $T_{y4}$ ), порезки на ножницах (такт работы участка резки,  $T_{y5}$ ), пакетирования (такт работы участка пакетирования,  $T_{y6}$ ).

Единый технически возможный (нормативный) такт работы мелкосортного цеха как производственной системы при последовательном соединении участков определялся по критерию максимальных затрат времени на основании разработанной методики [18; 19]:

$$T_c^{TB(H)} = \max \{ T_{y1}^{TB(H)}, T_{y2}^{TB(H)}, \dots, T_{y6}^{TB(H)} \};$$

$$T_y^{TB(H)} = \frac{T_0^{TB(H)}}{z_0}; T_0^H = \frac{T_0^{TB(H)}}{K_n^H},$$

где  $T_{y1}^{TB(H)}, \dots, T_{y6}^{TB(H)}$  – технически возможный (нормативный) такт работы участка, с;  $T_0^{TB(H)}$  – технически возможный (нормативный) такт работы одного типового оборудования на участке, с;  $z_0$  – количество параллельно работающего типового оборудования на участке, шт.,  $K_n^H$  – нормативный коэффициент использования оборудования (рекомендуется в пределах 0,85 – 0,95).

Для технически возможных тактов работы каждой единицы оборудования по участкам цеха учитывались технические, технологические параметры и режимы работы оборудования, уточнялась номенклатура выпускаемой продукции, определялась расчетная единица продукции (штука, пакет или партия) и ее характеристики (масса, количество, длина, объем и т. п.); декомпозировались операции и элементы на машинные, машинно-ручные и ручные; строились циклические графики автономной работы оборудования для всех профилеразмеров. Формирование технически возможных тактов работы каждого участка осуществлялось с учетом пространственного размещения оборудования, его количества и характера взаимодействия.

Процедура выбора технически возможных тактов работы системы (цеха) для каждого профилеразмера осуществлялась путем моделирования согласованной работы основного и вспомогательного оборудования по всем участкам цеха. При этом формировалось множество оценочных тактов, рассматривались возможные варианты возникновения производственных ситуаций в зависимости от изменения внешних и внутренних условий функционирования человеко-технической системы.

Для определения нормативных тактов работы участков устанавливались нормативные коэффициенты использования каждого вида оборудования, которые определялись с учетом степени механизации, автоматизации оборудования, вспомогательных механизмов и приспособлений, а также уровня квалификации обслуживающего персонала:  $K_{nj}^H = (1 - q_{скj}^H)$  (где  $q_{скj}^H$  – нормативная доля скрытых простоев в работе  $j$ -го оборудования). Нормативный такт работы  $j$ -го оборудования можно представить как  $T_{oj}^H = T_{oj}^{TB} + \tau_{скj}^H$  (где  $\tau_{скj}^H$  – нормативное значение скрытых простоев, возникающих в процессе обработки металла на  $j$ -м оборудовании, с).

Необходимо учесть, что часть скрытых простоев (пауз) являются технически и технологически неизбежными, зависящими от конструкции оборудования

и вспомогательных механизмов, а также от используемых технологических режимов. Продолжительность таких пауз определяется расчетным путем и включается в состав технически возможного такта работы оборудования. Кроме этого, если процесс на участке не полностью механизирован и имеются ручные операции, не перекрываемые машинным временем, то минимальная их длительность тоже входит в состав технически возможного такта.

Для обоснования нормативных значений скрытых простоев были проведены фотохронометражные и мониторинговые наблюдения в мелкосортном цехе: изучались и фиксировались паузы между операциями, элементами и микроэлементами, уточнялись причины их возникновения. Полученные сведения позволили

определить фактические длительности скрытых простоев, выявить, проанализировать причины и классифицировать их на группы технического, технологического, организационного характера и независящие от работы данного участка, а также построить модель влияния человеческого фактора при организации и оперативном управлении технологическими и трудовыми процессами.

Рассмотрим подробнее методику нормирования такта работы участка пакетировки, где влияние человеческого фактора особенно выражено. На остальных участках (нагрева, прокатки, термоупрочнения, охлаждения, порезки) методики нормирования тактов были изложены в работах [18 – 20]. На участке пакетировки установлены пакето-сборные карманы (рис. 2, а).

