

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Научный журнал

**ВЕСТНИК**  
**Сибирского государственного**  
**индустриального университета**

**№ 3 (53), 2025**

Издается с июня 2012 года  
Выходит 4 раза в год

Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation

Scientific journal

**BULLETIN**  
**of the Siberian State Industrial University**

**No. 3 (53), 2025**

Published since June 2012  
It is published 4 times a year

**Учредитель**

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет»

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Свидетельство о регистрации:

**ПИ № ФС77-77872** от 03.03.2020 г.

**Адрес редакции:**

Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет  
каб. 483 ГТ, тел. 8-950-270-4488  
[http: www.sibsiu.ru](http://www.sibsiu.ru)  
e-mail: [vestnicsibgiu@sibsiu.ru](mailto:vestnicsibgiu@sibsiu.ru)

**Адрес издателя:**

Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет  
каб. 336 Г, тел. 8-3843-46-35-02  
e-mail: [rector@sibsiu.ru](mailto:rector@sibsiu.ru)

**Адрес типографии:**

Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет  
каб. 280 Г, тел. 8-3843-46-44-02

**Подписные индексы:**

Объединенный каталог «Пресса России» – 41270

**Founder**

Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «Siberian State Industrial University»

The journal is registered with the Federal Service for Supervision of Communications, Information Technology and Mass Communications (Roskomnadzor)

Certificate of registration:

**PI No. FS77-77872 dated 03.03.2020**

**Editorial office address:**

42 Kirova Str., Central district, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation, Siberian State Industrial University  
office 483 GT, tel. 8-950-270-4488  
[http: www.sibsiu.ru](http://www.sibsiu.ru)  
e-mail: [vestnicsibgiu@sibsiu.ru](mailto:vestnicsibgiu@sibsiu.ru)

**Publisher's address:**

42 Kirova Str., Central district, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation, Siberian State Industrial University  
office 336 G, tel. 8-3843-46-35-02  
e-mail: [rector@sibsiu.ru](mailto:rector@sibsiu.ru)

**Printing house address:**

42 Kirova Str., Central district, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation, Siberian State Industrial University  
office 280 G, tel. 8-3843-46-44-02

**Subscription indexes:**

United catalog «Press of Russia» – 41270

Подписано в печать  
30.09.2025 г.

Выход в свет  
30.09.2025 г.

Формат бумаги 60×88 1/8.

Бумага писчая.

Печать офсетная.

Усл. печ. л. 4,5.

Уч.-изд. л. 4,9.

Тираж 300 экз.

Заказ № 144.

Цена свободная

Signed to the press  
30.09.2025

Coming out  
30.09.2025

The paper size is 60×88 1/8.

Writing paper.

Offset printing.

Usl. pech. l. 4,5.

Uch.-ed. l. 4,9.

The circulation is 300 copies.

Order no. 144.

The price is free

## Редакционная коллегия

### Главный редактор

**Коновалов Сергей Валерьевич**, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

### Ответственный секретарь

**Запольская Екатерина Михайловна**, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

### Редакционная коллегия:

**Агеев Евгений Викторович**, д.т.н., профессор, профессор кафедры технологии материалов и транспорта, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Россия

**Бецофен Сергей Яковлевич**, д.т.н., профессор, профессор кафедры технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов, Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия

**Бондарев Николай Сергеевич**, д.э.н., доцент, заведующий кафедрой управления качеством, Кемеровский государственный университет, г. Кемерово, Россия

**Ганиева Ирина Александровна**, д.э.н., доцент, директор, АНО «Научно-образовательный центр «Кузбасс», г. Кемерово, Россия

**Гречников Федор Васильевич**, Академик Российской академии наук, д.т.н., профессор, профессор кафедры обработки металлов давлением, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия

**Громов Виктор Евгеньевич**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Данилов Владимир Иванович**, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия

**Деев Владислав Борисович**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой оборудования и технологии сварочного производства, Московский политехнический университет, г. Москва, Россия; главный научный сотрудник Владимирского государственного университета имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, г. Владимир, Россия

**Ершова Ирина Геннадьевна**, д.э.н., профессор, профессор кафедры финансов и кредита, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Россия

**Jayalakshmi Subramanian**, PhD, профессор, Технологический институт MLR, г. Хайдарабад, Индия

**Жеребцов Сергей Валерьевич**, д.т.н., доцент, профессор кафедры материаловедения и нанотехнологий, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия

**Затеякин Олег Аркадьевич**, д.э.н., профессор, профессор кафедры менеджмента и отраслевой экономики, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Кириенко Анна Павловна**, д.э.н., профессор, директор Байкальского института БРИКС, Иркутский национальный исследовательский технический университет, г. Иркутск, профессор кафедры финансового и налогового менеджмента, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

**Климков Алексей Григорьевич**, к.э.н., начальник научно-исследовательского отдела ЗАО «Структурные технологии», г. Минск, Республика Беларусь

**Колубаев Евгений Александрович**, д.т.н., профессор Российской академии наук, директор, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия

**Коган Антон Борисович**, д.э.н., доцент, профессор кафедры экономики предпринимательской деятельности и логистики, Новосибирский государственный университет экономики и управления «НИИХ», г. Новосибирск, Россия

**Нехорошева Людмила Николаевна**, д.э.н., профессор, заведующий кафедрой экономики промышленных предприятий, Белорусский государственный экономический университет, г. Минск, Республика Беларусь

**Namrata Gangil**, PhD, доцент кафедры машиностроения, Инженерный колледж Аджая Кумара Гарга, г. Газиабад, Индия

**Осколкова Татьяна Николаевна**, д.т.н., доцент, профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Пантелеев Василий Иванович**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой электроэнергетики, Сибирский федеральный университет, г. Красноярск, Россия

**Петрова Татьяна Викторовна**, д.э.н., профессор, профессор кафедры менеджмента и отраслевой экономики, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Ramachandra Arvind Singh**, PhD, профессор, Технологический институт MLR (MLRI), г. Хайдарабад, Индия

**Rongshan Qin**, профессор перспективного материаловедения факультета инженерии и инноваций, Открытый университет Уолтон Хол, г. Милтон Кейнс, Великобритания

**Симченко Наталья Александровна**, д.э.н., профессор, профессор кафедры экономической теории и истории экономической мысли, Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

**Siddiquee Arshad Noor**, PhD, профессор кафедры машиностроения Джамиа Миллия Исламия, Центральный университет, г. Нью-Дели, Индия

**Стрижак Павел Александрович**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией тепло-массопереноса, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

**Султангузин Ильдар Айдарович**, д.т.н., профессор, профессор кафедры промышленных тепло-энергетических систем, Национальный исследовательский университет «МЭИ», г. Москва, Россия

**Solotareff Stefan**, PhD, доктор теоретической физики, профессор психологии-математики, Государственный университет Уджда, Марокко

**Sonar Tushar Madhukar**, Ph.D., старшего научного сотрудника кафедры сварочного оборудования и технологий Южно-Уральского государственного университета (Национального исследовательского университета), г. Челябинск, Россия

**Темляницев Михаил Викторович**, д.т.н., профессор, проректор по реализации стратегического проекта, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Уманский Александр Александрович**, д.т.н., доцент, директор Института металлургии и материаловедения, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Хамзаева Айнура Мураталиевна**, к.э.н., доцент, заведующий кафедрой бухгалтерского учета и аудита, Ошский технологический университет им. Академика М.М. Адышева, г. Ош, Кыргызстан

**Chen Xizhang**, PhD, профессор, профессор университета Вэньчжоу, г. Вэньчжоу, Китай

**Федулова Елена Анатольевна**, д.э.н., доцент, заведующий кафедрой экономической теории и государственного управления, Кемеровский государственный университет, г. Кемерово, Россия

**Шваков Евгений Евгеньевич**, д.э.н., профессор, директор Международного института экономики, менеджмента и информационных систем, Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия

**Юлдашев Носиржон Хайдарович**, д.ф.-м.н., профессор, профессор кафедры физики, Ферганский политехнический институт, г. Фергана, Узбекистан

**Юрьев Алексей Борисович**, д.т.н., профессор, ректор, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

## Members of the editorial board

### Chief Editor

**Kononov Sergey Valerievich**, Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

### Executive Secretary

**Zapolskaya Ekaterina Mikhailovna**, Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher at the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

### Editorial team:

**Ageev Evgeny Viktorovich**, Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Technology of Materials and Transport, Southwestern State University, Kursk, Russia

**Betsofen Sergey Yakovlevich**, Doctor of Technical Sciences, Professor, Professor of the Department of Technology and Computer-Aided Design of Metallurgical Processes, Moscow Aviation Institute (National Research University), Moscow, Russia

**Bondarev Nikolay Sergeevich**, Doctor of Economics, Associate Professor, Head of the Department of Quality Management, Kemerovo State University, Kemerovo, Russia

**Ganieva Irina Aleksandrovna**, Doctor of Economics, Associate Professor, Director, ANO "Scientific and Educational Center "Kuzbass", Kemerovo, Russia

**Gromov Viktor Evgenievich**, Doctor of Physics and Mathematics Sciences, Professor, Head of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Grechnikov Fedor Vasilyevich**, Academician of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Technical Sciences, Professor, Professor of the Department of Metal Forming, Samara National Research University named after Academician S.P. Koroleva, Samara, Russia

**Danilov Vladimir Ivanovich**, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Chief Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (IFPM SB RAS), Tomsk, Russia

**Deev Vladislav Borisovich**, Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Equipment and Technology of Welding Production, Moscow Polytechnic University, Moscow, Russia; Chief Researcher, Vladimir State University named after Alexander Grigorievich and Nikolai Grigorievich Stoletov, Vladimir, Russia

**Ershova Irina Gennadievna**, Doctor of Economics, Professor, Professor of the Department of Finance and Credit, Southwestern State University, Kursk, Russia

**Fedulova Elena Anatolyevna**, Doctor of Economics, Associate Professor, Head of the Department of Economic Theory and Public Administration, Kemerovo State University, Kemerovo, Russia

**Jayalakshmi Subramanian**, PhD, Professor, MLR Institute of Technology, Hyderabad, India

**Zherebtsov Sergey Valerievich**, Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Professor of the Department of Materials Science and Nanotechnology, Belgorod State National Research University (NRU "BelGU"), Belgorod, Russia

**Zatepyakin Oleg Arkadyevich**, Doctor of Economics, Professor, Department of Management and Sectoral Economics, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Kiriyenko Anna Pavlovna**, Doctor of Economics, Professor, Director of the Baikal BRICS Institute, Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Professor of the Department of Financial and Tax Management, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg, Russia

**Khamzaeva Ainura Muratalievna**, Candidate of Economics, Associate Professor, Head of the Department of Accounting and Auditing, Osh Technological University. Academician M.M. Adysheva, Osh, Kyrgyzstan

**Klimkov Aleksey Grigoryevich**, Ph.D. in Economics, Head of the Research Department of Closed Joint-Stock Company "Structural Technologies", Minsk, Republic of Belarus

**Kogan Anton Borisovich**, Doctor of Economics, Associate Professor, Professor of the Department of Business Economics and Logistics, Novosibirsk State University of Economics and Management "NINH", Novosibirsk, Russia

**Kolubaev Evgeny Alexandrovich**, Doctor of Technical Sciences, Professor of the Russian Academy of Sciences, Director, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia

**Namrata Gangil**, PhD, Associate Professor, Department of Mechanical Engineering, Ajay Kumar Garg Engineering College, Ghaziabad, India

**Nehorosheva Lyudmila Nikolaevna**, Doctor of Economics, Professor, Head of the Department of Economics of Industrial Enterprises, Belarusian State Economic University, Minsk, Republic of Belarus

**Oskolkova Tatyana Nikolaevna**, Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Professor of the Department of Metallurgy of Ferrous Metals and Chemical Technology, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Panteleev Vasily Ivanovich**, Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Power Engineering, Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia

**Petrova Tatyana Viktorovna**, Doctor of Economics, Professor, Professor of the Department of Management and Sectoral Economics, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Ramachandra Arvind Singh**, PhD, Professor, MLR Institute of Technology, Hyderabad, India

**Rongshan Qin**, Professor in Advanced Materials Engineering Faculty of Science, Technology, Engineering & Mathematics School of Engineering & Innovation, The Open University, Milton Keynes, Great Britain

**Siddiquee Arshad Noor**, PhD, Professor of Mechanical Engineering Jamia Millia Islamia, Central University, New Delhi, India

**Simchenko Natalya Alexandrovna**, Doctor of Economics, Professor, Professor of the Department of Economic Theory and History of Economic Thought, St. Petersburg State University, St. Petersburg, Russia

**Shvakov Evgeny Evgenievich**, Doctor of Economics, Professor, Director of the International Institute of Economics, Management and Information Systems, Altai State University, Barnaul, Russia

**Solotareff Stefan**, Doctor of Theoretical Physics, Professor of Psychology and Mathematics, State University of Oujda, Morocco

**Sonar Tushar Madhukar**, Ph.D., Senior Researcher, Department of Welding Equipment and Technologies, South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia

**Strizhak Pavel Aleksandrovich**, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Head of the Laboratory of Heat and Mass Transfer, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

**Sultanguzin Ildar Aidarovich**, Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Industrial Heat and Power Systems, National Research University "MPEI", Institute of Energy Efficiency and Hydrogen Technologies, Moscow, Russia

**Temlyantsev Mikhail Viktorovich**, Academician of the Russian Academy of Natural Sciences, Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Strategic Project Implementation, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Umansky Alexander Alexandrovich**, Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Director of the Institute of Metallurgy and Materials Science, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Chen Xizhang**, PhD, professor, professor of Wenzhou University. Wenzhou, China

**Yuldashev Nosirjon Khaydarovich**, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Professor of the Department of Physics, Fergana Polytechnic Institute, Fergana, Uzbekistan

**Yuryev Aleksey Borisovich**, Doctor of Technical Sciences, Professor, Rector, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

## СОДЕРЖАНИЕ

### ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

- Баклушина И.В., Гостевская А.Н., Громов В.Е.,  
Иванов Ю.Ф., Чапайкин А.С.** Влияние  
электронно-лучевой обработки на струк-  
туру и свойства плазменного покрытия  
быстрорежущей молибденовой  
стали.....9
- Громов В.Е., Баклушина И.В., Иванов Ю.Ф.,  
Чапайкин А.С., Крюков Р.Е.** Роль вы-  
сокотемпературного отпуска в формиро-  
вании структурно-фазовых состояний  
плазменно наплавленной молибденовой  
быстрорежущей стали.....17
- Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Немлиенко Т.С.,  
Сороков Н.Н.** Развитие локализованной  
деформации в алюминий-магний-  
сплаве со сварным швом.....27

### МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Соколова А.Г., Готлиб Е.М.** Синтетический  
волластонит и диопсид на основе золы ри-  
совой шелухи как наполнители эпоксидных  
композиционных материалов.....34
- Осинская Ю.В., Воронин С.В., Магамедо-  
ва С.Г.** Влияние температуры отжига и  
импульсного магнитного поля на физи-  
ческие свойства алюминиевого сплава  
АК9 при искусственном старении.....43
- Ву В., Нгуен Х., Нигметзянов Р.И.** Оценка  
структуры нанотрубок диоксида титана,  
синтезированных ультразвуково-гидро-  
термальным методом, для применения в  
хранении ингибиторов коррозии.....51
- Негодяев В.О., Селеменев Р.Ю., Жаткин С.С.,  
Никитин К.В., Долинский В.А.** Иссле-  
дование основных параметров исходной  
металлопорошковой композиции и оцен-  
ка влияния структурной наследственно-  
сти на формируемую структуру наплавки  
ПАО «ОДК-Кузнецов».....63
- Пархоменко А.В., Амосов А.П., Пасту-  
хов А.М.** Разработка и применение гра-  
нулята на основе порошка нержавеющей  
стали 12Х18Н10Т для ММ-  
технологии.....73

## CONTENTS

### CONDENSED MATTER PHYSICS

- Baklushina I.V., Gostevskaya A.N.,  
Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Chapai-  
kin A.S.** The effect of electron beam  
treatment on the structure and properties  
of the plasma coating of high-speed mo-  
lybdenum steel.....9
- Gromov V.E., Baklushina I.V., Ivanov Yu.F.,  
Chapaikin A.S., Kryukov R.E.** The role  
of high-temperature tempering in the  
formation of structural and phase states  
of plasma-deposited molybdenum high-  
speed steel.....17
- Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Nemlienko T.S.,  
Sorokov N.N.** Features of localized de-  
formation in aluminum-magnesium alloy  
with welded seam.....27

### METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE

- Sokolova A.G., Gotlib E.M.** Synthetic wol-  
lastonite and diopside on the base of rice  
husk ash as fillers of epoxy composite  
materials.....34
- Osinskaya J.V., Voronin S.V., Magamedo-  
va S.G.** Influence of annealing tempera-  
ture and pulsed magnetic field on physi-  
cal properties of aluminum alloy AK9  
during artificial aging.....43
- Vu V.Z., Nguyen H.B., Nigmatzyanov R.I.**  
Evaluation of titanium dioxide nanotube  
structure by ultrasonic-hydrothermal  
synthesis method for corrosion inhibitor  
storage application.....51
- Negodyaev V.O., Selemenov R.Y., Zhatkin  
S.S., Nikitin K.V., Dolinskii V.A.** Inves-  
tigation of the main parameters of the  
initial metal-powder composition and as-  
sessment of the effect of structural hered-  
ity on the formed structure of the surfac-  
ing.....63
- Parkhomenko A.V., Amosov A.P., Pas-  
tukhov A.M.** Development and applica-  
tion of granulate on the basis of stainless  
steel powder 12Cr18Ni10Ti for MIM-  
technology.....73

<b>Протопопов Е.В., Фатьянов С.С., Запольская Е.М.</b> Высокотемпературное моделирование процесса обезуглероживания конвертерной ванны при верхней и комбинированной продувке расплава. Сообщение 2.....	82
<b>Михно А.Р., Черепанова Г.И., Ломиворотов Н.П., Запольская Е.М., Панченко И.А., Коновалов С.В.</b> Сравнительное исследование микроструктурных и механических характеристик наплавленного слоя порошковой проволокой.....	94
<b>Павлов В.В., Темлянцев М.В.</b> Условия зарождения усталостных трещин в стали при циклических нагрузках в зависимости от ее прочности.....	104
<b>Дробышев В.К., Коновалов С.В., Панченко И.А.</b> Обзор направлений исследований и областей применений высокоэнтропийных сплавов.....	115

#### **ЭКОНОМИКА. УПРАВЛЕНИЕ. ФИНАНСЫ**

<b>Курпаяниди К.И.</b> Теневая грань реформ: институциональные вызовы модернизации в Узбекистане.....	131
<b>Дмитриенко А.А., Петрова Т.В.</b> Система привлечения абитуриентов в высшем учебном заведении.....	144
<b>Уманский А.А., Затепакин О.А., Думова Л.В.</b> Анализ и обоснование направлений повышения эффективности функционирования Сибирского государственного индустриального университета.....	151

<b>К сведению авторов.....</b>	160
--------------------------------	-----

<b>Protopopov E.V., Fat'yanov S.S., Zapol'skaya E.M.</b> High-temperature modeling of the decarbonization process of a converter bath during upper and combined purging of the melt. Message 2.....	82
<b>Mikhno A.R., Cherepanova G.I., Lomivorotov N.P., Zapolskaya E.M., Panchenko I.A., Konovalov S.V.</b> Comparative study of microstructural and mechanical characteristics of the deposited layer with flux-cored wire.....	94
<b>Pavlov V.V., Temlyantsev M.V.</b> Conditions of fatigue crack formation in Steel under cyclic loads depending on its strength.....	104
<b>Drobyshev V.K., Konovalov S.V., Panchenko I.A.</b> Review of research areas and application areas of high-entropy alloys.....	115

#### **ECONOMY. MANAGEMENT. FINANCE**

<b>Kurpayanidi K.I.</b> The shadow side of reforms: institutional challenges of modernization in Uzbekistan.....	131
<b>Dmitrienko A.A., Petrova T.V.</b> The system of attracting applicants to higher education institutions.....	144
<b>Umansky A.A., Zatepyakin O.A., Dumova L.V.</b> Analysis and substantiation of directions for improving the efficiency of the Siberian State Industrial University.....	151

<b>To the authors attention.....</b>	161
--------------------------------------	-----



## Оригинальная статья

УДК 669.14.018.252

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-9-13

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ

© 2025 г. И. В. Баклушина<sup>1</sup>, А. Н. Гостевская<sup>1</sup>, В. Е. Громов<sup>1</sup>, Ю. Ф. Иванов<sup>2</sup>,  
А. С. Чапайкин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654006, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

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

**Аннотация.** Методами современного физического материаловедения изучена структура и свойства поверхности плазменного наплавленного слоя в среде азота быстрорежущей молибденовой стали на подложку из среднеуглеродистой стали марки 30ХГСА. Наплавленный слой облучался импульсными электронными лучами со следующими параметрами: плотность энергии 30 Дж/см<sup>2</sup>; длительность одного воздействия 50 мкс; частота 0,3 Гц; число импульсов 10. В исходном состоянии поверхностные слои содержат поликристаллическую структуру дендритного типа с неоднородным распределением молибдена, хрома, алюминия, азота и кислорода, окруженную развитой сеткой ледебуритной эвтектики. Относительное содержание элементов (кроме марганца, углерода и кислорода) снижается по мере приближения к подложке. Микротвердость наплавленного слоя составляет 5,6 МПа, которая при однократном высокотемпературном отпуске возрастает до 6,2 МПа, а при двукратном – до 7,2 МПа. Электронно-лучевое импульсное воздействие, выполненное после двукратного высокотемпературного отпуска, модифицирует структуру и свойства. Выявлено квазиоднородное распределение легирующих элементов, формирование мелкозернистой структуры с размером зерен 4 – 6 мкм, в объеме которых обнаружен мартенсит пластинчатого типа. Ранее сформированная структура дендритной кристаллизации не наблюдалась. Микротвердость наплавленного слоя после электронно-лучевой обработки возрастает и достигает 8,7 МПа, что почти в 2 раза превышает микротвердость подложки. Выявленные закономерности изменения нанотвердости и модуля Юнга от расстояния до поверхности облучения подтверждают развиваемые представления о природе упрочнения плазменного наплавленного слоя быстрорежущей молибденовой сталью.

**Ключевые слова:** молибденовая быстрорежущая сталь, высокотемпературный отпуск, электронная микроскопия, структура, нанотвердость

**Финансирование.** Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

**Для цитирования:** Баклушина И.В., Гостевская А.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Чапайкин А.С. Влияние электронно-лучевой обработки на структуру и свойства плазменного покрытия быстрорежущей молибденовой стали. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):9–13. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-9-13](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-9-13)

## EFFECT OF ELECTRON BEAM TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF PLASMA COATING OF HIGH-SPEED MOLYBDENUM STEEL

© 2025 I. V. Baklushina<sup>1</sup>, A. N. Gostevskaya<sup>1</sup>, V. E. Gromov<sup>1</sup>, Yu. F. Ivanov<sup>2</sup>,  
A. S. Chapaikin<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Institute of High-Current Electronics SB RAS (2/3 Akademicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

**Abstract.** The structure and properties of the surface of a plasma-deposited layer in a nitrogen environment of high-speed molybdenum steel on a substrate of medium-carbon steel grade 30KhGSA were studied using modern physical materials science methods. The deposited layer was irradiated with pulsed electron beams with the following parameters: energy density of 30 J/cm<sup>2</sup>, duration of one exposure of 50 μs, frequency of 0.3 Hz, number of pulses of 10. In the initial state, the surface layers contain a polycrystalline structure of the dendritic type with a non-uniform distribution of molybdenum, chromium, aluminum, nitrogen and oxygen, surrounded by a developed network of ledeburite eutectic. The relative content of elements (except for Mn, C and O<sub>2</sub>) decreases as it approaches the substrate. The microhardness of the deposited layer is 5.6 MPa, which increases to 6.2 MPa after a single high-temperature tempering, and to 7.2 MPa after a double tempering. Electron-beam pulsed action performed after a double high-temperature tempering modifies the structure and properties. A quasi-homogeneous distribution of alloying elements, the formation of a fine-grained structure with a grain size of 4 – 6 μm, in the volume of which lamellar martensite was found, were revealed. The previously formed structure of dendritic crystallization is not observed. The microhardness of the deposited layer after electron-beam treatment increases and reaches 8.7 MPa, which is almost 2 times higher than the microhardness of the substrate. The revealed patterns of change in nanohardness and Young's modulus from the distance to the irradiation surface confirm the developed ideas about the nature of hardening of the plasma deposited layer of high-speed molybdenum steel.

**Keywords:** molybdenum high-speed steel, high-temperature tempering, electron microscopy, structure, nanohardness

**Financing.** The work was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

**For citation:** Baklushina I.V., Gostevskaya A.N., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Chapaikin A.S. The effect of electron beam treatment on the structure and properties of the plasma coating of high-speed molybdenum steel. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):9–16. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-9-16](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-9-16)

### Введение

После создания первой быстрорежущей стали марки P18, содержащей 18 % W, прошло уже более 100 лет. За это время разработаны новые марки стали оптимального состава для конкретных потребностей машиностроительной, металлургической, горнодобывающей и других отраслей промышленности. Для обеспечения высокого уровня эксплуатационных и технологических свойств были созданы стали оптимального состава (P6M5, P6M5Ф3, P6M4K5 и др.), изменяющегося в зависимости от свойств обрабатываемых материалов, технологии производства инструмента, стоимости легирующих составляющих и т.п. [1 – 4].

В настоящее время отмечается более широкое применение быстрорежущих сталей с содержанием молибдена 8 – 10 %. Замена вольфрама на молибден обусловлена целым рядом причин. Вольфрам, являющийся стратегическим элемен-

том, широко используется при производстве броневых снарядов, является более дорогим и дефицитным элементом. Молибден и вольфрам, расположенные в одной группе и соседних периодах Периодической таблицы элементов, оказывают подобное влияние на формирование структурно-фазового состояния и свойств быстрорежущих сталей [1 – 4]. Однако характер протекающих превращений в молибденовых сталях, а также их свойства могут значительно отличаться от вольфрамовых и вольфрамомолибденовых сплавов [5].

Одной из фундаментальных задач современного физического материаловедения, имеющих важное практическое значение, является получение наплавов быстрорежущими сталями с высокими эксплуатационными свойствами, обеспечивающих защиту изделий от износа, коррозии, динамических нагрузок и других видов внешних воздействий. Использование азота в качестве легирующего элемента при формиро-

вании наплавочных покрытий, приводящее к росту микротвердости структурных составляющих, значительно повышает эксплуатационные свойства [6 – 9]. В последние годы активно проводятся научные исследования и практические разработки в области энерго- и ресурсосберегающих технологий плазменной наплавки быстрорежущими сталями, имеющими значительные преимущества перед другими способами нанесения покрытий [10 – 15].

Дополнительное улучшение свойств поверхностных слоев, сформированных плазменной наплавкой быстрорежущими сталями, достигается за счет использования внешних энергетических воздействий плазмой, лазерным облучением, ионными пучками, модифицирующих поверхность. Среди них особое место занимает обработка импульсными электронными лучами, обеспечивающая сверхвысокие (примерно  $10^6$  К/с) скорости нагрева и охлаждения. За время импульса (20 – 50 мкс) материал толщиной 20 – 50 мкм успевает претерпеть сложные преобразования при нагреве, испарении, распространении термоупругих волн, кристаллизации, приводящие к формированию неравновесных микро- и нанокристаллических структурно-фазовых состояний, что обеспечивает получение повышенных эксплуатационных характеристик [16 – 21].

Целью настоящей работы является исследование тонкой структуры и свойств поверхностного слоя, сформированного плазменной наплавкой быстрорежущей молибденовой сталью на подложку из среднеуглеродистой стали.

### Материал и методы исследований

Использовали порошковую проволоку системы MoCrCoS диаметром 4 мм. Образцы для исследований получали плазменной наплавкой в среде азота на сталь марки 30ХГСА по следующему режиму: сварочный ток 145 – 150 А; напряжение на дуге 50 – 55 В; скорость наплавки 18 м/ч; скорость подачи проволоки 60 м/ч; длина дуги 20 мм. Химический состав стали марки 30ХГСА следующий: 0,3 % С; 0,9 % Cr; 0,8 % Mn; 0,9 % Si; остальное Fe. Химический состав наплавки соответствует стали марки M9 по SAE-AISI M9 (T11309) Molybdenum High-Speed Steel: 8,85 % Mo; 3,57 % Cr; 2,12 % Co; 0,05 % V; 1,12 % Si; 0,56 % Mn; 1,05 % Al; остальное Fe. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон (ГОСТ 10157 – 79) с расходом 6 – 8 л/мин, а защитного – технический азот (ГОСТ 9293 – 74) с расходом 20 – 22 л/мин. Режимы плазменной наплавки на установке УД-417 не отличались от описанных в работе [11].

Наплавку проводили в четыре слоя общей толщиной примерно 10 мм. Двукратный отпуск

стали с наплавленным слоем осуществляли при температуре 560 – 580 °С в течение 1 ч. Дополнительную обработку наплавленного слоя импульсным электронным пучком осуществляли на установке СОЛО (ИСЭ СО РАН) [16 – 18]. Параметры облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup>; длительность импульсов воздействия 50 мкс; количество импульсов 10; частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>; облучение проводили в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па.

Исследования структуры и элементного состава наплавленного слоя осуществляли на сканирующем электронном микроскопе КУКУ-ЕМ6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом и приставкой для микрорентгеноспектрального анализа элементного состава. Исследования микротвердости проводили методом Виккерса на приборе HVS-1000. Нанотвердость и модуль Юнга измеряли прибором Наноскан 4D.

### Результаты и их обсуждение

Наплавленное покрытие имеет первичную ячеистую поликристаллическую структуру литых быстрорежущих сталей [10 – 12], карбидная сетка которого окружает мартенсито-аустенитные кристаллы. Характерными элементами такой структуры являются прослойки второй фазы, локализованные на границах зерен. Микротвердость поверхности значительно снижается (от 5,6 МПа) до значений подложки с ростом расстояния. Это может быть связано с элементным составом поверхностного слоя. Выполненные методом рентгеноспектрального анализа «по точкам» исследования показали локализацию ряда химических элементов (Mo, Cr, Al и Si) (рис. 1). В области с повышенным содержанием алюминия выявлены атомы углерода, азота и кислорода, что позволяет констатировать присутствие в этих областях оксикарбонитридов.

Анализ изменения элементного состава по глубине наплавленного слоя (см. таблицу) свидетельствует о том, что кроме железа основными элементами в нем являются углерод, молибден и хром. Кроме марганца, углерода и кислорода относительное содержание всех элементов снижается по мере приближения к зоне контакта наплавленный слой – подложка.

Последующий двукратный высокотемпературный отпуск не разрушает зернограницные прослойки второй фазы. Микротвердость увеличивается до 6,2 МПа после первого отпуска, до 7,2 МПа после второго.

Электронно-лучевое импульсное воздействие приводит к значительным изменениям в структуре поверхностного слоя. Характерной для исходного состояния наплавленного слоя структу-

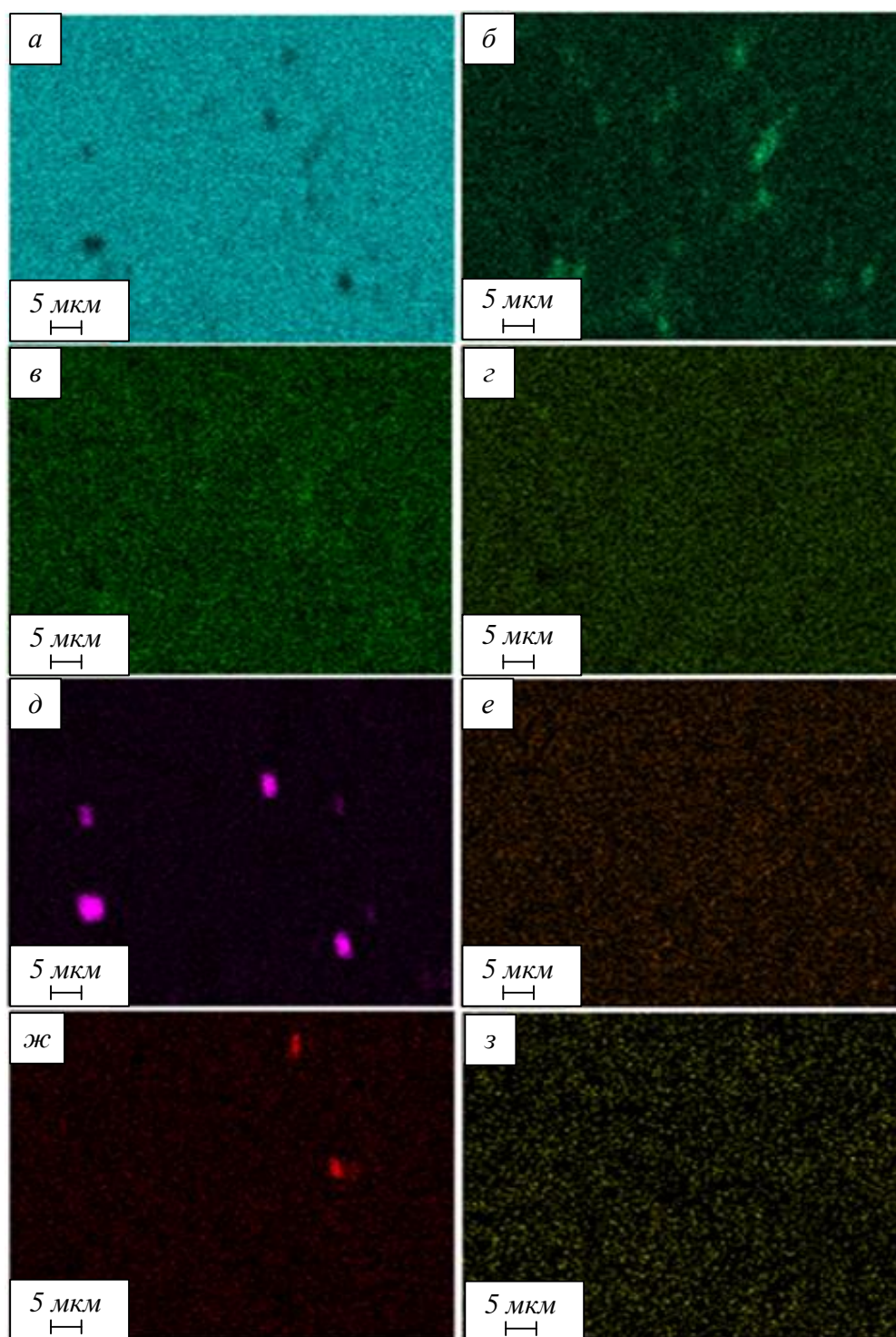


Рис. 1. Распределение химических элементов (Fe (а), Mo (б), Cr (в), Co (г), Al (д), Mn (е), Si (ж), C (з)) наплавленного слоя  
 Fig. 1. Distribution of chemical elements (Fe (а), Mo (б), Cr (в), Co (г), Al (д), Mn (е), Si (ж), C (з)) of the deposited layer

ры дендритной кристаллизации уже не наблюдается. Благодаря сверхвысокой скорости кристаллизации [16 – 18] формируется мелкозернистая закалочная структура (размер зерна 4 – 6 мкм). В объеме таких зерен формируется субструктура пластинчатого типа, которая характерна для мартенсита. Выполненный микрорентгеноспектральный анализ свидетельствует о формировании химически квазиоднородного поверхностного слоя, основным ликвирующим элементом

которого является алюминий. Микротвердость поверхностного слоя после облучения выросла до 8,7 МПа. Кроме вышеизложенных факторов упрочнения поверхностного слоя за счет формирования мелкозернистой структуры с мартенситной субструктурой, необходимо отметить возможное образование остаточных сжимающих напряжений, дополнительно упрочняющих поверхность.

**Микрорентгеноспектральный анализ элементного состава наплавленного металла****Microrentgenospectral analysis of the elemental composition of the deposited metal**

Элемент	Содержание элемента, %, в слое			
	поверхностном (350 мкм)	на глубине 1 мм	на глубине 3 мм	контакта с подложкой
C	7,01	5,56	7,09	7,37
O	1,60	0,97	–	1,22
Al	1,45	1,50	1,28	0,58
Si	0,16	0,12	0,19	0,33
Cr	3,32	3,37	3,26	1,19
Mn	0,30	0,32	0,51	1,02
Fe	77,88	79,73	79,46	85,24
Co	1,12	1,20	1,09	0,58
Mo	7,16	7,22	7,12	2,47

На рис. 2 представлена зависимость нанотвердости и модуля упругости от расстояния до поверхности облучения. Определение этих параметров осуществляли на поперечных шлифах по дорожкам, расположенными параллельно поверх-

ности наплавки (расстояние между уколами 1 мм, нагрузка на индентор 500 мН). Из полученных результатов видна однородность механических свойств наплавленного слоя.