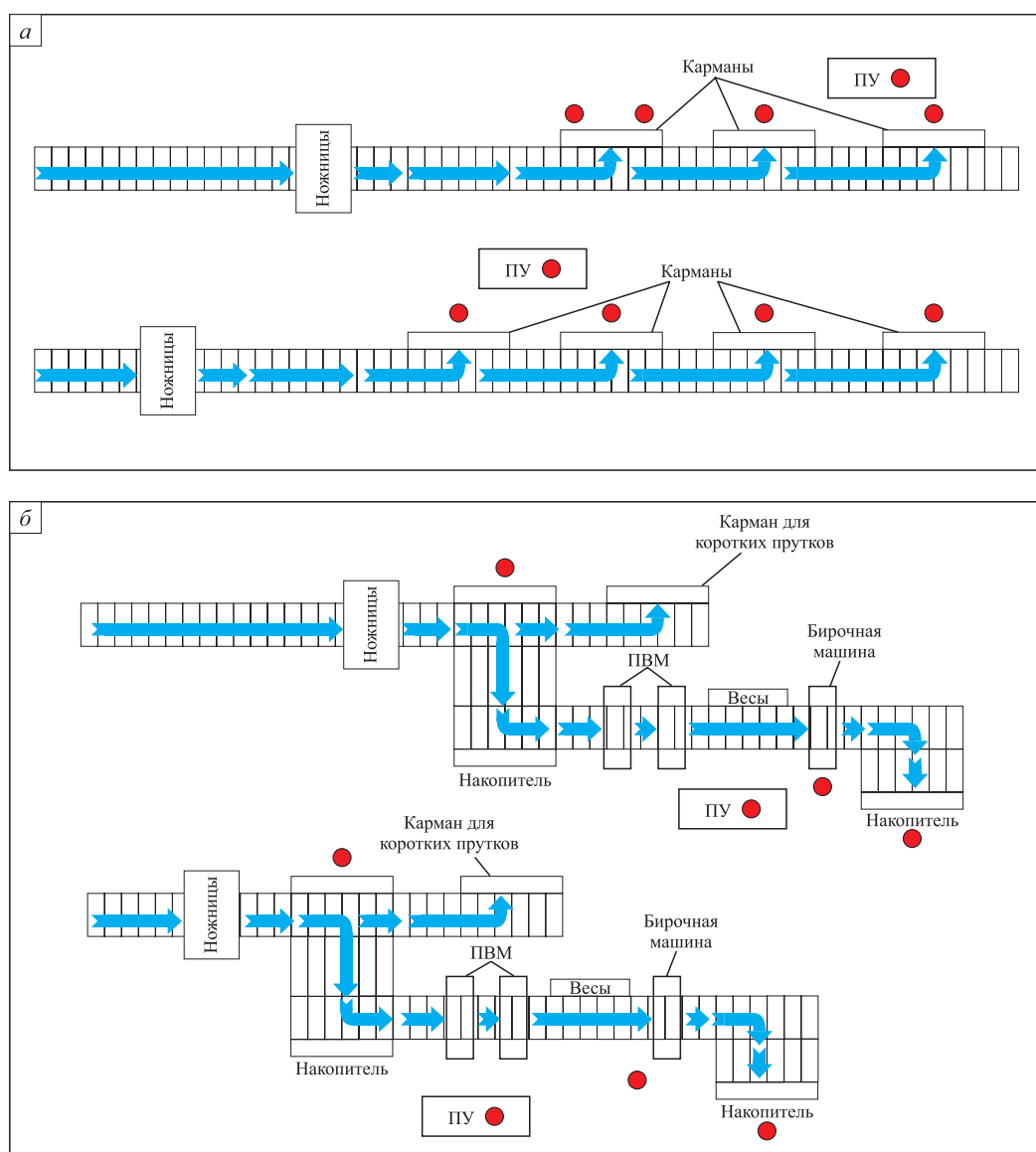


Рис. 2. Действующая (а) и проектируемая (б) схемы организации материальных потоков на участке пакетировки: ПУ – пост управления; ПВМ – пакетоуязальная машина; ● – персонал

Fig. 2. Current (a) and projected (б) schemes for organizing material flows at the baling area: ПУ – control post; ПВМ – baling machine; ● – personnel

Технически возможный такт работы пакетосборного кармана определяется по формуле:

$$T_{\text{пк}}^{\text{ТВ}} = \frac{\tau_{\text{сб}} G_{\text{пк}}}{q_{\text{пг}} l_{\text{г}} Z_{\text{ш.п.}}} + \frac{l_{\text{г}}}{V_{\text{рг}}} (Z_{\text{п}} - 1) + \tau_{\text{обв}},$$

где  $\tau_{\text{сб}}$  – время сброса одной пачки в карман, с;  $\tau_{\text{обв}}$  – время обвязки пакета готового проката проволокой, с;  $Z_{\text{п}}$  – количество пачек в готовом пакете, шт;  $Z_{\text{ш.п.}}$  – количество штанг в одной пачке, шт;  $l_{\text{г}}$  – длина готовой пачки, м;  $q_{\text{пг}}$  – масса погонного метра готового профиля, кг;  $G_{\text{пк}}$  – масса пакета готового проката, кг;  $V_{\text{рг}}$  – скорость роляганга, м/с.

Время обвязки пакета готового проката определяется по формуле

$$\tau_{\text{обв}} = \frac{(\tau_{\text{об1}} + \tau_{\text{об2}} + \tau_{\text{об3}}) Z_{\text{обв}}}{Z_{\text{чел}}},$$

где  $\tau_{\text{об1}}$  – время взятия рабочим обвязочной проволоки, с;  $\tau_{\text{об2}}$  – время подхода рабочего к месту обвязки, с;  $\tau_{\text{об3}}$  – время собственно обвязки проволокой пакета готового проката вручную рабочим;  $Z_{\text{обв}}$  – количество обвязок одной пачки готового проката, шт;  $Z_{\text{чел}}$  – количество рабочих, одновременно производящих обвязку проволокой проката в нескольких местах.

На основе исследований было выявлено, что человеческий фактор существенно влияет на такт работы участка пакетировки за счет выполнения ручных операций, отклонение которых составляет 20 – 30 % от их средней величины. Полученные результаты указывают на необходимость разработки нормативного коэффициента использования оборудования, где должна учиты-

ваться (корректирующим коэффициентом) доля влияния ручного труда:

$$K_{\text{н}}^{\text{н}} = \frac{K_{\text{о}}^{\text{н}}}{k_{\text{ч}}^{\text{н}}}; K_{\text{о}}^{\text{н}} < 1; k_{\text{ч}}^{\text{н}} \geq 1; K_{\text{н}}^{\text{н}} = \frac{0,9}{1,06} = 0,85,$$

где  $K_{\text{о}}^{\text{н}}$  – нормативный коэффициент использования собственно оборудования;  $k_{\text{ч}}^{\text{н}}$  – нормативный коэффициент, учитывающий действия рабочих по обвязке пачек готового проката и их маркировки.