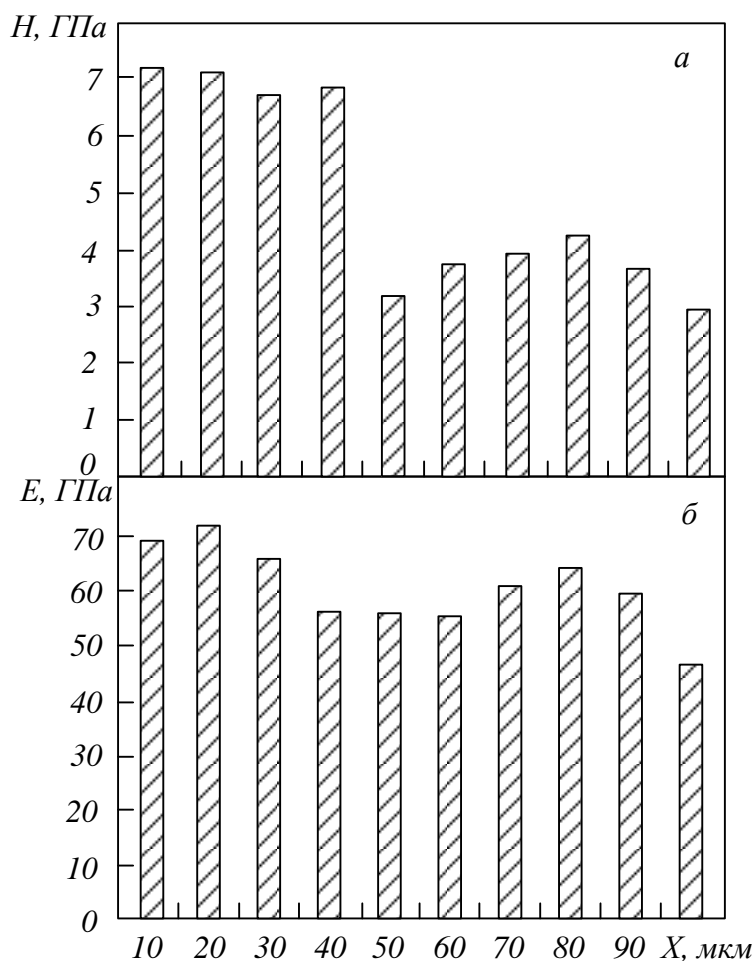


Рис. 2. Гистограммы распределения нанотвердости (а) и модуля Юнга (б) на различных расстояниях от поверхности  
Fig. 2. Histograms of the distribution of nanohardness (a) and Young's modulus (b) at different distances from the surface

**Выводы**

В исходном состоянии наплавленный молибденовой быстрорежущей сталью поверхностный слой имеет поликристаллическую структуру дендритного типа с неоднородным распределением молибдена, хрома, алюминия и кремния. Кроме углерода, кислорода и марганца относительное содержание всех элементов наплавленного слоя снижается по мере удаления от поверхности облучения. Микротвердость наплавленного слоя увеличивается при отпуске от 5,6 до 7,2 МПа после второго отпуска.

Электронно-лучевая импульсная обработка поверхности плазменной наплавки быстрорежущей молибденовой сталью приводит к значительному преобразованию структуры исходного состояния, заключающемуся в формировании квазиоднородного поверхностного слоя с мелкозернистой структурой (размер зерен 4 – 6 мкм), в объеме которой выявляется пластинчатый мартенсит. Микротвердость наплавленного слоя после облучения значительно превышает микротвердость исходного состояния и состояния после отпуска. Выявленные зависимости нанотвердости и модуля Юнга от расстояния до поверхности облучения коррелируют с изменениями микротвердости и структуры наплавки.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Кремнев Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009;12(654):13–19.
2. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов. *MuTOM*. 2008;11:18–28.
3. Chaus A.S., Pokorný P., Čaplovič E., Sitkevich M.V., Peterka J. Complex fine-scale diffusion coating formed at low temperature on high-speed steel substrate. *Appl. Surf. Sci.* 2018;437:257–270.
4. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel. *Wear*. 2008;264:885–892.
5. Купалова И.К. Фазовый анализ и фазовый состав быстрорежущих сталей (обзор). *Западская лаборатория*. 1983;1:27–40.
6. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the Fe-C-Cr-Mn-Si system, additionally alloyed with nitrogen. *Welding International*. 2013;27(2):150–153.
7. Неведьев С.П., Емелюшин А.Н. Влияние азота на формирование структуры и свойств плазменных покрытий типа 10P6M5. *Вестник Югорского государственного университета*. 2021;3(62):33–45.
8. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., Неведьев С.П. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы Fe – C – Cr – Mn – Si, дополнительно легированных азотом. *Сварочное производство*. 2011;10:18–22.
9. Неведьев С.П., Емелюшин А.Н. *Плазменное упрочнение поверхности*. Старый Оскол: ТНТ, 2021:156.
10. Мозговой И.В., Шнейдер Е.А. *Наплавка быстрорежущей стали*. Омск: Изд-во «ОмГТУ», 2016:200.
11. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekae A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7):731–739.  
<https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w>
12. Rakhadilov B.K., Zhurero L.G., Schefler M., Khassenov A.K. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2018;3(91):59–65. EDN: KJWHYN.
13. Aleksandrovich B.L., Geller Yu.A., Kremnev L.S. New high-hardness high-speed steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 1968;1:2–7.
14. Барчуков Д.А., Цыгвинцев А.В., Афанасьева Л.Е. Особенности формирования структуры и свойств быстрорежущей стали при импульсно-дуговой наплавке. *Вестник Тверского государственного университета*. 2019;4(4):16–22.
15. Barchukov D.A., Ilyashenko S.E., Lavrent'ev A.Yu., Zubkov N.S. Improvement of the structural state of high-speed steel to enhance hardening efficiency during heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013;17:6–9.
16. Иванов Ю.Ф. Структурные и фазовые превращения в ряде сталей при статическом и динамическом режимах термической обработки: автореф. диссертации д.ф.-м.н. Москва, 2002:41.
17. Mishigdorzhyn U., Semenov A., Ulakhov N. et al. Microstructure and Wear Resistance of Hot-Work Tool Steels after Electron Beam Surface Alloying with B4 C and Al. *Lubricants*. 2022;10(5).  
<https://doi.org/10.3390/lubricants10050090>; EDN: XTTOFB.
18. Chen X., Konovalov S., Gromov V., Ivanov Yu. Modifying of Structure-Phase States and Properties of Metals by Concentrated Energy Flows. In: *Surface Processing of Light Alloys*

*Subject to Concentrated Energy Flows.* 2021:1–52.

19. Rotshtein V.P., Proskurovsky D.I., Ozur G., Ivanov Yu., Markov A. Surface modification and alloying of metallic materials with low-energy high-current electron beams. *Surface and Coatings Technology*. 2004;180:377–381. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.10.085>
  20. Khaidarova A.A., Silantiev S.A. Laser Treatment on the Coating Surface Having Been Performed by Means of Plasma Surfacing With Powder Made of M2 Steel. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering: electronic edition*. Yurga: IOP Publishing Ltd, 2016:12062. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012062>
  21. Samotugin S.S., Butsukin V.V. Increasing of the Service Life of Massive Tools Using Combined Restoration and Hardening Technologies. *Russian Engineering Research*. 2024;44(8):1154–1160. <https://doi.org/10.3103/S1068798X24701934>
- ### REFERENCES
1. Kremnev L.S., Onegina A.K., Vinogradova L.A. Features of transformations, structures and properties of molybdenum high-speed steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2009;12(654):13–19. (In Russ.).
  2. Kremnev L.S. The theory of alloying and the creation of heat-resistant tool steels and alloys based on it. *MiTOM*. 2008;11:18–28. (In Russ.).
  3. Chaus A.S., Pokorný P., Čaplovič L., Sitkevich M.V., Peterka J. Complex fine-scale diffusion coating formed at low temperature on high-speed steel substrate. *Appl. Surf. Sci.* 2018;437:257–270.
  4. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel. *Wear*. 2008;264:885–892.
  5. Kupalova I.K. Phase analysis and phase composition of high-speed steels (review). *Zavodskaya laboratoriya*. 1983;1:27–40. (In Russ.).
  6. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the Fe-C-Cr-Mn-Si system, additionally alloyed with nitrogen. *Welding International*. 2013;27(2):150–153.
  7. Nefed'ev S.P., Emelyushin A.N. The effect of nitrogen on the formation of the structure and properties of plasma coatings of type 10P6M5. *Vestnik Yugorskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2021;3(62):33–45. (In Russ.).
  8. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive wear resistance of Fe – C – Cr – Mn – Si system coatings additionally doped with nitrogen. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2011;10:18–22. (In Russ.).
  9. Nefed'ev S.P., Emelyushin A.N. *Plasma surface hardening*. Staryi Oskol: TNT, 2021:156. (In Russ.).
  10. Mozgovoi I.V., Shneider E.A. *Welding of high-speed steel*. Omsk: Izd-vo «OmGTU», 2016:200. (In Russ.).
  11. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7):731–739. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w>
  12. Rakhadilov B.K., Zhurerova L.G., Scheffler M., Khassenov A.K. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2018;3(91):59–65. EDN: KJWHYN.
  13. Aleksandrovich B.L., Geller Yu.A., Kremnev L.S. New high-hardness high-speed steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 1968;1:2–7.
  14. Barchukov D.A., Tsygvintsev A.V., Afanas'eva L.E. Features of the formation of the structure and properties of high-speed steel during pulsed arc welding. *Vestnik Tverskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2019;4(4):16–22. (In Russ.).
  15. Barchukov D.A., Ilyashenko S.E., Lavrent'ev A.Yu., Zubkov N.S. Improvement of the structural state of high-speed steel to enhance hardening efficiency during heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013;17:6–9.
  16. Ivanov Yu.F. *Structural and phase transformations in a number of steels under static and dynamic modes of heat treatment*: abstract. dissertations, Ph.D. Moscow, 2002:41. (In Russ.).
  17. Mishigdorzhniyn U., Semenov A., Ulakhanov N. et al. Microstructure and Wear Resistance of Hot-Work Tool Steels after Electron Beam Surface Alloying with B4 C and Al. *Lubricants*. 2022;10(5). <https://doi.org/10.3390/lubricants10050090>; EDN: XTTOFB.
  18. Chen X., Konovalov S., Gromov V., Ivanov Yu. Modifying of Structure-Phase States and Properties of Metals by Concentrated Energy Flows. In: *Surface Processing of Light Alloys Subject to Concentrated Energy Flows*. 2021:1–52.
  19. Rotshtein V.P., Proskurovsky D.I., Ozur G., Ivanov Yu., Markov A. Surface modification and alloying of metallic materials with low-energy high-current electron beams. *Surface*



- and Coatings Technology*. 2004;180:377–381.  
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.10.085>
20. Khaidarova A.A., Silantiev S.A. Laser Treatment on the Coating Surface Having Been Performed by Means of Plasma Surfacing With Powder Made of M2 Steel. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering: electronic edition*. Yurga: IOP Publishing Ltd, 2016:12062. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012062>
21. Samotugin S.S., Butsukin V.V. Increasing of the Service Life of Massive Tools Using Combined Restoration and Hardening Technologies. *Russian Engineering Research*. 2024;44(8):1154–1160.  
<https://doi.org/10.3103/S1068798X24701934>

#### Сведения об авторе:

**Ирина Викторовна Баклушина**, старший преподаватель, заместитель директора Института открытого образования, Сибирский государственный индустриальный университет  
*E-mail*: baklushina\_iv@sibsiu.ru  
*ORCID*: 0000-0003-4487-3260  
*SPIN-код*: 9087-6310

**Анастасия Николаевна Гостевская**, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет  
*E-mail*: gostevskaya\_an@sibsiu.ru  
*ORCID*: 0000-0002-7328-5444  
*SPIN-код*: 2230-2454

**Виктор Евгеньевич Громов**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет  
*E-mail*: gromov@physics.sibsiu.ru  
*ORCID*: 0000-0002-5147-5343  
*SPIN-код*: 2834-4090

**Юрий Федорович Иванов**, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН  
*E-mail*: yufi55@mail.ru  
*ORCID*: 0000-0001-8022-7958  
*SPIN-код*: 7576-4810

**Александр Сергеевич Чапайкин**, аспирант, Сибирский государственный индустриальный университет  
*E-mail*: thapajkin.s@yandex.ru  
*ORCID*: 0009-0009-8160-7827  
*SPIN-код*: 4488-3030

#### Information about the authors:

**Irina V. Baklushina**, Senior Lecturer, Deputy Director of the Institute of Open Education, Siberian State Industrial University  
*E-mail*: baklushina\_iv@sibsiu.ru  
*ORCID*: 0000-0003-4487-3260  
*SPIN-код*: 9087-6310

**Anastasia N. Gostevskaya**, Researcher, Laboratory of EMIOI, Lecturer, Siberian State Industrial University  
*E-mail*: gostevskaya\_an@sibsiu.ru  
*ORCID*: 0000-0002-7328-5444  
*SPIN-код*: 2230-2454

**Viktor E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University  
*E-mail*: gromov@physics.sibsiu.ru  
*ORCID*: 0000-0002-5147-5343  
*SPIN-код*: 2834-4090

**Yuri F. Ivanov**, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher, Institute of High-Current Electronics SB RAS  
*E-mail*: yufi55@mail.ru  
*ORCID*: 0000-0003-0271-5504  
*SPIN-код*: 7576-4810

**Aleksandr S. Chapaykin**, Postgraduate Student, Siberian State Industrial University  
*E-mail*: thapajkin.s@yandex.ru  
*ORCID*: 0009-0009-8160-7827  
*SPIN-код*: 4488-3030

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 05.05.2025

После доработки 10.06.2025

Принята к публикации 23.06.2025

Received 05.05.2025

Revised 10.06.2025

Accepted 23.06.2025



**Оригинальная статья**

УДК 669.14.018.252

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-17-26

**РОЛЬ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА В ФОРМИРОВАНИИ  
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПЛАЗМЕННО НАПЛАВЛЕННОЙ  
МОЛИБДЕНОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ**

© 2025 г. В. Е. Громов<sup>1</sup>, И. В. Баклушина<sup>1</sup>, Ю. Ф. Иванов<sup>2</sup>, А. С. Чапайкин<sup>1</sup>,  
Р. Е. Крюков<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, университет (Россия, 654006, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

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

**Аннотация.** Технологией плазменной наплавки в среде азота на стали марки 30ХГСА порошковой проволокой системы MoCrCoS диаметром 4 мм сформирован наплавленный слой толщиной примерно 9 – 10 мм. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон высшего сорта. Методами современного физического материаловедения изучены структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура поверхности плазменно наплавленного слоя в среде азота быстрорежущей молибденовой сталью на подложку, подвергнутого двукратному отпуску при температуре 560 – 580 °С в течение 1 ч. Показано, что наплавленный слой имеет поликристаллическую структуру и содержит прослойки эвтектики. Выявлено формирование в наплавленном слое многофазной структуры, представленной  $\alpha$ -фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки Fe),  $\gamma$ -фазой (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки Fe), карбидов сложного состава  $Me_{23}C_6$  и  $Me_6C$ , железа  $Fe_3C$  и хрома  $Cr_3C_2$ . Установлено, что отпуск наплавленного слоя не приводит к изменению морфологии структуры, сформированной зернами эвтектики и твердого раствора на основе  $\alpha$ -железа (ОЦК кристаллическая решетка). Основными фазами являются  $\alpha$ -Fe (85 мас. %) и карбиды сложного состава  $Me_{23}C_6$  (9 мас. %) и  $Me_6C$  (6 мас. %), формирующие зерна эвтектики. Установлено, что отпуск наплавленного слоя сопровождается допревращением остаточного аустенита с образованием по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов железа и хрома. Вдоль межфазных границ раздела и в объеме пластин карбидной фазы зерен эвтектики выявлены микротрещины, которые могут инициировать разрушение материала наплавленного слоя при эксплуатации.

**Ключевые слова:** быстрорежущая молибденовая сталь, наплавка, плазменный метод, термическая обработка, элементный и фазовый состав, дефектная субструктура

**Финансирование.** Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

**Для цитирования:** Громов В.Е., Баклушина И.В., Иванов Ю.Ф., Чапайкин А.С., Крюков Р.Е. Роль высокотемпературного отпуска в формировании структурно-фазовых состояний плазменно наплавленной молибденовой быстрорежущей стали. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):17–26. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-17-26](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-17-26)

## ROLE OF HIGH-TEMPERATURE TEMPERING IN FORMATION OF STRUCTURAL-PHASE STATES OF PLASMA-DEPOSITED MOLYBDENUM HIGH-SPEED STEEL

© 2025 V. E. Gromov<sup>1</sup>, I. V. Baklushina<sup>1</sup>, Yu. F. Ivanov<sup>2</sup>, A. S. Chapaikin<sup>1</sup>, R. E. Kryukov<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>**Institute of High-Current Electronics SB RAS** (2/3 Akademicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

**Abstract.** The technology of plasma surfacing in nitrogen on 30HGS grade steel with a powder wire of the MoCrCoC system with a diameter of 4 mm formed a deposited layer with a thickness of approximately 9 – 10 mm. Argon of the highest grade was used as the plasma-forming gas. The structural and phase states and defective substructure of the surface of a plasma-deposited layer in a nitrogen medium with high-speed molybdenum steel on a substrate subjected to double tempering at a temperature of 560 – 580 °C for 1 hour have been studied by methods of modern physical materials science. It is shown that the deposited layer has a polycrystalline structure and contains layers of eutectic. The formation of a multiphase structure in the deposited layer was revealed, represented by an  $\alpha$ -phase (solid solution based on the BCC crystal lattice Fe), a  $\gamma$ -phase (solid solution based on the FCC crystal lattice Fe), carbides of complex composition  $Me_{23}C_6$  and  $Me_6C$ , iron carbides  $Fe_3C$  and chromium  $Cr_3C_2$ . It was established that tempering of the deposited layer does not lead to a change in the morphology of the structure formed by grains of eutectic and a solid solution based on  $\alpha$ -iron (BCC crystal lattice). The main phases are  $\alpha$ -Fe (85 wt. %) and carbides of complex composition  $Me_{23}C_6$  (9 wt. %) and  $Me_6C$  (6 wt. %) forming eutectic grains. It has been established that the tempering of the deposited layer is accompanied by the pre-transformation of residual austenite with the formation of nanoscale particles of iron and chromium carbides along the boundaries of martensite crystals. Microcracks have been identified along the interfacial interfaces and in the volume of the plates of the carbide phase of eutectic grains, which can initiate the destruction of the deposited layer material during operation.

**Keywords:** high-speed molybdenum steel, surfacing, plasma method, heat treatment, elemental and phase composition, defective substructure

**Financing.** The work was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

**For citation:** Gromov V.E., Baklushina I.V., Ivanov Yu.F., Chapaikin A.S., Kryukov R.E. The role of high-temperature tempering in the formation of structural and phase states of plasma-deposited molybdenum high-speed steel. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):17–26. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-17-26](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-17-26)

### Введение

Получение защитных покрытий с высокими эксплуатационными свойствами, обеспечивающих защиту изделий от различных видов износа, коррозии, ударных нагрузок и других внешних воздействий, является одной из фундаментальных задач современного физического материаловедения. Для решения этих задач в последнее время выполняются научные исследования и практические разработки в области энерго- и ресурсосберегающих технологий плазменной наплавки быстрорежущими сталями, имеющие значительные преимущества перед другими способами нанесения покрытий [1 – 4]. Наплавка быстрорежущими сталями наиболее полно отвечает современным требованиям промышленности с точки зрения уровня достигаемых свойств, а также экономической эффективности. Использование азота в качестве легирующего

элемента при формировании наплавочных покрытий, приводящее к росту микротвердости структурных составляющих, значительно повышает эксплуатационные свойства [5; 6].

Основу быстрорежущих сталей составляет вольфрам – дорогой и дефицитный элемент. С момента создания первой быстрорежущей стали марки P18 исследователями активно разрабатываются новые стали с широкими пределами содержания углерода и легирующих элементов. Молибден оказывает подобное влияние на формирование структуры и свойств быстрорежущих сталей, а также является менее дорогим элементом, поэтому его широко используют вместо вольфрама. В вольфрам-молибденовых сталях (например, марки P6M5) содержание вольфрама и молибдена обычно одинаково при концентрации ванадия примерно 2 %. Эти элементы растворяются приблизительно поровну в раствори-

мых и нерастворимых карбидах. Первые из них обеспечивают высокую твердость и теплостойкость, а вторые – прочностные свойства и ударную вязкость [7 – 10].

Молибденовые быстрорежущие стали обладают целым комплексом высоких эксплуатационных свойств по сравнению с вольфрамовыми и вольфрам-молибденовыми, что обусловлено повышенной растворимостью молибдена в аустените и формированием более мелких карбидов при термической и термомеханической обработке. Дополнительное улучшение свойств поверхностных слоев, сформированных плазменной наплавкой быстрорежущими сталями, достигается за счет использования внешних энергетических воздействий плазмой, лазерным облучением, электронными и ионными пучками, модифицирующих поверхность [11 – 19]. Для выявления природы и механизмов формирования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры при изготовлении и последующей термической обработке покрытий молибденовых быстрорежущих сталей необходимы высокоинформативные методы современного физического материаловедения и, в первую очередь, просвечивающей электронной микроскопии [4; 7; 15; 16]. В отечественной и зарубежной литературе подобных исследований крайне мало, что заметно снижает перспективы практического применения покрытий молибденовых быстрорежущих сталей.

Целью настоящей работы является исследование структурно-фазовых изменений поверхностного слоя быстрорежущей молибденовой стали, сформированного плазменной наплавкой на среднеуглеродистую сталь под воздействием высокотемпературного отпуска.

### Материалы и методы исследования

Для формирования наплавленного слоя использовали порошковую проволоку системы MoCrCoC диаметром 4 мм. Образцы для исследований получали плазменной наплавкой в среде азота на сталь марки 30ХГСА. Режим формирования наплавленного слоя: сварочный ток 145 – 150 А; напряжение на дуге 50 – 55 В; скорость наплавки 18 м/ч, скорость подачи проволоки 60 м/ч; длина дуги 20 мм. Наплавку проводили в четыре слоя общей толщиной примерно 9 – 10 мм.

Химический состав (мас. %) стали марки 30ХГСА следующий: 0,3 С; 0,9 Cr; 0,8 Mn; 0,9 Si, остальное Fe. Химический состав (мас. %) наплавленного слоя соответствует стали марки М9 по SAE-AISI М9 (Т11309) Molybdenum High-Speed Steel: 8,85 Mo; 3,57 Cr; 2,12 Co; 0,05 V; 1,12 Si; 0,56 Mn; 1,05 Al; остальное Fe. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон высшего сорта (ГОСТ 10157–79) с расходом 6 – 8 л/мин; в

качестве защитного газа использовали технически чистый азот (ГОСТ 9293 – 74) с расходом 20 – 22 л/мин. Режимы плазменной наплавки проводили на установке УД-417 [4; 7; 15; 16]. Термическую обработку наплавленного слоя осуществляли при температуре 560 – 580 °С в течение 1 ч.

Для определения фазового состава наплавленного слоя использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-8Н, оснащенный параболическим зеркалом на первичном пучке и позиционно-чувствительным детектором Mythen 2R 1D (640 каналов, размер одного стрипа 50 мкм). Идентификация фазового состава, качественный и количественный фазовый анализ, а также уточнение параметров структуры выполнены при помощи программного комплекса «КДА – Кристаллография и дифракционный анализ» со встроенной картотекой порошковых стандартов (АО ИЦ «Буревестник», версия 2023-01-24-144022.8dec10c0f).

Структуру и элементный состав наплавленного слоя изучали методами сканирующей электронной микроскопии (прибор КУКУ-ЕМ6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом и приставкой для микрорентгеноспектрального анализа элементного состава).

Дефектную субструктуру, элементный и фазовый составы наплавленного слоя исследовали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор JEOL JEM-2100, Япония) [20 – 22]. Метод микродифракционного анализа с привлечением темнопольной методики использовали для изучения фазового состава материала.

### Результаты и их обсуждение

В сформированном плазменной наплавкой материале выявлена поликристаллическая структура с прослойками эвтектики по границам зерен, в объеме которых фиксируются наноразмерные частицы карбидной фазы. Высокотемпературный отпуск не приводит к изменению морфологии структуры.

Атомы молибдена, хрома, алюминия, кислорода и кремния в наплавленном слое распределены неоднородно. Сопоставление взаимного расположения атомов алюминия, кремния и кислорода по картам распределения химических элементов в покрытии позволяет предполагать формирование оксидов алюминия и кремния, а также алюмосиликатов. Выполненная методами микрорентгеноспектрального анализа количественная оценка элементного состава структуры показала, что в объеме зерен основными химическими элементами являются молибден,

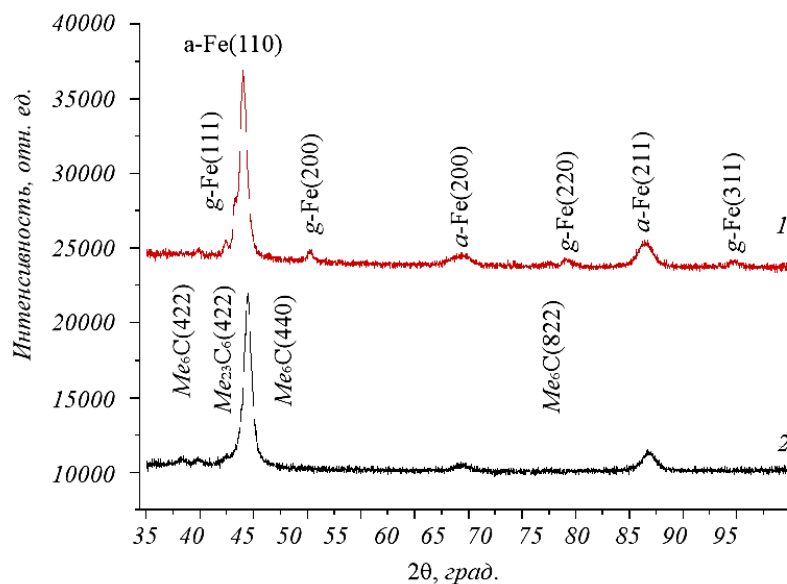


Рис. 1. Рентгенограмма наплавленного слоя в исходном состоянии (1) и после отпуска (2)

Fig. 1. Radiographs of the deposited layer in the initial state (1) and after tempering (2)

углерод, хром и железо, тогда как прослойки по границам зерен обогащены, преимущественно, атомами C, Si, S, V, Cr и Mo. Это свидетельствует о сложном фазовом составе рассматриваемых образований. Выявленные в незначительном количестве включения округлой формы обогащены атомами кислорода и алюминия, что однозначно свидетельствует об образовании оксидов алюминия.

Выполненный анализ рентгенограмм наплавленного слоя до и после высокотемпературного отпуска (рис. 1, см. таблицу) свидетельствует о существенном преобразовании фазового состава наплавленного слоя после отпуска. Во-первых, методами рентгеноструктурного анализа не выявляется остаточный аустенит и карбид железа  $\text{Fe}_2\text{C}$ . Во-вторых, уменьшается параметр кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы, что свидетельствует о

протекании процесса распада твердого раствора на основе  $\alpha$ -Fe. В-третьих, существенно уменьшаются размеры областей когерентного рассеяния  $\alpha$ -фазы и карбида  $\text{Me}_6\text{C}$ , что может указывать на преобразование дефектной субструктуры  $\alpha$ -фазы и выделения наноразмерных частиц карбида  $\text{Me}_6\text{C}$ .

Использованный в настоящей работе высокоинформативный метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) позволил уточнить и однозначно выявить элементный и фазовый составы, морфологию фаз и дислокационную субструктуру наплавленного слоя после термической обработки. Установлено, что в зернах наблюдается структура, характерная для пластинчатого мартенсита закаленной стали. По границам зерен наблюдаются протяженные прослойки, имеющие строение, характерное для эвтектического превращения, то есть по границам зерен

#### Расчетные данные, полученные из рентгенограмм наплавленного слоя Calculated data obtained from radiographs of the deposited layer

Фаза	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
<i>Состояние до отпуска</i>			
$\alpha$ -Fe	65	$a = 2,887$	52
$\gamma$ -Fe	12	$a = 3,598$	34
$\text{Me}_{23}\text{C}_6$	11	$a = 10,466$	23
$\text{Me}_6\text{C}$	7	$a = 11,002$	28
$\text{Fe}_2\text{C}$	5	$a = 2,701$ $c = 4,449$	13
<i>Состояние после отпуска</i>			
$\alpha$ -Fe	85	$a = 2,873$	26
$\text{Me}_{23}\text{C}_6$	9	$a = 10,420$	23
$\text{Me}_6\text{C}$	6	$a = 11,002$	13

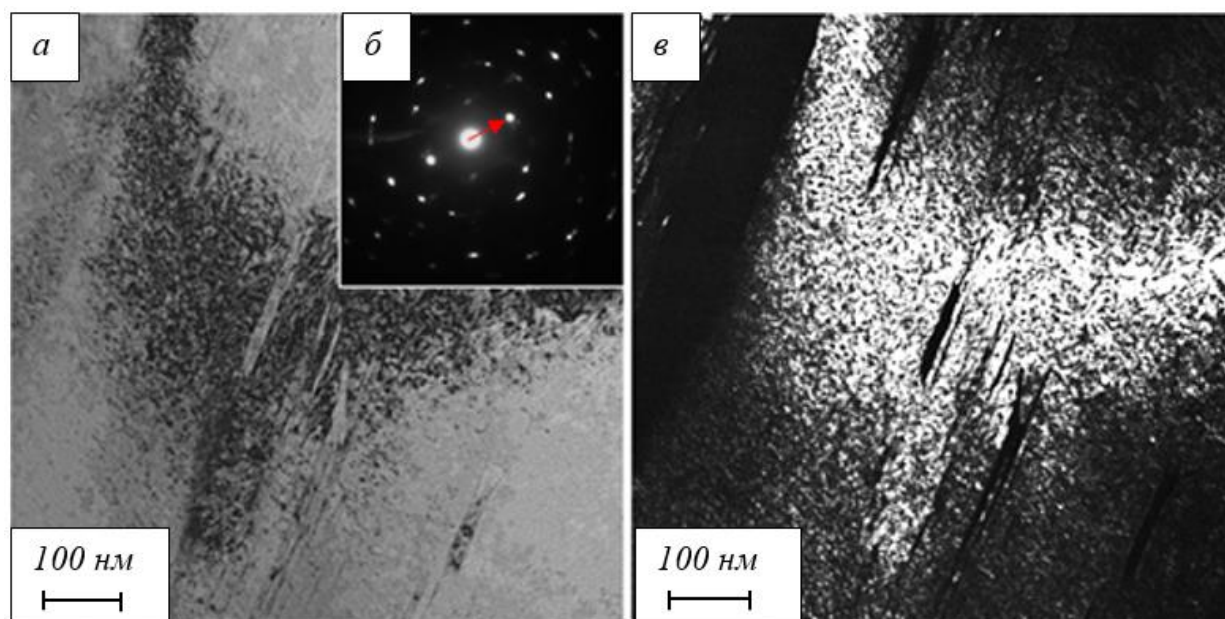


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита после отпуска: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектроннограмма; *в* – темное поле, полученное в рефлексе [110] $\alpha$ -Fe; на поз. *б* стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

Fig. 2. Electron microscopic image of the dislocation substructure of martensite crystals after tempering: *a* – bright field; *b* – microelectron diffraction pattern; *c* – dark field obtained in the [110] $\alpha$ -Fe reflection; in *b* the arrow indicates the reflection in which the dark field was obtained

располагается эвтектика пластинчатого типа (рис. 2). В объеме пластин наблюдается дислокационная субструктура сетчатого типа. Скалярная плотность дислокаций, измеренная методом секущих,  $\langle \rho \rangle = 6,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

При анализе микроэлектроннограмм и темнопольных изображений было установлено, что отпуск наплавленного металла сопровождается частичным превращением остаточного аустенита с образованием по границам пластин мартенсита частиц карбидов железа и хрома (рис. 3, 4). В объеме пластин мартенсита частиц карбидной фазы не обнаружено.

Были проанализированы зерна твердого раствора на основе  $\alpha$ -Fe и зерна эвтектики. Было установлено, что последние являются многофазными образованиями и сформированы прослойками карбидов сложного состава ( $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  или  $\text{Me}_6\text{C}$ ) и  $\alpha$ -фазы. Вдоль межфазных границ раздела и в объеме пластин карбидной фазы (рис. 5) обнаружены микротрещины. Это указывает на то, зерна эвтектики находятся в упруго-напряженном состоянии и могут являться источниками макротрещин, способных привести к разрушению наплавленного материала.

### Выводы

Используя технологию плазменной наплавки порошковой проволокой MoCrCoS диаметром 4 мм в среде азота на среднеуглеродистой стали марки 30ХГСА, сформировано покрытие толщиной примерно 9 – 10 мм. В качестве плазмо-

образующего газа использован аргон. Плазменное покрытие подвергнуто двукратному отпуску при температуре 560 – 580 °С в течение 1 ч. Высокотемпературный отпуск наплавленного слоя не приводит к изменению морфологии структуры наплавки: поликристаллическая структура, сформированная зернами эвтектики и твердого раствора на основе  $\alpha$ -железа. Выявлено формирование в наплавленном слое многофазной структуры, представленной  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами, карбидов сложного состава ( $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Me}_6\text{C}$ ) и железа  $\text{Fe}_3\text{C}$  и хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Основными фазами являются твердый раствор на основе  $\alpha$ -Fe (85 мас. %) и карбиды сложного состава  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  (9 мас. %) и  $\text{Me}_6\text{C}$  (6 мас. %), формирующие зерна эвтектики. Установлено, что отпуск наплавленного слоя сопровождается допревращением остаточного аустенита с образованием по границам кристаллов мартенсита наноразмерных частиц карбидов железа и хрома, способных повысить твердость и износостойкость наплавленного покрытия. Вдоль межфазных границ раздела и в объеме пластин карбидной фазы зерен эвтектики выявлены микротрещины, которые могут инициировать разрушение материала наплавленного слоя при механических нагрузках.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Емелюшин А.Н., Петроченко Е.В., Нефедьев С.П. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы Fe – C – Cr – Mn – Si, дополнительно



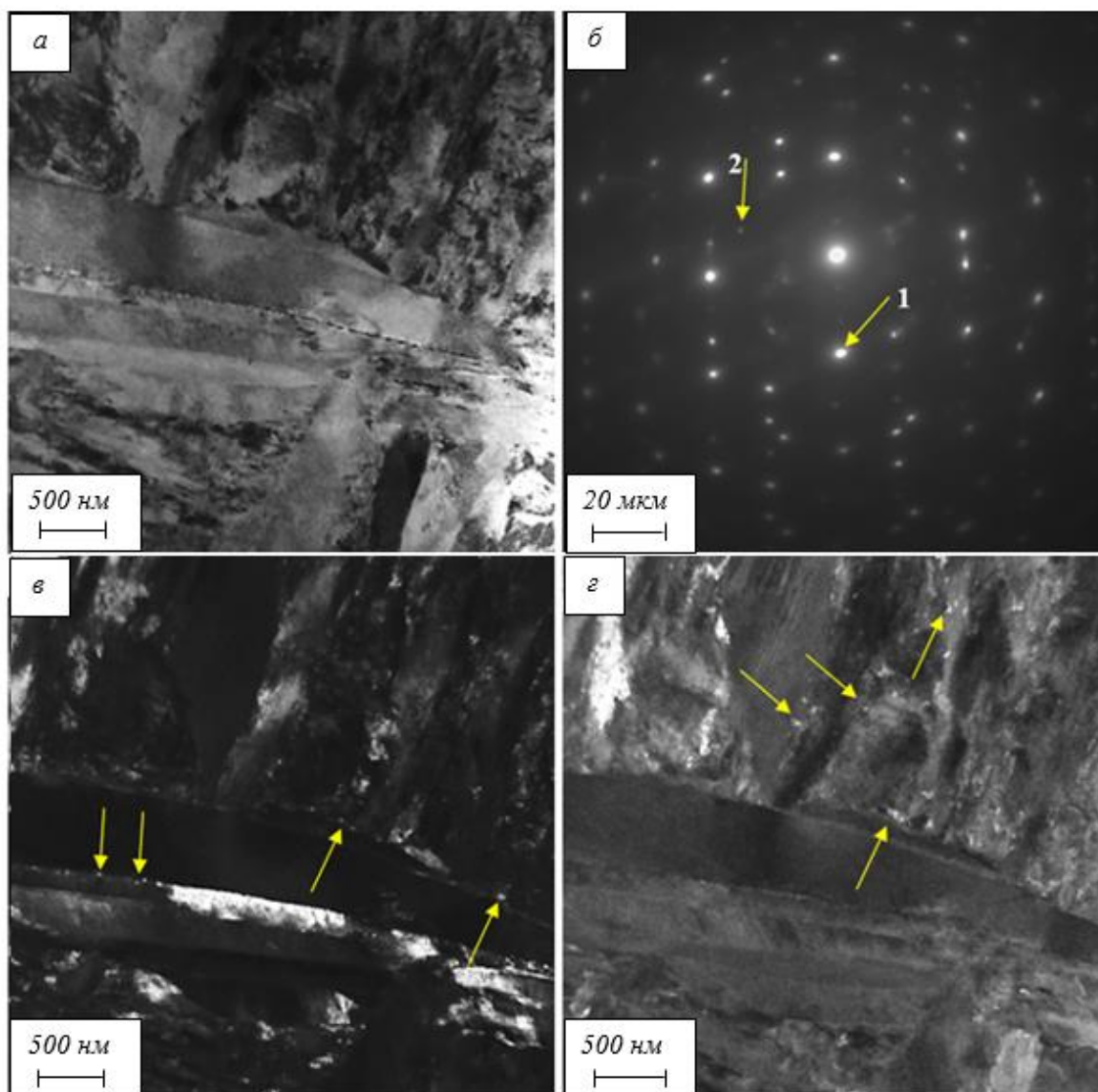


Рис. 3. ПЭМ изображение структуры наплавленного слоя после отпуска:  
 а – светлое поле; б – микроэлектронграмма; в и г – темные поля, полученные в рефлексах  $[112]\alpha\text{-Fe} + [322]\text{Fe}_3\text{C}$  и  $[112]\alpha\text{-Fe} + [631]\text{Cr}_3\text{C}_2$ ; на поз. б стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля для поз. в (1) и г (2); на поз. в, г стрелками указаны частицы карбидной фазы

Fig. 3. TEM image of the structure of the deposited layer after tempering:

а – light field; б – microelectronogram; в and г – dark fields obtained in reflexes  $[112]\alpha\text{-Fe} + [322]\text{Fe}_3\text{C}$  and  $[112]\alpha\text{-Fe} + [631]\text{Cr}_3\text{C}_2$ ; in pos. б the arrows indicate reflexes in which dark fields are obtained for pos. в (1) and г (2); in pos. в, г the arrows indicate the particles of the carbide phase

легированных азотом. *Сварочное производство*. 2011;10:18–22.