По разработанной нормативной модели сначала рассчитывались технически возможные такты, длительности операций и циклов, устанавливались нормативные значения коэффициентов использования оборудования, затем определялись нормативные такты работы участков с учетом сортамента и производственных ситуаций. Результаты реализации тактовой модели мелкосортного цеха приведены на примере производства арматурного профиля № 16 в табл. 1.

Технически возможный и нормативный такты работы производственной системы (цеха) выбирались из тактов работы каждой подсистемы (участка):

$$T_{\text{с}}^{\text{ТВ}} = \max \{15,00; 21,75; 20,90; 16,50; 18,25; \mathbf{23,80}\} = \mathbf{23,80 \text{ с}};$$

$$T_{\text{с}}^{\text{н}} = \max \{16,70; 23,60; 22,70; 18,10; 19,60; \mathbf{28,00}\} = \mathbf{28,00 \text{ с}}.$$

Сравнительный анализ полученных результатов технически возможных и нормативных значений тактов работы основного участка (прокатки) и вспомогательных участков (нагрева, термоупрочнения, охлаждения, порезки и пакетировки) показал, что «узким местом» в поточной системе является участок пакетировки, который лимитирует работу ведущего участка прокатки.

Таблица 1. Выбор такта работы системы (цеха) для арматурного профиля № 16

Table 1. Selection of operating cycle of the system (shop) for rebar No. 16

Показатель	Значение показателя работы участка						Такт работы цеха
	нагрева в печах	прокатки в клети	термоупрочнения	охлаждения	порезки	пакетировки	
1. Технически возможные такты до модернизации, с	15,00	21,75	20,90	16,50	18,25	<b>23,80</b>	<b>23,80</b>
Нормативные коэффициенты использования оборудования до модернизации	0,90	0,92	0,92	0,91	0,93	<b>0,85</b>	<b>0,85</b>
2. Нормативные такты до модернизации, с	16,70	23,60	22,70	18,10	19,60	<b>28,00</b>	<b>28,00</b>
3. Фактические такты до модернизации, с	33,50	33,50	33,50	33,50	33,50	<b>33,50</b>	<b>33,50</b>
Фактические коэффициенты использования оборудования до модернизации	0,55	0,65	0,62	0,49	0,54	<b>0,71</b>	<b>0,71</b>
4. Технически возможные такты после модернизации, с	15,00	<b>21,75</b>	20,90	16,50	18,25	14,00	<b>21,75</b>
Нормативные коэффициенты использования оборудования после модернизации	0,90	<b>0,92</b>	0,92	0,91	0,93	0,90	<b>0,92</b>
5. Нормативные такты после модернизации, с	16,70	<b>23,60</b>	22,70	18,10	19,60	15,60	<b>23,60</b>

Как видно из табл. 1, полученные нормативные коэффициенты использования оборудования имеют высокие значения (0,90 – 0,93) на всех участках, кроме участка пакетировки, где значение намного ниже (0,85) за счет нестабильности выполнения ручных операций. Анализ фактических коэффициентов использования оборудования по сравнению с нормативными выявил, что механизированное и автоматизированное технологическое оборудование (прокатные клети) на основном участке недоиспользуется на 27 %, что вызвано неэффективным процессом пакетировки готовой продукции. На остальных участках (нагрева, термоупрочнения, охлаждения, порезки) недоиспользование оборудования составляет 45 – 30 % за счет резервного времени, а также времени ожидания обработки продукции на участке пакетировки. Кроме того, анализ организации трудовых процессов и условий труда рабочих на участке пакетировки выявил такие факторы, как использование ручного труда с тяжелой физической нагрузкой при повышенном уровне шума и тепловом излучении металла.

#### РЕКОМЕНДАЦИИ ПО СОВЕРШЕНСТВОВАНИЮ РАБОТЫ УЧАСТКА ПАКЕТИРОВКИ

С целью улучшения условий и сокращения ручного труда персонала на участке пакетировки, а также обеспечения ритмичной работы цеха в непрерывном технологическом потоке предложено механизировать и автоматизировать процесс упаковки проката в пакеты, что даст возможность:

- улучшить качество готовых пакетов;
- сократить затраты времени на получение готового пакета и затраты на обвязочные материалы (обвязочная проволока);
- увеличить конкурентоспособность продукции на рынке за счет товарного вида и соответствия прокатной продукции требованиям мировых стандартов;
- сократить количество ручных операций за счет установки вязальных машин, что исключает человеческий фактор в процессе обвязки мотков в пакеты;
- улучшить учет, контроль и слежение за текущей информацией о пакетах за счет установки системы мониторингового слежения;
- расширить возможность поставки пакетов в зависимости от массы, длины и количества штанг.

После проведения модернизации на участке пакетировки существенно изменится организация производственного процесса (рис. 2, б).

Пачки штанг будут сортироваться на участке холодной резки и подаваться на конвейер упаковочной линии, где с помощью передаточного стола будут поступать к счетчику штанг и далее – на накопительную станцию проката, где формируется пакет проката из необходимого количества штанг. Далее пакет проката передается по рольгангу к обвязочному столу и пакетировщику, где

при помощи двух вязальных машин будет осуществляться автоматическая обвязка пакета. Затем пакет по рольгангу транспортируется к роликовому конвейеру, где он взвешивается и навешиваются бирки. Готовые пакеты подаются на накопительный конвейер, а с него транспортируются электромостовым краном на склад готовой продукции, где укладываются в штабеля.