2. Нефедьев С.П., Емелюшин А.Н. *Плазменное упрочнение поверхности*. Старый Оскол: ТНТ, 2021;156.
3. Hacisalihoglu I., Yildiz F., Alsaran A. Wear performance of different nitride-based coatings on plasma nitrided AISI M2 tool steel in dry and lubricated conditions. *Wear*. 2017;384-385:159–168.
4. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of

R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7);731–739.

<https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w>

5. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the Fe–C–Cr–Mn–Si system, additionally alloyed with nitrogen. *Welding International*. 2013;27(2):150–153.
6. Kravchenko I.N., Kartsev S.V., Kolomeichenko A.V. et al. Metallurgical Features of Plasma Surfacing with Powder Hard Alloy with Addi-

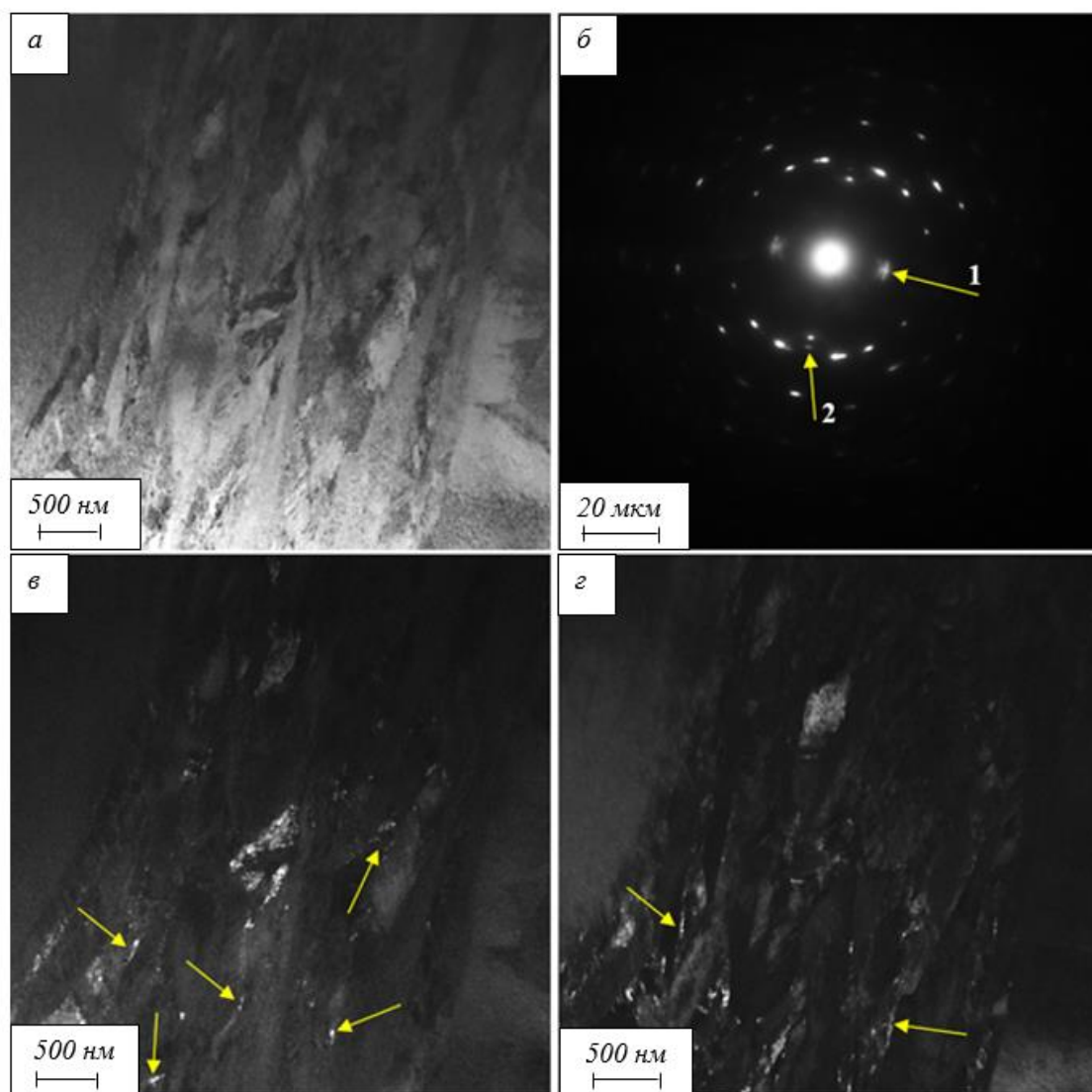


Рис. 4. ПЭМ изображение структуры наплавленного слоя после отпуска:

$a$  – светлое поле;  $b$  – микроэлектронграмма;  $c$  и  $d$  – темные поля, полученные в рефлексах  $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\gamma\text{-Fe} + [320]\text{Cr}_3\text{C}_2$  и  $[002]\alpha\text{-Fe} + [022]\gamma\text{-Fe}$ ; на поз.  $b$  стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля для поз.  $c$  (1) и  $d$  (2); на поз.  $c$  и  $d$  стрелками указаны частицы карбидной фазы,  $\gamma\text{-Fe}$  и прослойки  $\gamma\text{-Fe}$

Fig. 4. TEM image of the structure of the deposited layer after tempering:

$a$  – the light field;  $b$  – the microelectronogram;  $c$  and  $d$  – the dark fields obtained in the reflexes  $[110]\alpha\text{-Fe} + [111]\gamma\text{-Fe} + [320]\text{Cr}_3\text{C}_2$  and  $[002]\alpha\text{-Fe} + [022]\gamma\text{-Fe}$ ; in pos.  $b$  the arrows indicate the reflexes in which the dark fields are obtained for pos.  $c$  (1) and  $d$  (2); in pos.  $c$  and  $d$  the arrows indicate the particles of the carbide phase,  $\gamma\text{-Fe}$  and  $\gamma\text{-Fe}$  interlayers

tion of Aluminum Powder. *Metallurgist*. 2021;64(9-10):1077–1085.

<https://doi.org/10.1007/s11015-021-01089-x>

7. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Yuryev A.B., Minenko S.S., Semin A.P., Chapaikin A.S. Structure, Phase Composition, and Surface Properties of R2M9 High-Speed Steel. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2024;18(6):1395–1400.
8. Кремнев Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009;12(654):13–19. EDN: KZSBKP
9. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов. *MuTOM*. 2008;11:18–28. EDN: KVXKKF
10. Rakhadilov B.K., Wieleba W., Kylyshkanov M.K. et al. Structure and phase composition of high – speed steels. *Bulletin of the Karaganda*

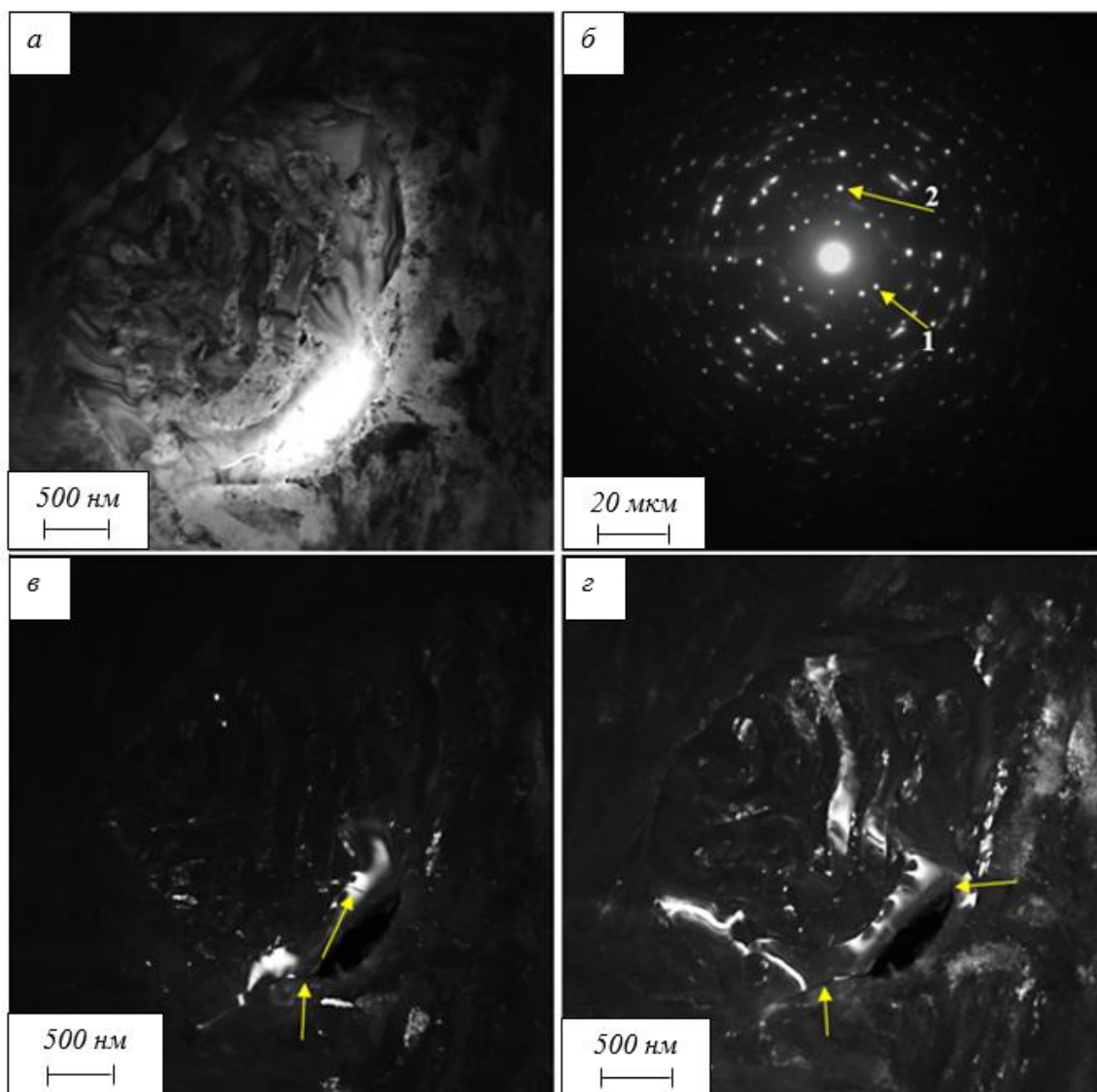


Рис. 5. ПЭМ изображение структуры пластин карбидной фазы с микротрещинами: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронграмма; *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах  $[244]Me_{23}C_6$  и  $[133]Me_{23}C_6$ ; на поз. *б* стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля для поз. *в* (1) и *г* (2); на поз. *в*, *г* стрелками указаны микротрещины, расположенные в объеме пластин карбидной фазы

Fig. 5. TEM image of the structure of carbide phase plates with micro-cracks: *a* – light field; *б* – microelectronogram; *в* and *г* – dark fields obtained in reflexes  $[244]Me_{23}C_6$  and  $[133]Me_{23}C_6$ ; in pos. *б* arrows indicate reflexes in which dark fields are obtained for pos. *в* (1) and *г* (2); in pos. arrows *в*, *г* indicate microcracks located in the volume of the plates of the carbide phase

University. Physics Series. 2020;2(98):83–92.  
<https://doi.org/10.31489/2020Ph2/83-92>

11. Иванов Ю.Ф. Структурные и фазовые превращения в ряде сталей при статическом и динамическом режимах термической обработки. Автореферат дис. докт. ф.-м. наук. Москва, 2002:41.
12. Модификация поверхности металлических материалов низкоэнергетическими сильно-точными электронными пучками / В.П. Ротштейн, Д.И. Проскуровский, Г.Е. Озур, Ю.Ф. Иванов. Новосибирск: СО РАН Наука, 2019:348.
13. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-

плазменной обработке / Под. ред. Н.Н. Коваля, Ю.Ф. Иванова. Томск: НТЛ, 2016:298.

14. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Под ред. Дж. Поута, Г. Фоти, Д. Джекобсона. Москва: Машиностроение, 1987:424.
15. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Миненко С.С., Гусева Т.П., Чапайкин А.С., Семин А.П. Структура и свойства поверхностного слоя, полученного плазменной наплавкой из высокоэнтропийной молибденовой быстрорежущей стали, после комплексной обработки. *Материаловедение*. 2025;6:15–23.
16. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuryev A.B., Minenko S.S., Konovalov S.V. Modification of transition zone structure of high-speed steel sur-



- facing – substrate by electron-beam treatment. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;1(51):43–50.
17. Пайкин А.Г., Шулов В.А., Энгелько В.И. и др. Кратерообразование на поверхности деталей из жаропрочной стали 15X16K5H2MBФAB-III при облучении сильноточными импульсными электронными пучками. *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2006;10:9–14. EDN: HVMOZZ.
  18. Шулов В.А., Пайкин А.Г., Белов А.Б. и др. Модификация поверхности деталей из жаропрочных сталей сильноточными импульсными электронными пучками. *Физика и химия обработки материалов*. 2005;2:61–70. EDN: HSGMVF
  19. Fedorov S., Sharipov Ja., Abrorov A. Increasing the surface stability of the cutting tool through complex machining. *Journal of Physics: Conference Series: II International Scientific Conference on Metrological Support of Innovative Technologies (ICMSIT II-2021)*, St. Petersburg, 2021;1889:22079. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1889/2/022079>
  20. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
  21. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717.
  22. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.
- ### REFERENCES
1. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive wear resistance of Fe–C–Cr–Mn–Si system coatings additionally doped with nitrogen. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2011;10:18–22. (In Russ.).
  2. Nefed'ev S.P., Emelyushin A.N. *Plasma surface hardening*. Staryi Oskol: TNT, 2021;156. (In Russ.).
  3. Hacisalihoglu I., Yildiz F., Alsaran A. Wear performance of different nitride-based coatings on plasma nitrided AISI M2 tool steel in dry and lubricated conditions. *Wear*. 2017;384-385:159–168.
  4. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7);731–739. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02999-w>
  5. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefed'ev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive resistance of coatings of the Fe–C–Cr–Mn–Si system, additionally alloyed with nitrogen. *Welding International*. 2013;27(2):150–153.
  6. Kravchenko I.N., Kartsev S.V., Kolomeichenko A.V. et al. Metallurgical Features of Plasma Surfacing with Powder Hard Alloy with Addition of Aluminum Powder. *Metallurgist*. 2021;64(9-10):1077–1085. <https://doi.org/10.1007/s11015-021-01089-x>
  7. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Yuryev A.B., Minenko S.S., Semin A.P., Chapaikin A.S. Structure, Phase Composition, and Surface Properties of R2M9 High-Speed Steel. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2024;18(6):1395–1400.
  8. Kremnev L.S., Onegina A.K., Vinogradova L.A. Peculiarities of transformations, structure and properties of molybdenum high-speed steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2009;12(654):13–19. (In Russ.). EDN: KZSBKP
  9. Kremnev L.S. The theory of alloying and the creation of heat-resistant tool steels and alloys based on it. *MiTOM*. 2008;11:18–28. (In Russ.). EDN: KVXKKF
  10. Rakhadilov B.K., Wieleba W., Kylyshkanov M.K. et al. Structure and phase composition of high - speed steels. *Bulletin of the Karaganda University. Physics Series*. 2020;2(98):83–92. <https://doi.org/10.31489/2020Ph2/83-92>
  11. Ivanov Yu.F. Structural and phase transformations in a number of steels under static and dynamic heat treatment conditions. Avtoref. dis. dokt. f.-m. nauk. Moscow, 2002:41. (In Russ.).
  12. Rotshtein V.P., Proskurovskii D.I., Ozur G.E., Ivanov Yu.F. *Modification of the surface of metallic materials by low-energy high-current electron beams*. Novosibirsk: SO RAN Nauka, 2019:348. (In Russ.).
  13. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. ed. *Evolution of the structure of the surface layer of steel subjected to electron-ion-plasma treatment*. Tomsk: NTL, 2016:298. (In Russ.).
  14. Pout Dzh., Fot G., Dzhekobson D. ed. *Modification and doping of the surface by laser, ion and electron beams*. Moscow: Mashinostroenie, 1987:424. (In Russ.).
  15. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Minenko S.S., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Semin A.P. Structure and properties of the surface layer obtained by plasma surfacing from high-entropy molybdenum high-speed steel, after complex processing. *Materialovedenie*. 2025;6:15–23. (In Russ.).
  16. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuryev A.B., Minenko S.S., Konovalov S.V. Modification of transition zone structure of high-speed steel surfacing – substrate by electron-beam treatment. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;1(51):43–50.
  17. Paikin A.G., Shulov V.A., Engel'ko V.I. etc. Cratering on the surface of parts made of heat-

resistant steel 15X16K5N2MVFAV-Sh when irradiated with high-current pulsed electron beams. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2006;10:9–14. (In Russ.). EDN: HVMOZZ.

18. Shulov V.A., Paikin A.G., Belov A.B. etc. Modification of the surface of parts made of heat-resistant steels by high-current pulsed electron beams. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2005;2:61–70. (In Russ.). EDN: HSGMVF
19. Fedorov S., Sharipov Ja., Abrorov A. Increasing the surface stability of the cutting tool through complex machining. *Journal of Physics: Conference Series: II International Scientific Conference on Metrological Support of Innovative Technologies (ICMSIT II-2021)*, St. Petersburg, 2021;1889:22079. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1889/2/022079>
20. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
21. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014:717.
22. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016:518.