В результате ввода в эксплуатацию автоматизированного пакетировочного комплекса изменятся выполняемые функции производственного персонала. *Оператор поста управления* будет осуществлять контроль за работой механизмов упаковочной линии и управлением механизмами через программируемый контроллер в режиме «Автоматика». *Упаковщик готового проката* будет производить строповку и уборку пакетов мерной длины с накопительного конвейера с помощью электромостового крана. *Маркировщик готового проката* будет осуществлять контроль за правильностью маркировки продукции и оформлением первичной документации на продукцию, а также осуществлять ввод информации на ПЭВМ.

До модернизации на участке пакетировки по штатному расписанию (нормативу) численность рабочего персонала составляет 44 чел. (28 упаковщиков и 16 маркировщиков). В связи с внедрением пакетировочных линий произойдет сокращение численности персонала по уборке готового проката с шести до четырех человек в смену (по два упаковщика на линию) и маркировщиков готового проката с четырех до двух человек в смену (по одному на каждую линию), то есть высвобождается 15 чел., из них 9 упаковщиков и 6 маркировщиков.

После предлагаемого внедрения автоматизированного производственного комплекса рассчитываются технически возможный и нормативный такты работы участка пакетировки. Технически возможный такт работы пакетирующего агрегата определяется по следующим формулам:

$$T_{\text{па}}^{\text{ТВ}} = t_{\text{ук}} + \tau_{\text{обв}}; t_{\text{ук}} = t_{\text{к}} Z_{\text{сл}} + t_{\text{тр.у}} (Z_{\text{сл}} - 1); t_{\text{тр.у}} = \frac{l_{\text{р.у}} - l_{\text{г}}}{V_{\text{рг}}};$$

$$\tau_{\text{обв}} = \left( \frac{2S_{\text{пк1}}}{V_{\text{пк1}}} + \frac{d_{\text{пк}}}{V_{\text{вг}}} \right) Z_{\text{обв}} + \frac{S_{\text{пк2}}}{V_{\text{пк2}}} (Z_{\text{обв}} - 1),$$

где  $t_{\text{ук}}$  – время набора пакета проката машиной-укладчиком, с;  $\tau_{\text{обв}}$  – время обвязки пакета пакетовязальной машиной, с;  $t_{\text{к}}$  – время кантовки слоя проката магнитным кантователем, с;  $Z_{\text{сл}}$  – количество слоев в готовой пачке, шт;  $t_{\text{тр.у}}$  – время транспортировки одного слоя к укладчику, с;  $l_{\text{р.у}}$  – длина рольганга перед магнитным укладчиком, м;  $l_{\text{г}}$  – длина готовой пачки, м;  $S_{\text{пк1}}$  и  $S_{\text{пк2}}$  – пути поперечного и продольного перемещения пакетовязальной машины, м;  $V_{\text{пк1}}$  и  $V_{\text{пк2}}$  – скорости поперечного и продольного перемещения пакетовязальной машины, м/с;  $d_{\text{пк}}$  – диаметр обвязываемой пачки проката, м;  $V_{\text{вг}}$  – скорость перемещения вязальной головки

машины, м/с;  $Z_{\text{обв}}$  – количество обвязок одной пачки готового проката, шт.

Предлагаемая модернизация реализуется только на участке пакетировки, поэтому значения тактов на данном участке изменятся, на других участках значения тактов останутся неизменными. Это наглядно продемонстрировано в табл. 1 на примере арматурного профиля № 16.

Следует отметить, что нормативный коэффициент использования оборудования на участке пакетировки увеличится до 0,9. Тогда загрузка прокатных клетей увеличится в среднем на 11 %, на других участках уровень загрузки оборудования повысится на 5 – 14 %. На участке пакетировки резервное время составит 20 %, что даст возможность в некоторых производственных ситуациях один агрегат не использовать, при этом сократятся издержки производства.

В процессе моделирования работы основного и вспомогательного оборудования по участкам цеха были определены такты системы (технически возможные и нормативные) для заданного сортамента (круглые, арматурные и угловые профили), на основании которых рассчитаны производительности цеха по сортаменту и средневзвешенные (табл. 2). Обоснован нормативный фонд времени работы оборудования с учетом разработанной классификации текущих простоев по причинам их возникновения (технические, технологические, организационные, независимые), определены объемы производства по сортаменту на плановый (нормативный) период времени, рассчитана производственная мощность.

Также в работе определены проектная производственная себестоимость единицы продукции с учетом влияния роста объема производства, доли условно-постоянных и переменных затрат, ожидаемая экономия и дополнительные расходы, связанные с модерниза-

цией. Реальные инвестиции в основные фонды составят 386,1 млн руб.

Одним из важнейших направлений совершенствования организации производственных процессов является нормирование. Разработанная нормативная модель функционирования мелкосортного цеха позволяет сформировать нормативную базу таких показателей, как длительности операций (технологических, трудовых, контрольных и транспортных), циклы и такты производственных процессов, численность персонала, участвующего непосредственно в технологических процессах, в их управлении и активном наблюдении. Определены нормативы численности рабочего персонала. После проведения модернизации на участке пакетировки выпуск продукции увеличится на 18 % за счет повышения производительности цеха с 91,1 до 107,8 т/ч и увеличения фонда времени его работы при сокращении текущих простоев по организационным причинам. Кроме этого, увеличится объем продаж, прибыль и рентабельность продукции. В табл. 3 показаны нормативные значения основных технико-экономических показателей цеха до и после внедрения проекта.