#### Сведения об авторе:

**Виктор Евгеньевич Громов**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** gromov@physics.sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-5147-5343  
**SPIN-код:** 2834-4090

**Юрий Федорович Иванов**, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН  
**E-mail:** yufi55@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0001-8022-7958  
**SPIN-код:** 7576-4810

**Ирина Викторовна Баклушина**, старший преподаватель, заместитель директора Института открытого образования, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** baklushina\_iv@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0003-4487-3260  
**SPIN-код:** 9087-6310

**Александр Сергеевич Чапайкин**, аспирант, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** thapajkin.s@yandex.ru  
**ORCID:** 0009-0009-8160-7827

**SPIN-код:** 4488-3030

**Роман Евгеньевич Крюков**, д.т.н., доцент, профессор кафедры механики и машиностроения, Сибирского государственного индустриального университета

**E-mail:** rek\_nzrmk@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0002-3394-7941  
**SPIN-код:** 7328-3134

#### Information about the authors:

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

**E-mail:** gromov@physics.sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-5147-5343  
**SPIN-код:** 2834-4090

**Yuri F. Ivanov**, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher, Institute of High-Current Electronics SB RAS

**E-mail:** yufi55@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0003-0271-5504  
**SPIN-код:** 7576-4810

**Irina V. Baklushina**, Senior Lecturer, Deputy Director of the Institute of Open Education, Siberian State Industrial University

**E-mail:** baklushina\_iv@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0003-4487-3260  
**SPIN-код:** 9087-6310

**Aleksandr S. Chapaykin**, Postgraduate Student, Siberian State Industrial University

**E-mail:** thapajkin.s@yandex.ru  
**ORCID:** 0009-0009-8160-7827  
**SPIN-код:** 4488-3030

**Roman E. Kryukov**, Dr. Sci. (Eng.), Associate Professor, Professor of the Department of Mechanics and Mechanical Engineering, Siberian State Industrial University

**E-mail:** rek\_nzrmk@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0002-3394-7941  
**SPIN-код:** 7328-3134

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 12.05.2025

После доработки 27.06.2025

Принята к публикации 01.07.2025

Received 12.05.2025

Revised 27.06.2025

Accepted 01.07.2025

**Оригинальная статья**

УДК 669.539.381.296

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-27-30

**РАЗВИТИЕ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ  
В АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ СО СВАРНЫМ ШВОМ**

© 2025 г. Д. В. Орлова, В. В. Горбатенко, Т. С. Немлиенко, Н. Н. Сороков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 654055, Томск, пр. Академический, 2/4)

**Аннотация.** Создание соединений одно- и разнородных металлов является одним из приоритетных направлений в области получения специальных конструкционных материалов с уникальным сочетанием свойств. Помимо технологий получения неразъемных соединений металлов и сплавов, обладающих ограниченной свариваемостью, активно развиваются технологии аддитивного производства изделий с применением электронного пучка. В связи с развитием новых производственных процессов встает вопрос о влиянии структурно-фазовой неоднородности многослойных материалов на деформационное поведение. В частности, важной научной проблемой является влияние сформированной структурно-фазовой границы раздела в материале на процесс пластической деформации. Исследована кинетика фронтов деформации в алюминий-магний-сплав со структурной неоднородностью в виде шва, полученного сваркой трением с перемешиванием. Установлено, что на кривой деформации в образцах в исходном состоянии и после термической обработки реализуется прерывистое пластическое течение. На кривой деформации в отожженных образцах появляется площадка текучести. При деформировании отожженных образцов область шва разделяет образец на участки основного металла, где происходит деформация Людерса, и зону перемешивания, где не происходит локализации деформации на участке текучести. На стадии прерывистого пластического течения процесс деформации в обоих состояниях происходит локализованно путем зарождения и периодического распространения фронтов деформации по всей рабочей площади образца. Кинетику фронтов можно описать в рамках автоволновой концепции пластической деформации аналогично однородным материалам.

**Ключевые слова:** автоволны, динамическое старение, сварка трением с перемешиванием, цифровая корреляция изображений

**Финансирование.** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект № 24-29-00580, <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>

**Для цитирования:** Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Немлиенко Т.С., Сороков Н.Н. Развитие локализованной деформации в алюминий-магний-сплав со сварным швом. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):27–30. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-27-30](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-27-30)

**FEATURES OF LOCALIZED DEFORMATION IN ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOY  
WITH WELDED SEAM**

© 2025 D. V. Orlova, V. V. Gorbatenko, T. S. Nemlienko, N. N. Sorokov

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (Tomsk, Akademicheskoy Ave., 2/4, 654055, Russian Federation)

**Abstract.** Welding technologies for layer composite are among the research priorities for the development of special structural materials with unique property combinations. A novel technology for producing permanent joints of metals and alloys with limited weldability is electron beam additive manufacturing. The development of new production processes requires the study of the effect of structural and phase heterogeneity in multilayer materials on their deformation behavior. An important scientific topic in this regard is the influence of the formed interface in the material on the process of plastic deformation. The kinetics of deformation fronts in an aluminum-magnesium alloy with structural inhomogeneity in the form of a weld seam obtained by friction stir welding is

investigated. It is found that intermittent plastic flow is realized on the deformation curve in the samples in the initial state and after heat treatment. In addition, a yield plateau appears on the deformation curve in the annealed samples. During deformation of the annealed samples, the weld area divides the sample into sections of the base metal, where the Luders deformation occurs, and a stir zone, where localization of deformation in the yield plateau section does not occur. At the stage of intermittent plastic flow, the deformation process in both states occurs in a localized manner by nucleation and periodic propagation of deformation fronts over the entire working area of the sample. The kinetics of the fronts can be described within the framework of the autowave concept of plastic deformation similarly to homogeneous materials.

**Keywords:** autowaves, dynamic strain aging, friction stir welding, digital image correlation

**Funding.** The study was supported by a grant from the Russian Science Foundation, project No. 24-29-00580, <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>

**For citation:** Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Nemlienko T.S., Sorokov N.N. Features of localized deformation in aluminum-magnesium alloy with welded seam. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):27–30. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-27-30](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-27-30)

## Введение

Локализация пластического течения происходит в моно- и поликристаллических материалах на всех стадиях нагружения от упругопластического перехода до разрушения и на всех пространственно-временных и структурных уровнях [1 – 4]. Наличие активных центров локализованного пластического течения на макроскопическом уровне, а также данные о закономерностях их зарождения и развития привели к введению представлений об автоволновой природе локализованного пластического течения [5 – 7]. Согласно этой модели развитие пластической деформации (начиная с упругопластического перехода и вплоть до разрушения) представляет собой распространение различных автоволновых мод локализованной деформации, которое происходит в соответствие со стадиями кривой нагружения. Установлено, что если упругопластический переход происходит путем формирования полосы (деформационная кривая содержит площадку текучести), то ему соответствует распространение автоволны переключения локализованной пластичности [5]. В работах [8; 9] было показано, что также как в железоуглеродистых материалах упругопластический переход можно реализовать в отожженном алюминиево-магниево-сплаве. В зависимости от скорости нагружения упругопластический переход может быть монотонным или скачкообразным, то есть обусловленным как автоволной переключения, так и автоволной возбуждения.

Пробелом автоволновой концепции является ограниченное количество исследований по установлению механизмов развития локализации деформации в структурно-неоднородных материалах. Такой неоднородностью может служить

сварной шов в материале. В настоящее время сварка трением с перемешиванием (СТП) применяется к сплавам магния и алюминия, которые трудно соединяются традиционными методами сварки плавлением. СТП представляет собой способ соединения металлов в твердом состоянии, при котором две смежные пластины подвергаются интенсивной пластической деформации движущимся инструментом при температурах ниже температуры плавления [10 – 13]. На микроскопическом уровне в таком случае неизбежно формируется структурная и текстурная неоднородности в материале соединения [14 – 16]. В свою очередь, она будет влиять на характер деформирования образца или изделия, а также на формирование автоволн локализованной пластичности.

Целью настоящей работы является исследование кинетики локализованных фронтов пластичности в сплаве на основе алюминия со структурной неоднородностью в виде сварного шва.

## Методы и принципы исследования

Исследования проводили на плоских образцах типа dog bone, вырезанных электроэрозионным способом из холоднокатаного листа сплава Al – 5Mg толщиной 2 мм. Размеры рабочей части образцов 50 × 10 мм. В процессе сварки трением с перемешиванием был осуществлен проход по основному металлу, имитирующий сварной шов, расположенный в центре рабочей части образца (рис. 1). Ширина зоны шва составляла 15 мм. Часть образцов подвергали отжигу при температуре  $T$  673 К в течение 3 ч в воздушной печи. В таком случае на деформационной кривой растяжения проявляется площадка текучести.

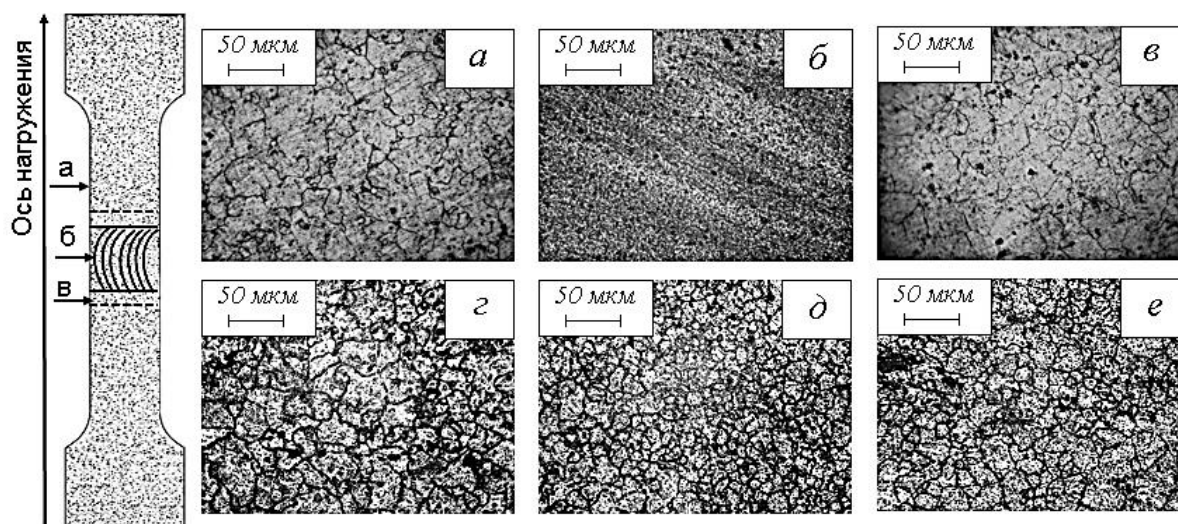


Рис. 1. Микроструктура исследуемого сплава со сварным швом в исходном состоянии (а – в) и после термической обработки (z – e)

Fig. 1. Microstructure of the investigated alloy with a weld in the initial state (a – в) and after heat treatment (z – e)

Подготовленные образцы испытывали на универсальной испытательной машине Walter + Bai AG серии LFM-125 при комнатной температуре и скоростях перемещения подвижного захвата 0,02 – 2,00 мм/мин. При указанных размерах образцов это соответствует скоростям деформирования в пределах от  $6,67 \cdot 10^{-6}$  до  $6,67 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . В процессе растяжения с помощью цифровой видеокамеры Point Grey FL3-GE-50S5M-C с разрешением  $2448 \times 2048$  пиксел проводили последовательную запись цифровых спекл-изображений образца. Скорость записи можно было варьировать в интервале от 2 до 25 кадров в секунду. Апостериорную обработку последовательности цифровых изображений осуществляли методами DIC [17] или цифровой статистической спекл-фотографии [18], которая позволяла зафиксировать очаги локализованной пластичности и визуализировать кинетику их движения путем построения хронограмм.

### Результаты и обсуждение

В процессе СТП формируется микроструктурная неоднородность, состоящая из зон перемешивания (ЗП), термомеханического воздействия (ЗТМВ) и основного металла (ОМ) (рис. 1, а – в). В зоне перемешивания материал подвергается высокой пластической деформации при достаточно высокой температуре (до  $0,5T_{\text{пл}}$ ) [10 – 12]. В результате происходит измельчение зерна до нескольких микрометров и растворение частиц вторичных фаз за счет непрерывной динамической рекристаллизации [14].

Последующая термическая обработка образцов после СТП привела к огрублению структуры и росту зерна за счет статической рекристаллизации. На рис. 1, z – e представлена микроструктура характерных зон образца со сварным швом

после термической обработки в продольном сечении. Зона перемешивания представляет собой мелкозернистую структуру со средним размером зерна  $15 \pm 7 \text{ мкм}$  (рис. 1, д). Зона основного металла представляет собой типичную структуру алюминий-магниевого сплава, представляющую собой конгломерат хаотично распределенных равноосных зерен размером  $30 \pm 8 \text{ мкм}$  (рис. 1, z). В зоне термомеханического влияния (области непосредственно прилегающей к зоне перемешивания) зерна в продольном сечении имеют размер  $22 \pm 9 \text{ мкм}$  (рис. 1, e). В ЗТМВ материал подвергается небольшим деформациям при сравнительно низких температурах, в отличие от ЗП [11; 14]. Динамическая рекристаллизация в этой микроструктурной области протекает не в полной мере, материал характеризуется относительно высокой плотностью остаточных дислокаций.

Исследование микротвердости сварного соединения после термической обработки показало, что самая большая твердость (0,85 ГПа) соответствует зоне термомеханического влияния, что превышает значение в зоне перемешивания (примерно 0,80 ГПа). Основной металл при этом имеет твердость 0,75 ГПа.

На рис. 2 представлены кривые нагружения исследуемого сплава со швом в исходном состоянии и после термической обработки со скоростью нагружения 0,2 мм/мин. В отожженном состоянии на диаграмме присутствует площадка текучести, которая сменяется стадией прерывистой текучести. Кинетику фронтов деформации на площадке текучести и прерывистой текучести изучали с использованием метода цифровой корреляции изображений (DIC). На рис. 3 представлены хронограммы движения фронтов деформации сплава

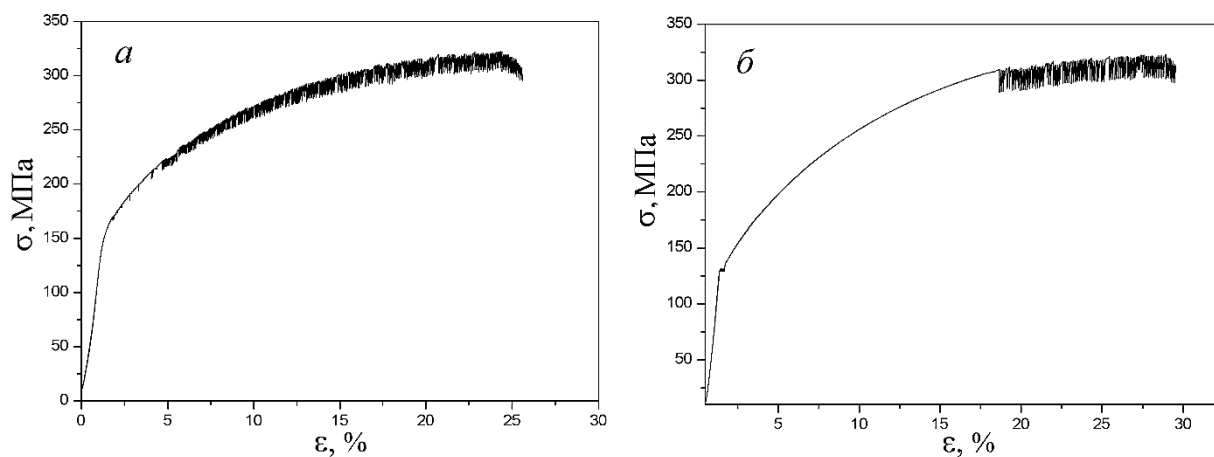


Рис. 2. Кривые деформации алюминиево-магниевого сплава в исходном состоянии (а) и после термической обработки (б)  
Fig. 2. Deformation curves of aluminum-magnesium alloy in the initial state (a) and after heat treatment (б)

Al – Mg в исходном состоянии и после термической обработки.

В образце в исходном состоянии на стадии прерывистого течения процесс деформации происходит локально путем зарождения и распространения фронтов деформации (рис. 3, а). Видно, что фронты деформации периодически проходят через всю рабочую область образца, независимо от наличия структурной неоднородности в виде сварного шва. В рамках автоволновой концепции такое движение фронтов соответствует автоволне возбуждения [5; 9].

В момент времени примерно 40 с на границах сварного шва с координатами  $x_1$  и  $x_2$  (15 и 30 мм) возникают монотонно движущиеся фронты локализации деформации (рис. 3, б), которые перемещаются по основному металлу к захватам. Такое движение фронтов свойственно гладкой площадке текучести без осциллирующих скачков напряжений (рис. 2, б). В рамках автоволновой концепции движение фронтов на гладкой площадке текучести соответствует автоволне переключения [5; 9; 19]. Следует отметить, что распространения фронтов Людерса по всей площадке

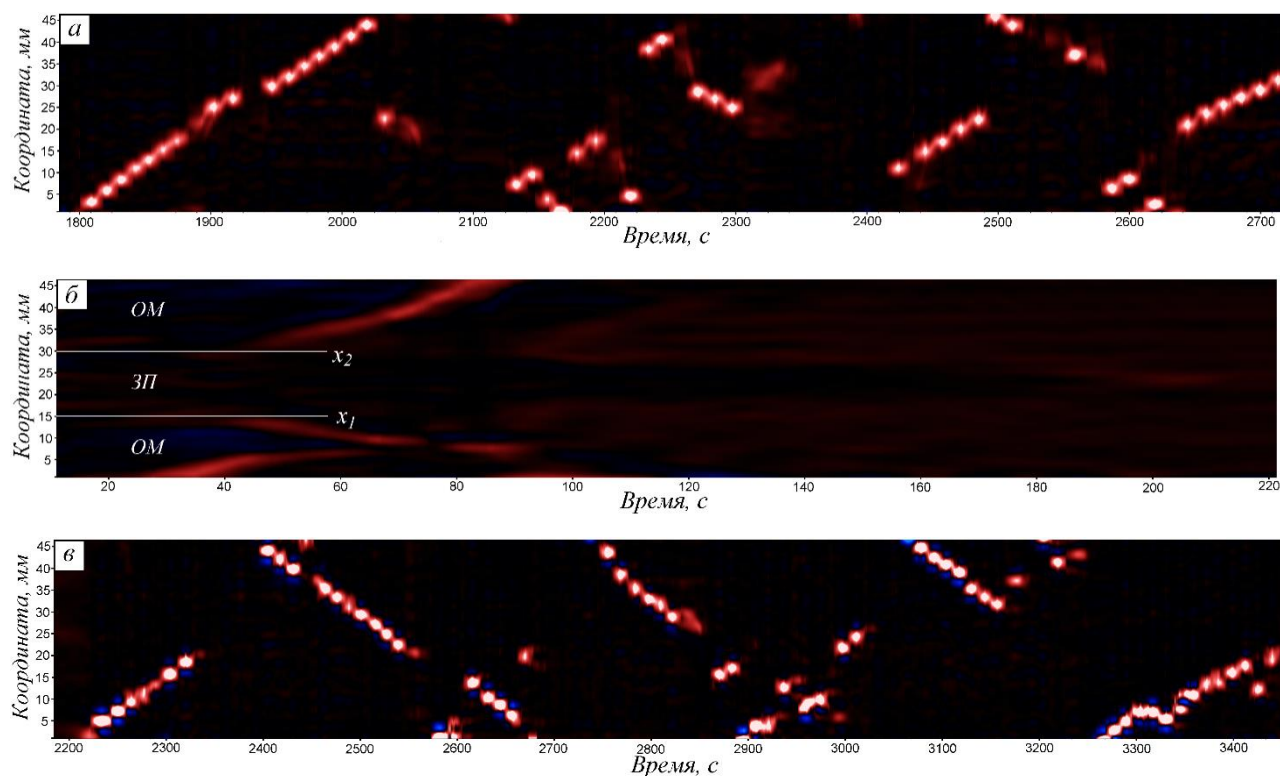


Рис. 3. Хронограммы фронтов в сплаве в исходном состоянии (а), в отожженном состоянии на площадке текучести (б) и при прерывистом пластическом течении (в)  
Fig. 3. Chronograms of fronts in the alloy in the initial state (a), in the annealed state on the yield plateau (б) and on the serrated plastic flow (в)

текучести в зоне перемешивания не происходит. На стадии прерывистого течения границы деформации сварного шва перестают влиять на формирование фронтов, они начинают распространяться по всей рабочей части образца (рис. 3, в) аналогично исходному состоянию.

Таким образом, кинетика деформационных фронтов сплава на основе алюминия со структурной неоднородностью в виде сварного шва аналогична однородному состоянию. В работах [8; 20] было показано, что деформация Людерса в сплаве Al – Mg на микроскопическом уровне контролируется термически активируемым движением дислокаций, где в качестве барьеров выступают неподвижные дислокации «леса», а также дополнительным закреплением дислокаций за счет диффузионного осаждения на них примесных атомов замещения магния. Кинетика фронтов Людерса контролируется параметрами  $t_w$  и  $t_a$ , которые являются соответственно временем остановки дислокаций на барьерах и динамического деформационного старения остановленных дислокаций. Движение фронтов деформации становится дискретным, когда скоростные условия обеспечивают сравнимые значения  $t_w$  и  $t_a$ ; в противном случае их движение является монотонным. Если фронт деформации движется дискретно, он представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности, период рефрактерности которой равен  $t_a$ . Если  $t_a \gg t_w$ , тогда фронт движется монотонно и является автоволной переключения локализованной пластичности.

### Выводы

Термическая обработка ( $T = 673$  К в течение 3 ч) образцов алюминиево-магниевого сплава со структурной неоднородностью в виде шва, полученного сваркой трением с перемешиванием, приводит к появлению площадки текучести на деформационной кривой. В то время, как в исходном состоянии на диаграмме  $\sigma - \epsilon$  реализуется только прерывистое пластическое течение.

На микроскопическом уровне в образцах после термической обработки формируется структурная неоднородность, состоящая из зон перемешивания, термомеханического воздействия и основного металла. Микротвердость 0,85 ГПа, соответствующая зоне термомеханического влияния, превышает значение (примерно 0,80 ГПа) в зоне перемешивания. Основной металл при этом имеет твердость 0,75 ГПа.

На макроскопическом уровне при деформировании отожженных образцов область шва разделяет их на участки основного металла, где протекает деформация Людерса, и зону перемешивания, где не происходит локализации деформации на участке площадки текучести. Зоны термомеханического влияния, обладающие повышенной микротвердо-

стью по сравнению с основным металлом и зоной перемешивания, являются источниками деформационных фронтов Людерса.

На стадии прерывистого пластического течения процесс деформации в обоих состояниях происходит локализовано зарождением и периодическим распространением фронтов деформации по всей рабочей поверхности образца.

Деформационные фронты могут двигаться дискретно (прерывистое течение) или монотонно (площадка текучести) на всем этапе нагружения. Формирование автоволн локализованной деформации переключения или возбуждения, которые реализуют движения фронтов, определяется соотношением характерного времени динамического деформационного старения. Если фронт деформации движется дискретно, он представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности, период рефрактерности которой равен  $t_a$ . Если  $t_a \gg t_w$ , тогда фронт движется монотонно и является автоволной переключения локализованной пластичности.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Аверков В.А., Денисов А.А. Кинетика и морфология полос деформации на начальной стадии потери устойчивости пластического течения сплава АМг6. *Деформация и разрушение материалов*. 2009;8:23–30.
2. Панин В.Е., Дерюгин Е.Е. Мезомеханика формирования полосовых структур на мезо- и макромасштабных уровнях. *Физика металлов и металловедение*. 2003;6:1–15.
3. Benallal A., Berstad T., Børvik T., Hopperstad O.S., Koutiri I., Nogueira de Codes R. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin–Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*. 2008;24:1916–1945. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.008>
4. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели. *Вестник ПНИПУ*. 2014;3:186–232. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2014.3.10>
5. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. *Физика неоднородного пластического течения*. Москва: Физматлит, 2024:320.
6. Zuev L. B., Barannikova S. A., Danilov V. I., Gorbatenko V. V. Plasticity: from Crystal Lattice to Macroscopic Phenomena. *Progress in Physics of Metals*. 2021;22:3–57. <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
7. Зуев Л.Б. *Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды*. Москва: Физматлит, 2018:208.



8. Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Effect of temperature on the kinetics of localized plasticity autowaves in Lüders deformation. *Metals*. 2023;13:773. <https://doi.org/10.3390/met13040773>
9. Danilov V.I., Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Orlova D.V., Danilova L.V. Autowave description of the Lüders and Portevin-Le Chatelier phenomena *Russian Physics Journal*. 2022;65(7):1411–1418. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02784-9>
10. Гусарова А.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Бакшаев В.А., Никитин Ю.В. Влияние направления проката АМг5 на микроструктуру и свойства сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием. *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2020;22(4):124–136. <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2020-22.4-124-136>
11. Калинин А.А., Миронов С.Ю., Высоцкий И.В., Малафеев С.С. Влияние режима сварки трением с перемешиванием на термическую стабильность сплава АД33. *Frontier Materials and Technologies*. 2022;1:31–39. <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-1-31-39>
12. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*. 2014;318:130–134. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
13. Kumar K., Kailas Satish V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;485(1-2):367–374. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.013>
14. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering: Reports*. 2005;50:1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
15. Jacquina D., Guillemot G. A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminium alloys and their modelling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;288:16706. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116706>
16. Rigney D.A Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. *Wear*. 2000;245(1-2):1–9. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00460-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00460-9)
17. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements-Basic Concepts, Theory and Applications*. Berlin: Springer; 2009:317. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>
18. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*. 2010;21(5):054014. <https://doi.org/10.1088/0957-0233/21/5/054014>
19. Данилов В.И., Смирнов А.Н., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В. Деформация Людерса в сварных соединениях. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(2):128–134.
20. McCormick P.G. A Model for the Portevin-Le Chatelier Effect in Substitutional Alloys. *Acta Metallurgica*. 1972;20(3):351–354. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(72\)90028-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(72)90028-4)

## REFERENCES

1. Shibkov A.A., Zolotov A.E., Mikhlik D.V., Zheltov M.A., Shuklinov A.V., Averkov V.A., Denisov A.A. Kinetics and morphology of deformation bands at the initial stage of loss of plastic flow stability of AMg6 alloy. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*. 2009;8:23–30. (In Russ.).
2. Panin V.E., Deryugin E.E. Mesomechanics of formation of band structures at meso- and macroscale levels. *Fizika metallov i metallurgiya*. 2003;6:1–15. (In Russ.).
3. Benallal A., Berstad T., Børvik T., Hopperstad O.S., Koutiri I., Nogueira de Codes R. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in the presence of the Portevin-Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*. 2008;24:1916–1945. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.008>
4. Trusov P.V., Chechulina E.A. Intermittent yielding: physical mechanisms, experimental data, macrophenomenological models. *Vestnik PNIPU*. 2014;3:186–232. (In Russ.). <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2014.3.10>
5. Zuev L.B., Khon Yu.A., Gorbatenko V.V. *Physics of Inhomogeneous Plastic Flow*. Moscow: Fizmatlit, 2024:320. (In Russ.).
6. Zuev L.B., Barannikova S. A., Danilov V. I., Gorbatenko V.V. Plasticity: from Crystal Lattice to Macroscopic Phenomena. *Progress v fizike metallov*. 2021;22:3–57. (In Russ.). <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
7. Zuev L.B. *Autowave Plasticity. Localization and Collective Modes*. Moscow: Fizmatlit, 2018:208. (In Russ.).
8. Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Effect of temperature on the kinetics of localized plasticity autowaves in Lüders deformation. *Metals*. 2023;13:773. <https://doi.org/10.3390/met13040773>
9. Danilov V.I., Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Orlova D.V., Danilova L.V. Autowave description of the Lüders and Portevin-Le Chatelier phenomena. *Russian Physics Journal*. 2022;65(7):1411–1418. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02784-9>
10. Gusarova A.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Nikitin Yu.V. Influence of the



- rolling direction of AMg5 on the microstructure and properties of welded joints obtained by friction stir welding. *Metalloobrabotka (tekhnologiya, oborudovaniye, instrument)*. 2020;22(4):124–136. (In Russ.). <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2020-22.4-124-136>
11. Kalinenko A.A., Mironov S.Yu., Vysotsky I.V., Malafeev S.S. Influence of the friction stir welding mode on the thermal stability of the AD33 alloy. *Frontier Materials and Technologies*. 2022;1:31–39. <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-1-31-39>
  12. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*. 2014;318:130–134. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
  13. Kumar K., Kailas Satish V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;485(1-2):367–374. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.013>
  14. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering: Reports*. 2005;50:1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
  15. Jacquin D., Guillemot G. A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminum alloys and their modeling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;288:16706. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116706>
  16. Rigney D.A. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. *Wear*. 2000;245(1-2):1–9. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00460-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00460-9)
  17. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements-Basic Concepts, Theory and Applications*. Berlin: Springer; 2009:317. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>
  18. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*. 2010;21(5):054014. <https://doi.org/10.1088/0957-0233/21/5/054014>
  19. Danilov V.I., Smirnov A.N., Gorbatenko V.V., Orlova D.V., Danilova L.V. Luders deformation in welded joints. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2018;61(2):128–134. (In Russ.).
  20. McCormick P.G. A Model for the Portevin- Le Chatelier Effect in Substitutional Alloys. *Acta Metallurgica*. 1972;20(3):351–354. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(72\)90028-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(72)90028-4)
- Сведения об авторах:**  
**Дина Владимировна Орлова**, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**ORCID:** 0000-0003-0068-2542  
**E-mail:** dvo@ispms.ru
- Вадим Владимирович Горбатенко**, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**ORCID:** 0000-0001-6464-6159  
**E-mail:** gvv@ispms.ru
- Тимур Сергеевич Немлиенко**, студент, инженер-исследователь лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**ORCID:** 0009-0005-2203-7351  
**E-mail:** tsn4@tpu.ru
- Николай Николаевич Сороков**, студент, лаборант-исследователь лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**ORCID:** 0009-0009-9901-9089  
**E-mail:** sorokov105@gmail.com
- Information about the authors:**  
**Dina V. Orlova**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences  
**ORCID:** 0000-0003-0068-2542  
**E-mail:** dvo@ispms.ru
- Vadim V. Gorbatenko**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences  
**ORCID:** 0000-0001-6464-6159  
**E-mail:** gvv@ispms.ru
- Timur S. Nemlienko**, student, research engineer of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences  
**ORCID:** 0009-0005-2203-7351  
**E-mail:** tsn4@tpu.ru
- Nikolay N. Sorokov**, student, laboratory research assistant of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences  
**ORCID:** 0009-0009-9901-9089  
**E-mail:** sorokov105@gmail.com
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 02.04.2025  
После доработки 29.05.2025  
Принята к публикации 02.06.2025

Received 02.04.2025  
Revised 29.05.2025  
Accepted 02.06.2025

## Оригинальная статья

УДК 691:678.686

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-34-42

## СИНТЕТИЧЕСКИЙ ВОЛЛАСТОНИТ И ДИОПСИД НА ОСНОВЕ ЗОЛЫ РИСОВОЙ ШЕЛУХИ КАК НАПОЛНИТЕЛИ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

© 2025 г. А. Г. Соколова<sup>1</sup>, Е. М. Готлиб<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет (Россия, 129337, Москва, Ярославское шоссе, 26)

<sup>2</sup>Казанский национальный исследовательский технологический университет (Россия, 420015, Республика Татарстан, Казань, ул. Карла Маркса, 68)

**Аннотация.** Природные волластонит и диопсид являются уникальными наполнителями для создания эффективных полимерных композитных материалов с улучшенными механическими свойствами. Ввиду их высокой стоимости и дефицитности на отечественном рынке, актуально получение данных кальций-магниевых силикатов (КМС) путем твердофазного синтеза из недорогого сырья (сельскохозяйственных многотоннажных отходов рисового производства). Были изучены фазовый состав и свойства синтетических волластонита и диопсида, а также оценено их влияние на эксплуатационные свойства наполненных эпоксидных материалов. Проведены исследования по определению фазового состава, пористости, кислотно-основных свойств синтезированных наполнителей, оценено влияние данных характеристик на эксплуатационные свойства наполненных эпоксидных композиций. По своему фазовому составу синтетические волластонит и диопсид существенно отличаются. Синтетический волластонит в качестве побочной фазы содержит ларнит. По сравнению с диопсидом он обладает значительно большей удельной поверхностью пор и на порядок больший общий объем пор из-за более низкой температуры его твердофазного синтеза и примесей кристаллических диоксидов кремния. Было установлено, что наполнение силикатами приводит к образованию более организованной структуры полимерной матрицы. Полученные кальций-магниевые силикаты представляют собой эффективные наполнители композитных эпоксидных материалов, присутствие которых в композиции обеспечивает повышенную твердость, адгезионную прочность, износостойкость, снижают коэффициент статического трения, то есть улучшают трибологические свойства наполненных эпоксидных материалов, которые могут быть успешно применены в машиностроении.

**Ключевые слова:** эпоксидные композиции, фазовый состав, твердость, износостойкость, коэффициент трения, пористость, синтетический волластонит, диопсид

**Для цитирования:** Соколова А.Г., Готлиб Е.М. Синтетический волластонит и диопсид на основе золы рисовой шелухи как наполнители эпоксидных композиционных материалов. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53);34–42. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-34-42](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-34-42)

## Original article

## SYNTHETIC WOLLASTONITE AND DIOPSIDE ON THE BASE OF RICE HUSK ASH AS FILLERS OF EPOXY COMPOSITE MATERIALS

© 2025 A. G. Sokolova<sup>1</sup>, E. M. Gotlib<sup>2</sup><sup>1</sup>National Research Moscow State University of Civil Engineering (26 Yaroslavskoye shosse, Moscow, 129337, Russian Federation)<sup>2</sup>Kazan National Research Technological University (68 Karl Marx street, Kazan, Republic of Tatarstan, 420015 Russian Federation)

**Abstract.** Natural wollastonite and diopside are unique fillers for the construction of efficient polymer composite materials with improved mechanical properties. Due to their high cost and scarcity in the domestic market, it is important to obtain these calcium-magnesium silicates (KMS) by solid-phase synthesis from inexpensive raw materials (agricultural high-tonnage rice production waste). The phase composition and properties of synthetic wollastonite and diopside were studied, and their effect on the performance properties of filled epoxy materials was evaluated. Studies have been conducted to determine the phase composition, porosity, and acid-base properties of synthesized fillers, and the effect of these characteristics on the performance properties of filled epoxy compositions has been evaluated. Synthetic wollastonite and diopside differ significantly in their phase composition. Synthetic wollastonite contains larnite as a side phase. Compared with diopside, it has a significantly larger specific pore surface and an order of magnitude larger total pore volume due to the lower temperature of its solid-phase synthesis and impurities of crystalline silicon dioxides. It was found that filling with silicates leads to the formation of a more organized polymer matrix structure. The obtained calcium-magnesium silicates are effective fillers of composite epoxy materials, the presence of which in the composition provides increased hardness, adhesive strength, wear resistance, reduces the coefficient of static friction, that is, improves the tribological properties of filled epoxy materials, which can be successfully used in mechanical engineering.

**Keywords:** epoxy composites; phase composition; hardness; wear resistance; friction coefficient; porosity; synthetic wollastonite; diopside

**For citation:** Sokolova A.G., Gotlib E.M. Synthetic wollastonite and diopside on the base of rice husk ash as fillers of epoxy composite materials. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):34–42. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-34-42](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-34-42)

**Введение**

Волластонит- и диопсид-содержащие наполнители представляют интерес для производства строительной, радиотехнической, электроизоляционной продукции, санитарных изделий и биокерамики, а также широко применяются при производстве сухих строительных смесей и полимерных композитов [1 – 3]. Природный силикат кальция ( $\text{CaSiO}_3$ ) волластонит содержит повторяющиеся и переплетающиеся тройные четырехгранники кварца, которые формируют цепочки, соединяющиеся через кальций по сторонам, образуя тем самым восьмигранники. При такой структуре волластонит обладает высокой твердостью и прочностью, что делает его эффективным материалом для многих промышленных приложений.

Диопсид ( $\text{CaMgSi}_2\text{O}_6$ ) – минерал группы пироксенов, обладающий рядом уникальных физико-химических свойств, что позволяет использовать его в качестве декоративного камня для

облицовки стен и пола, в металлургической и стекольной промышленности для защиты оборудования от высоких температур, в машиностроении и металлообработке в качестве абразивов для шлифовки и полировки различных поверхностей.

Ввиду ограниченности месторождений рассматриваемых кальций-магнелиевых силикатов (КМС) в России в Приморском крае и Свердловской области, сложности их добычи, высокой стоимостной составляющей транспортной логистики представляется целесообразным синтез КМС из недорогого и доступного местного сырья, в том числе отходов промышленности [4].

Использование в качестве источника аморфного оксида кремния  $\text{SiO}_2$  рисовой шелухи (многоотоннажный отход рисового производства) представляет несомненный интерес для исследователей в области материаловедения [5]. Ежегодно в мире образуется около 600 млн т отходов обмолота риса, загрязняющих окружающую

среду. Аморфный кремнезем в составе рисовой шелухи обладает высокой химической стабильностью, низкой растворимостью, биологической инертностью, обладая при этом микродисперсной структурой, что делает ее высоко эффективным наполнителем композитных материалов.

Сжигание рисовой шелухи позволяет получить тепловую энергию, которую можно использовать для обогрева помещений или генерации электричества. В золе рисовой шелухи (ЗРШ) содержится порядка 16 – 18 %  $\text{SiO}_2$ , она не распадается в земле, что делает ее переработку актуальной.