## Выводы

Предложен тактовый подход для оценки производительности оборудования. Рассмотрен пример использования тактового подхода в условиях мелкосортного цеха. Выявлено, что узким местом в непрерывно-поточной человеко-технической системе является участок пакетировки. Разработаны рекомендации по совершенствованию организации материальных потоков и автоматизации пакетировочных линий.

Внедрение проектных решений на участке пакетировки позволит улучшить технико-экономические показатели мелкосортного цеха. Расчетный срок окупае-

Таблица 2. Производительность системы (мелкосортного цеха)

Table 2. System performance (small-section shop)

Организационно-технические мероприятия	Наименование профилей	Производство, %	Коэффициент трудности	Производительность цеха, т/ч	
				технически возможная	нормативная
До модернизации	1. Круги	7,5	1,0	120,6	102,5
	2. Арматура	75,8	1,1	109,6	93,2
	3. Уголки	16,7	1,3	92,8	78,8
	Итого	100,0	–	–	–
	Среднее значение	–	1,1	107,3	91,1
После модернизации	1. Круги	7,5	1,0	132,0	121,4
	2. Арматура	75,8	1,1	120,0	110,4
	3. Уголки	16,7	1,3	101,5	93,4
	Итого	100,0	–	–	–
	Среднее значение	–	1,1	117,1	107,8

Таблица 3. Технико-экономические показатели мелкосортного цеха

Table 3. Technical and economic indicators of the small-section shop

Показатель	Единицы измерения	Нормативные значения	
		до модернизации	после модернизации
Производственная мощность	т/год	832 111,5	908 930,2
Выпуск продукции	т/год	697 589,14	826 222,3
Календарное время	сут	365	365
Капитальный ремонт	сут	–	3
Планово-предупредительные ремонты	сут	15,83	12,83
Номинальное время	ч	8380	8380
Текущие простои	ч	722,6	715,6
Действительное время	ч	7657,4	7664,4
Производительность цеха	т/ч	91,1	107,8
Численность рабочих	чел	222	207
Производительность труда	т/чел	3142	3991
Рентабельность продукции	%	20	23

мости инвестиций составляет 1,2 года и подтверждает эффективность использования автоматизированного комплекса.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Касумова Н.М., Никитина Л.Н. Оценка повышения эффективности промышленного производства на базе статистического анализа. *Современные аспекты экономики*. 2019;(7(263)):15–24.

Kasumova N.M., Nikitina L.N. Improving the efficiency of industrial production on the basis of statistical analysis. *Sovremennye aspekty ekonomiki*. 2019;(7(263)):15–24. (In Russ.).

2. Cancho-Alvaro B., Rodriguez-Arcos J., Quiroz-Flores J.C. Increased machine efficiency through a production model integrating Lean tools and the ADKAR model in an SME of the metalworking industry. In: *21<sup>st</sup> LACCEI Int. Multi-Conference for Engineering, Education and Technology. Buenos Aires - ARGENTINA, July 17 – 21, 2023*; 2023. <https://doi.org/10.18687/LACCEI2023.1.1.121>

3. Красникова А.С. Механизм тактико-стратегической координации подразделений промышленного предприятия в условиях диверсификации. *Вопросы инновационной экономики*. 2019;9(4):1479–1488. <https://doi.org/10.18334/vinec.9.4.41324>

Krasnikova A.S. The mechanism of tactical and strategic coordination of the departments of industrial enterprises under diversification. *Russian Journal of Innovation Economics*. 2019;9(4):1479–1488. (In Russ.). <https://doi.org/10.18334/vinec.9.4.41324>

4. Белов Д.Б., Гореликов А.А. Повышение эффективности использования оборудования на участке фрезеровки цеха металлоконструкций. *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. 2022;(4): 288–291.

Belov D.B., Gorelikov A.A. Improving the efficiency of use equipment at the milling section of the workshop metal structures. *Proceedings of Tula State University. Technical sciences*. 2022;(4):288–291. (In Russ.).

5. Мельников О.Н., Ганькин Н.А., Есипенко Д.А. Эквивалентность знаний при постановке и решении задач как условие организации и управления бережливым производством информационных экономических. *Экономика, предпринимательство и право*. 2020;10(3):635–648. <https://doi.org/10.18334/epp.10.3.100796>

Melnikov O.N., Gankin N.A., Esipenko D.A. Equivalence of knowledge in setting and solving problems as a condition for organizing and managing the lean manufacturing of information economic products. *Journal of Economics, Entrepreneurship and Law*. 2020;10(3):635–648. (In Russ.). <https://doi.org/10.18334/epp.10.3.100796>

6. Dias J.A., Ferreira L.P., Sá J.C., Ribeiro M.T., Silva F.J.G. Improving the order fulfilment process at a metalwork company. *Procedia Manufacturing*. 2019;41:1031–1038. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.10.030>

7. Mitić P., Savić S.P., Djordjevic A., Erić M., Sukić E., Vidojević D., Stefanovic M. The problem of machine part operations optimal scheduling in the production industry based on a Customer's Order. *Applied Sciences (Switzerland)*. 2023;13(19):11049. <https://doi.org/10.3390/app131911049>

8. Сычев В.А., Сычева Г.И. Оценка стоимости как интегральный критерий эффективности промышленного производства. *Вестник Южно-Российского государственного технического университета (НПИ). Серия: Социально-экономические науки*. 2019;(6):4–12. <https://doi.org/10.17213/2075-2067-2019-6-4-12>

Sychev V.A., Sycheva G.I. Cost estimation as an integral criterion of efficiency of industrial production. *Bulletin of the South Russian State Technical University (NPI). Series: Socio-economic sciences*. 2019;(6):4–12. (In Russ.). <https://doi.org/10.17213/2075-2067-2019-6-4-12>

9. Боброва Н.М., Брызгунова К.А., Плюснина Л.М. Финансово-экономическое обоснование эффективности инвестиционного проекта по техническому перевооружению производства. *Инновационное развитие экономики: тенденции и перспективы: Материалы X Международной научно-практической конференции, Пермь, 26 мая 2022 г.* 2022;1:164–173.
10. Esposito G., Gualtieri C., Romagnoli G. Reduction of changeover time in a small manufacturing make-to-order enterprise: A case study. In: *Proceedings of the Summer School Francesco Turco*. 2020;ID-37.
11. Del Rosario-Malasquez L., Dulce-Meneses E., Viacava-Campos G., Cardenas L. A production process efficiency improvement model at a MSME Peruvian metalworking company. *AIP Conference Proceedings*. 2023;2613(1):020012. <https://doi.org/10.1063/5.0119648>
12. Каранфил Д.Х., Андрюшина И.С. Оценка эффективности инвестиционного проекта. *Вектор экономики*. 2022; (5(71)):50. [https://doi.org/10.51691/2500-3666\\_2022\\_5\\_8](https://doi.org/10.51691/2500-3666_2022_5_8)  
Karanfil D.H., Androshina I.S. Evaluation of the effectiveness of the investment project. *Vektor ekonomiki*. 2022;(5(71)):50. (In Russ.). [https://doi.org/10.51691/2500-3666\\_2022\\_5\\_8](https://doi.org/10.51691/2500-3666_2022_5_8)
13. Ходжаев П.Д., Джаборова М.Д. Исследование факторов, влияющих на повышение эффективности промышленных предприятий цветной металлургии. *Вестник Таджикского государственного университета коммерции*. 2022;(1(40)):303–310.  
Khodzhaev P.D., Dzhaborova M.J. Factors influencing the efficiency increase of non-ferrous metallurgy industrial enterprises. *Herald of the Tajik State University of Commerce*. 2022;(1(40)):303–310. (In Russ.).
14. Медиков В.Я. Производственные мощности и их использование. Москва: Московский государственный университет печати; 2002:246.
15. Alania D.J.V., Gonzales J.B.C., Bello R.D.A. Simulation model for the optimization of preparation times in a metalworking industry using single minute exchange of dies. In: *Communications in Computer and Information Science. 5th Int. Conf., IEIM 2024, Nice, France, January 10–12, 2024, Proceedings*. 2024:30–42. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-56373-7\\_3](https://doi.org/10.1007/978-3-031-56373-7_3)
16. Anton A., Roque M., Ramos E. Lean warehousing model to improve the order fulfillment in a metalworking company. *CIBE '22: Proceedings of the 8th Int. Conf. on Industrial and Business Engineering*. 2022:90–95. <https://doi.org/10.1145/3568834.3568881>
17. Кучерявенко Д.М. Развитие металлургического промышленного производства в России. *Вестник университета*. 2023;(12):93–100. <https://doi.org/10.26425/1816-4277-2023-12-93-100>  
Kucheryavenko D.M. Metallurgical industrial production development in Russia. *Vestnik Universiteta*. 2023;(12): 93–100. (In Russ.). <https://doi.org/10.26425/1816-4277-2023-12-93-100>
18. Фастыковский А.Р., Мусатова А.И., Кулаков С.М., Мартюшев Н.В., Карлина А.И. Обоснование нормативных моделей производительности листопрокатного цеха. Сообщение 1. *Черные металлы*. 2023;(1):44–51. <https://doi.org/10.17580/chm.2023.01.07>  
Fastykovsky A.R., Musatova A.I., Kulakov S.M., Martyushev N.V., Karlina A.I. Development of situation models for duration of production cycles of manufacturing finished rolled products. Message 1. *Chernye Metally*. 2023;(1): 44–51. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/chm.2023.01.07>
19. Фастыковский А.Р., Мартюшев Н.В., Мусатова А.И., Савченко И.А., Карлина А.И. Обоснование нормативных моделей производительности листопрокатного цеха. Сообщение 1. *Черные металлы*. 2024;(1):9–16. <https://doi.org/10.17580/chm.2024.01.02>  
Fastykovsky A.R., Martyushev N.V., Musatova A.I., Savchenko I.A., Karlina A.I. Feasibility demonstration of normative models for sheet-rolling shop productivity. Message 1. *Chernye metally*. 2024;(1):9–16. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/chm.2024.01.02>
20. Фастыковский А.Р., Мусатова А.И., Мартюшев Н.В., Карлина А.И. Обоснование нормативных моделей производительности листопрокатного цеха. Сообщение 2. *Черные металлы*. 2024;(3):63–68. <https://doi.org/10.17580/chm.2024.03.10>  
Fastykovsky A.R., Musatova A.I., Martyushev N.V., Karlina A.I. Feasibility demonstration of normative models for sheet-rolling shop productivity. Message 2. *Chernye Metally*. 2024;(3):63–68. <https://doi.org/10.17580/chm.2024.03.10>

## Сведения об авторах

## Information about the Authors

**Андрей Ростиславович Фастыковский**, д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением и металловедение. ЕВРАЗ ЗСМК», Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-9259-9038

E-mail: omd@sibsiu.ru

**Александра Ильинична Мусатова**, старший преподаватель кафедры «Менеджмент и отраслевая экономика», Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-0171-5177

E-mail: musatova-ai@yandex.ru

**Елена Владимировна Иванова**, к.э.н., доцент, заведующий кафедрой «Менеджмент и отраслевая экономика», Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-3174-0426

E-mail: ivanova\_ev@sibsiu.ru

**Andrei R. Fastykovskii**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Metal Forming and Metal Science. OJSC "EVRAZ ZSMK", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-9259-9038

E-mail: omd@sibsiu.ru

**Aleksandra I. Musatova**, Senior Lecturer of the Chair "Management and Branch Economy", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-0171-5177

E-mail: musatova-ai@yandex.ru

**Elena V. Ivanova**, Cand. Sci. (Economics), Assist. Prof., Head of the Chair "Management and Branch Economy", Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-3174-0426

E-mail: ivanova\_ev@sibsiu.ru

**Никита Владимирович Мартюшев**, к.т.н., доцент отдела материаловедения, Томский политехнический университет  
**E-mail:** martjushev@tpu.ru

**Nikita V. Martyushev**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Materials Science, Tomsk Polytechnic University  
**E-mail:** martjushev@tpu.ru

### Вклад авторов

### Contribution of the Authors

**А. Р. Фастыковский** – формирование основной концепции, научное руководство, формулирование выводов.

**А. И. Мусатова** – разработка тактового подхода для повышения эффективности производства в прокатных цехах, сбор информации по изучаемому вопросу.

**Е. В. Иванова** – статистическая обработка информации, оформление иллюстративного материала, написание текста статьи.

**Н. В. Мартюшев** – обсуждение результатов работы, корректировка текста.

**A. R. Fastykovskii** – conceptualization, scientific guidance, formulation of conclusions.

**A. I. Musatova** – developing a clock approach to improve production efficiency in rolling mills, collecting information on the issue.

**E. V. Ivanova** – statistical information processing, design of illustrative material, writing the text.

**N. V. Martyushev** – discussion of the results, correction of the text.

Поступила в редакцию 24.04.2025  
 После доработки 15.07.2025  
 Принята к публикации 15.11.2025

Received 24.04.2025  
 Revised 15.07.2025  
 Accepted 15.11.2025



Редакционная статья  
Editorial article

## АНАТОЛИЮ АЛЕКСЕЕВИЧУ БАБЕНКО 75 ЛЕТ!

13 февраля 2026 года исполняется 75 лет известному ученому-металлургу, доктору технических наук, члену-корреспонденту РАН, главному научному сотруднику и руководителю отдела черной металлургии Института металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения Российской академии наук, Почетному металлургу, лауреату Премии Правительства Российской Федерации Анатолию Алексеевичу Бабенко.

Его профессиональный путь – это образец классической инженерной школы. Выпускник Завода-ВТУЗ при Карагандинском металлургическом комбинате (1973 г.) начал трудовую деятельность подручным разлищика стали. Защитив кандидатскую (1981 г.) и докторскую (1999 г.) диссертации, Анатолий Алексеевич прошел путь от инженера КарМК до заместителя директора по научной работе Химико-металлургического института АН КазССР, заместителя генерального директора ОАО «Уральский институт металлов», а с 2012 г. он – главный научный сотрудник и руководитель Отдела черной металлургии Института металлургии имени академика Н.А. Ватолина Уральского отделения РАН.

А.А. Бабенко – автор фундаментальных исследований в области термодинамики, кинетики и физико-химии сталеплавильных процессов. Под его руководством разработаны и внедрены на ведущих предприятиях России и Казахстана инновационные технологические решения: выплавка стального полупродукта в кислородных конвертерах из фосфористых чугунов с высокими технологическими и технико-экономическими показателями; рациональные композиции состава высокомагнезиальных шлаков, формируемых в процессе выплавки стального полупродукта в конвертерах ДСП, с высокими рафинирующими свойствами и обеспечивающих повышение стойкости огнеупорной футеровки; производство низкоуглеродистых экономно легированных марганцем конструкционных сталей нового поколения с прямым микролегированием бором и глубокой десульфурации, в т. ч. для производства труб большого диаметра категории прочности X80 с использованием рациональных композиций состава высокоосновных экологически чистых ковшевых шлаков. За создание и внедрение



комплекса технологий производства импортозамещающих стальных бесшовных труб нового поколения для разработки трудно извлекаемых запасов углеводородов в составе авторского коллектива был удостоен Премии Правительства РФ (2018 г.).

Вклад Анатолия Алексеевича отмечен высокими наградами: медалью ордена «За заслуги перед Отечеством» II степени, почетным дипломом имени Грум-Гржимайло УрО РАН, званием «Почетный металлург РФ».

Анатолий Алексеевич является автором более 360 научных работ, 3 монографий, 45 патентов, под его руководством защищены 4 кандидатские и 3 докторские (PhD) диссертации.

*Коллектив Института металлургии имени академика Н.А. Ватолина УрО РАН, редакция журнала «Известия ВУЗов. Черная металлургия», коллеги и друзья от всей души поздравляют Анатолия Алексеевича 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!*



*Редакционная статья*  
*Editorial article*

## ПАМЯТИ АЛЕКСАНДРА ВАСИЛЬЕВИЧА ПАВЛОВА



24 ноября 2025 г. не стало профессора, д.т.н. Павлова Александра Васильевича.

Последние годы деятельности Александра Васильевича прошли на кафедре металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов НИТУ МИСИС.

В 1980 г. он окончил с отличием физико-химический факультет МИСИС и в 1984 г. защитил кандидатскую диссертацию.

С 1992 г. Павлов А.В. был заведующим проблемной лабораторией внепечных методов рафинирования стали и утилизации отходов МИСИС.

В 2001 г. он стал лауреатом премии Правительства РФ в области науки и техники.

Защита докторской диссертации состоялась 2002 г.

С 2004 г. Александр Васильевич был избран на должность профессора кафедры электрометаллургии стали и ферросплавов.

Под его руководством защитилось большое количество студентов и аспирантов.

Павлов Александр Васильевич был мастером эксперимента, проводил оригинальные работы по экстремальной растворимости азота в шлаках. Осуществлял поиски новых способов получения чистого железа и ферросплавов. Был добрым и отзывчивым человеком, семьянином.

Мыпомним Александра Васильевича блестящим лектором, другом и наставником.

*Сотрудники кафедры скорбят о безвременном ушедшем товарище, коллеге и выражают соболезнования семье и родственникам.*



Редакционная статья  
Editorial article

## ПАМЯТИ АЛЕКСАНДРА МАРКОВИЧА ГЛЕЗЕРА



26 января 2026 года исполнилось бы 80 лет Александру Марковичу Глезеру, доктору физико-математических наук, профессору – крупному ученому и лидеру научной школы в области изучения и разработки многофункциональных материалов нового поколения. Под его руководством был выполнен ряд фундаментальных и прикладных исследований нанокристаллических и аморфных функциональных материалов. Он являлся ведущим ученым России в области материалов, полученных методами закалки из расплава и интенсивной пластической деформации. А.М. Глезер широко известен как ведущий ученый в области применения электронно-микроскопических методов для исследования структуры конденсированного состояния.

Им впервые обнаружены необычные эффекты структурно-фазовых превращений, связанные с высокой степенью пресыщения материалов избыточными вакансиями, формирующимися при закалке из расплава. Им установлен и детально проанализирован размерный эффект при мартенситном превращении в нанокристаллах. А.М. Глезеру принадлежит новый оригинальный подход, позволивший понять природу

структурно-фазовых превращений, происходящих при интенсивной пластической деформации.

А.М. Глезером установлены способы и конкретные режимы кардинального повышения магнитных, прочностных и пластических свойств модельных и промышленных функциональных материалов на основе железа, никеля и кобальта. В основе этих способов лежат методы получения нанокристаллических структур с помощью закалки из расплава в сочетании с интенсивной пластической деформацией.

Александр Маркович более 20 лет руководил Институтом металловедения и физики металлов им. академика Г.В. Курдюмова – одним из авторитетнейших институтов России в области материаловедения. А.М. Глезер – лауреат Премии РАН имени П.П. Аносова (2011 г.) за выдающиеся научные работы в области металлургии, металловедения и термической обработки металлов и сплавов.

А.М. Глезер был главным редактором журнала «Деформация и разрушение материалов», который входит в список ВАК и переводится на английский язык издательством Springer, заместителем главного редактора журнала «Материаловедение», членом редколлегии журналов «Известия вузов. Черная металлургия», «Известия РАН. Серия физическая», «Journal of Material Science & Technology», «Наноструктурное материаловедение», «Фундаментальные проблемы современного материаловедения», «Проблемы черной металлургии и материаловедения».

А.М. Глезер входил в состав Научных Советов РАН по физике конденсированных сред, наноматериалам, металловедению и металлургии. Он также являлся одним из руководителей Межгосударственного Координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов.

В нашей памяти Александр Маркович Глезер останется как яркий и самобытный ученый, неутомимый исследователь, человек высоких нравственных принципов и государственного мышления. Имя Александра Марковича Глезера навсегда вписано в историю металлофизической науки.

Мы навсегда сохраним светлую память об этом талантливом Человеке и Ученом!

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 20.02.2026. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 14,5. Заказ. Цена свободная.

---

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСИС.  
119049, Москва, Ленинский пр-кт, д. 4, стр. 1.  
Тел./факс: +7 (499) 236-76-17



Achievements and development prospects of sintering and blast furnace division of PJSC Severstal

Removal of chlorine from electric arc furnace dust by static washing with water

Effect of microalloying system and thermo-deformation treatment parameters on the strength of low-carbon steels

Features of joint lime autoclave desiliconization of quartz-titanium concentrates and hydrothermal synthesis of calcium hydrosilicates

Cold resistance of new cast Cr – Mn – Ni – Mo – N steel. Part 3. Stability of austenite during cooling and deformation

Modern trends in application of rapidly cooled charge materials for modifying cast iron

Features of viscosimetric experiment by the oscillating-cup method

Influence of technological parameters on roughness during coating processing

Development and implementation of information modeling systems for managing blast furnace smelting technology

Modeling of shrinkage processes in slabs during steel casting in continuous casting machines


Mathematical modeling of electrical conductivity of melts with eutectic and monotectic interaction characteristics of components

Increasing the efficiency of a small-section shop

To the 75<sup>th</sup> Anniversary of Anatolii Alekseevich Babenko

In memory of Aleksandr Vasil'evich Pavlov

In memory of Aleksandr Markovich Glezer



**Зарегистрирован Федеральной службой  
по надзору в сфере связи, информационных  
технологий и массовых коммуникаций.  
Свидетельство о регистрации  
ПИ № ФС77-35456.**

**Подписной индекс 70383.**