Синтетические волластонит и диопсид, полученные методом твердофазного синтеза, перспективно применять для наполнения эпоксидных полимеров, так как эффективными компонентами композиционных материалов на их основе являются силикаты разного фазового состава [6; 7]. Твердофазный синтез является предпочтительным методом ввиду меньших энергозатрат и отсутствия негативного воздействия на окружающую среду.

Несмотря на большое количество научных работ, посвященных модификации полимерных материалов волластонитом и диопсидом [7; 8], систематические исследования влияния их фазового и гранулометрического состава, пористости и других свойств на оказываемый им модифицирующий эффект ограничены.

Целью настоящей работы является изучение фазового состава, пористости, кислотно-основных свойств синтетических волластонита, а также оценка их влияния на эксплуатационные свойства наполненных эпоксидных материалов.

### Методы и принципы исследования

Синтез кальций магниевых силикатов проводили в электрической лабораторной муфельной печи методом твердофазного синтеза из рисовой шелухи, полученной обжигом при температуре 500 °С, доломита для стекольной промышленности (СД) (ГОСТ 23672 – 2020) и известняка (ГОСТ 26826 – 86). В качестве плавня при получении СД была использована 5 %-ная борная кислота (ГОСТ 18704 – 78).

Синтетический волластонит (СВ) получали изотермической выдержкой компонентов при температурах 900 и 1100 °С в течение 3 ч.

В качестве связующего для получения композиционных полимерных материалов, наполняемых СД и СВ, была использована эпоксидно-диановая смола марки ЭД-20 (ГОСТ 10587 – 84), отвержденная аминоалкилфенолом АФ-2 (ТУ 2494-052-00205423 – 2004) при комнатной температуре в течение 7 сут.

Рентгенографический количественный фазовый анализ (РКФА) исследуемых образцов синтезированных наполнителей проводили на многофункциональном дифрактометре Rigaku SmartLab. Параметры съемки: угловой интервал от 3 до 6°; шаг сканирования 0,02.

Удельную площадь поверхности пор исследуемых наполнителей оценивали по адсорбции газа по методу Брунауэра, Эммета и Теллера (метод BET – ISO 9277:2010) на приборе Quantachrome Nova 1200e.

Элементный состав образцов наполнителей КМС проводили на растровом микроскопе Jeol JSM7001F, оборудованном энергодисперсионным детектором Oxford INCA X-max 80.

Силикаты дегазировали при температуре 150 °С в течение 3 ч при давлении в вакууме 2 Па. Величину рН водных суспензий образцов синтезированных наполнителей определяли на комбинированном измерителе SevenMulti, оборудованном датчиком рН InLab ExpertPro в соответствии с ГОСТ 22567.5 – 93.

Износостойкость образцов эпоксидных материалов оценивали на вертикальном оптиметре ИЗВ-1. Адгезию эпоксидных покрытий оценивали методом отрыва от стали в соответствии с ГОСТ 32299 – 2013 на аппарате Shimadzu AG-50 kNX. Коэффициент трения определяли на автоматизированной машине Tribometer, CMS Instruments, Швейцария (ASTM G99-959). Параметры испытания были следующие: температура 25 °С; влажность 20 %; линейная скорость 8,94 см/с; частота выборки 10 Гц.

### Основные результаты

Фазовый состав и кислотно-основные свойства наполнителей представлены в табл. 1. Полученный на основе золы рисовой шелухи и известняка силикат содержит преимущественно  $\beta$ -волластонит (78 %) и ларнит в качестве примеси (22 %).  $\beta$ -волластонит представляет собой экологически безопасный неорганический полимер исключительной белизны с высокими химической и термической стойкостью, температурой плавления, сниженной теплопроводностью, который не взаимодействует с абсолютным большинством химических реагентов. Благодаря перечисленным свойствам, он является материалом многоцелевого назначения, а игольчатая форма частиц позволяет применять его в качестве армирующей добавки для полимерных композиционных материалов. Ларнит ( $\text{Na}_2\text{Ca}_3\text{Al}_3\text{F}_{14}$ ) – прозрачный минерал белого или розового цвета, относящийся к группе галогенидов. Кристаллы ларнита имеют форму кубических зеркальных граней. Как островной силикат кальция, ларнит является высокотемпературным моноклинным полиморфным

## Фазовый состав и кислотно-основные свойства СВ и СД

Table 1. Phase composition and basic-acid properties of SW and SD

Наполнитель	Содержание компонентов	pH водной вытяжки при температуре 20 °С
СВ	78 % $\beta$ -волластонита 22 % ларнита	11,73
СД	95 % диопсида 3 % кристобалита 2 % тридимита	8,52

аналогом каоциооливина, который стабилен при температурах от 520 до 670 °С. Ларнит не может давать такого же модифицирующего эффекта как наполнители с анизодиаметричной формой частиц, поэтому желательно минимизировать его содержание в составе СВ.

## Обсуждение

При применении доломита в качестве второго компонента шихты получается диопсид с небольшим содержанием в качестве побочной фазы кристаллических оксидов кремния  $\text{SiO}_2$  (табл. 1). Компоненты побочной фазы трудно вступают в реакцию с водой, но в сильнощелочной среде в гидротермальных условиях проявляют активное взаимодействие с оксидами щелочных и щелочноземельных металлов, образуя в итоге гидратные соединения силикатов натрия, калия, кальция. Таким образом, можно сделать вывод о том, что фазовый состав СД и СВ полностью различный.

Измерение pH водной вытяжки силикатных наполнителей показало, что СД имеет более низкие значения, близкие к нейтральным (pH = 8,52), так как его синтез проходит в присутствии борной кислоты.

Характеристики пористости структуры синтезированных силикатных наполнителей значительно отличаются. При этом представленные в табл. 2 данные демонстрируют, что средний размер пор у исследуемых наполнителей сопоставим.

Показатель удельной поверхности пор (по методу Брунауэра, Эммета, Теллера (БЭТ)) наполнителя синтетического волластонита в 29 раз превышает соответствующий показатель для синтетического диопсида. Общий объем пор у СВ также значительно выше (в 80 раз), чем у СД, что может быть объяснено более низкой температурой твердофазного синтеза СВ и присутствием в его составе кристаллических модификаций кремнезема.

В диапазоне температур 500 – 800 °С карбонаты кальция и магния разлагаются, образуя оксиды, вступающие впоследствии во взаимодействие с ЗРШ с образованием волластонита при более высокой температуре диопсида [8].

По своей структуре пористый и зернистый СВ, содержит относительно небольшое количество частиц игольчатой формы (рис. 1, а). У диопсида отсутствуют игольчатые частицы, включения имеют меньший размер и более равномерно распределены по объему образца (рис. 1, б).

При анализе полученных кривых распределения пор наполнителей по размерам было определено, что частицы СД по своему диаметру варьируются от 3 до 20 нм (рис. 2, а), при этом средний диаметр составляет 4 – 6 нм. Следует отметить, что поры, превышающие по своему диаметру 43 нм, составляют небольшую долю от общего числа пор. В отличие от СД, кривые распределения пор по размерам у синтетического волластонита значительно более широкие. Зафиксировано

## Пористость синтезированных наполнителей

Table 2. Porosity of synthesized fillers

Показатель пористости	Значение показателя для наполнителя	
	СВ	СД
Удельная поверхность пор (БЭТ), $\text{м}^2/\text{г}$	17,895	0,614
Общий объем пор по ВЖН, $\text{см}^3/\text{г}$	0,081	0,001
Средний диаметр пор по ВЖН, нм	5,12	4,11

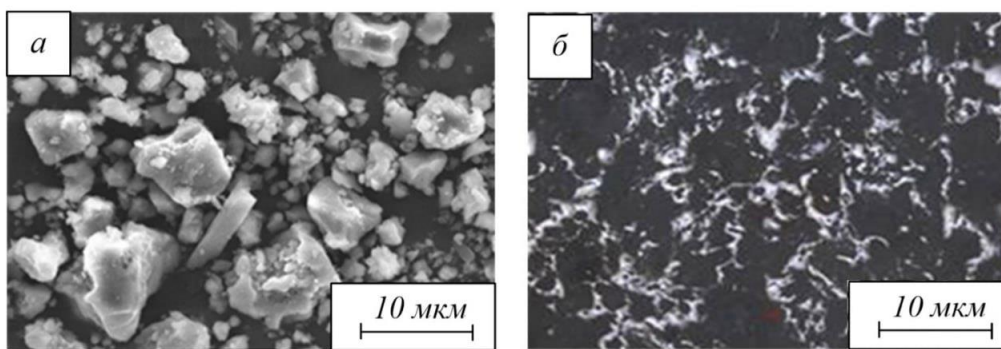


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения синтетических наполнителей, содержащих волластонит (а) и диопсид (б)

Fig. 1. Electron micrograph of picture fillers containing wollastonite (a) and diopside (b)

достаточно большое количество пор до 100 нм (рис. 2). Более половины пор СВ имеют размер, превышающий 10 нм.

Диопсид имеет значительно меньшую удельную поверхность (в 27 раз) и средний размер частиц (в 9 раз), чем синтетический волластонит (табл. 3).

Кривые распределения частиц СВ по размерам имеют полимодальный характер, а СД – унимодальный [9; 10]. Кроме того, у СД на порядок меньший размер частиц и их удельная поверхность (табл. 3). Это тоже вносит свой вклад в характер их модифицирующего действия, влияя на площадь поверхности раздела фаз.

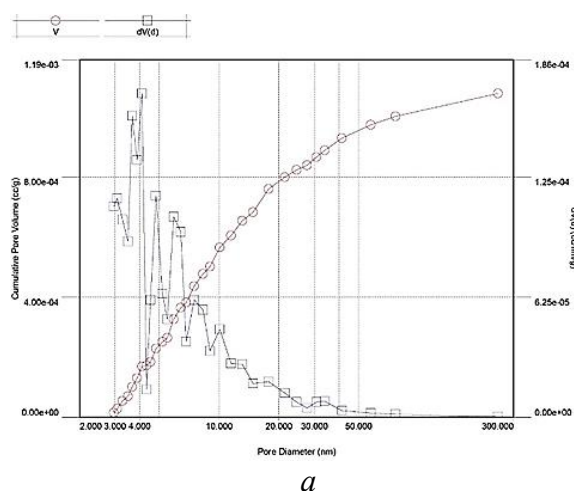
Волластонит и диопсид, полученные на основе золы рисовой шелухи, повышают твердость эпоксидных композиций примерно на 10 – 15 % из-за относительно высокой твердости этих минералов (4,5 – 5,0 и 5,5 – 6,0 по Моосу) [8; 11; 12]. При этом несколько больший эффект обеспечивает более твердый диопсид.

При наполнении СВ и СД растет износостойкость покрытий (табл. 4), что может быть объяснено локализацией частиц силикатов в объеме деформации сдвига [12], что предохраняет

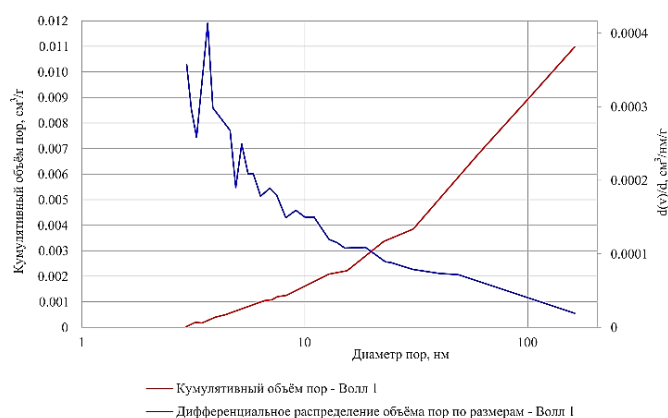
наполненный композит от возможного разрушения. Следовательно, синтезируемые КМС с высокой поверхностной энергией могут вступать в адсорбционное и адгезионное взаимодействие с эпоксидным полимером [13].

При оптимальной концентрации изученных наполнителей износостойкость эпоксидных композиций выше при использовании синтетического волластонита, оказывающего микроармирующее действие и имеющего триклинную сингонию.

Диопсид и волластонит, содержащиеся в наполнители, уменьшают коэффициент статического трения [14], то есть улучшают трибологические свойства эпоксидных материалов (табл. 4). Несколько больший эффект в этом случае оказывает СД, являющийся керамической фазой. Он значительно улучшает термические свойства (теплопроводность, которая может достигать 2,7 Вт/(м·К)) [15]. Кальций-магниево-силикатные соединения способны отводить тепло от зоны трения и образовывать соединения с улучшенной износостойкостью и твердостью на трущихся поверхностях, что приводит к улучшению антифрикционных характеристик композиций [16; 17].



а



б

Рис. 2. Распределение пор синтетического диопсида (а) и волластонита (б) по размерам по методу ВЖН

Fig. 2. Distribution of pore sizes of synthetic diopside (a) and wollastonite (b) under BJH method

Т а б л и ц а 3

## Средний размер и удельная поверхность частиц силикатов

Table 3. Average size and specific surface of silicates' particles

Показатель	Значение показателя для наполнителя	
	СД	СВ
Средний размер частиц, мкм	1,49	13,69
Удельная поверхность, см <sup>2</sup> /см <sup>3</sup>	1958	52852

Рассматриваемые силикатные наполнители увеличивают адгезию эпоксидных покрытий к стали (табл. 4). Наполнение силикатами приводит к образованию более организованной структуры полимерной матрицы [18 – 20].

Следовательно, синтетические волластонит и диопсид представляют собой эффективные наполнители композиционных эпоксидных материалов ввиду того, что они способны увеличивать износостойкость и твердость модифицированных полимерных материалов, обеспечивать улучшенные адгезионные свойства, следовательно, их можно использовать в качестве эффективных антифрикционных покрытий.

## Выводы

Синтетический волластонит и диопсид, синтезированные из отхода сельскохозяйственного производства золы рисовой шелухи, по своему фазовому составу содержат достаточно высокое количество целевых продуктов (82 % волластонита и 95 % диопсида). Рассматриваемые вещества представляют собой эффективные наполнители эпоксидных композиционных материалов благодаря улучшению эксплуатационных характеристик (твердости, адгезионной прочности, износостойкости, антифрикционных показателей).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шичалин О.О., Тарабанова А.Е., Папынов Е.К., Федорец А.Н., Буравлев И.Ю., Капустина О.В., Корнакова З.Э., Грибова В.В., Грибанова С.С. Гибридный микроволновой твердофазный синтез волластонита на основе природного возобновляемого сырья. *Журнал неорганической химии*. 2022;67(9):1266–1273. <http://dx.doi.org/10.31857/S0044457X22090124>
2. Горбачев Д.В., Верещагин В.И., Роот Л.О. Эффективная технология изготовления электротехнической керамики из маложелезистых диопсидовых пород. *Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов*. 2024;335(8):29–36. <http://dx.doi.org/10.18799/24131830/2024/8/4681>
3. Ma C., Hu J., Zong Z., Wang Ch., Gao D., Li Ch., Li X. Preparation of porous silica microspheres using silica nanoparticles with different morphologies and their properties as catalyst carriers. *Journal of Porous Materials*. 2023;31:377–390.
4. Готлиб Е.М., Твердов И.Д., Галимов Э.Р., Долгова А.В., Гимранова А.Р. Сравнение модифицирующего действия в эпоксидных композициях диопсидсодержащих наполнителей на основе техногенного и растительного сырья. *Известия КГАСУ*. 2023;3(65):36–44.
5. Zuwana I., Riza M., Aprilia S., Syamsuddin Y. Biocomposite based on whey protein isolate with the addition silica from rice husk ash. *Materials Today: Proceedings*. 2022;63:147–152. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2022.02.056>
6. Готлиб Е.М., Галимов Э.Р., Валеева А.Р., Кормушин К.В. Эпоксидные композиционные материалы с наполнителями на основе золы рисовой и гречневой шелухи и металлургических шлаков: Монография. Казань: Изд-во АН РТ, 2023:168.
7. Mishagin K.A., Yamaleeva E.S., Gotlib E.M., Sokolova A.G., Pirogova N.N. The Impact of Calcium Silicate Obtained from Zeolite Siliceous

Т а б л и ц а 4

## Эксплуатационные свойства эпоксидных материалов, наполненных КМС

Table 4. Performance properties of epoxy materials filled with CMS

Показатель	Значение показателя для наполнителя		
	Базовый состав (без наполнителя)	СВ	СД
Адгезия к стали, МПа	3,2	3,9	3,7
Коэффициент трения	0,39	0,17	0,14
Износ, 10 <sup>-6</sup> м	17,7	9,7	10,8

П р и м е ч а н и е. Содержание наполнителя 10 масс. ч. на 100 масс. ч. ЭД-20

- Rock on Properties of Ceramic Materials. *Construction Economics*. 2024;10:433–435.
8. Твердов И.Д., Готлиб Е.М., Нцуму Р.Ш., Ямалеева Е.С. Диопсид как наполнитель эпоксидных полимеров. *Южно-Сибирский научный вестник*. 2023;4:11–15. <http://dx.doi.org/10.25699/SSSB.2023.50.4.017>
  9. Твердов И.Д., Ямалеева Е.С., Готлиб Е.М., Холин К.В., Султанов Т.В. Изучение фазовых превращений в процессе твердофазного синтеза диопсида на основе золы рисовой шелухи. *Вестник Воронежского государственного университета инженерных технологий*. 2024;86(2):277–273. <http://dx.doi.org/10.20914/2310-1202-2024-2-277-283>
  10. Gotlib E.M., Tverdov I.D., Phuong H.T., Sokolova A.G. The impact of production temperature of synthetic wollastonite filled with rice husk on its composition and modifying effect. *IOP Conference Series Materials Science*. 2021;1030(1):012004. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/1030/1/012004>
  11. Готлиб Е.М., Ямалеева Е.С., Валеева А.Р., Твердов И.Д. Антифрикционные эпоксидные материалы, наполненные силикатами на основе ископаемого, растительного и техногенного сырья. *Ползуновский вестник*. 2024;1:214–223. <http://dx.doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2024.01.027>
  12. Соколова А.Г. Поливинилхлоридные композиционные материалы с наполнителем из рисовой шелухи и её золы: сопоставительный анализ с зарубежными аналогами. *Экономика строительства*. 2023;11:93–96.
  13. Uflyand I.E., Irzhak V.I. Recent advances in the study of structure and properties of fiber composites with an epoxy matrix. *Journal of Polymer Research*. 2021;28:440. <http://dx.doi.org/10.1007/s10965-021-02783-9>
  14. Samad U.A., Mohammed J.A., Alam A. Maximizing the functional properties of epoxy coatings using milled Al for enhanced mechanical strength and corrosion resistance. *Material Science -Poland*. 2024;42(4):34–49. <http://dx.doi.org/10.2478/msp-2024-0042>
  15. Getem C., Gabbiye N. Synthesis and Characterization of  $\beta$ -Wollastonite from Limestone and Rice Husk as Reinforcement Filler for Clay Based Ceramic Tiles. In: *Advances of Science and Technology. 7th EAI International Conference, ICAST 2019, Bahir Dar, Ethiopia*. 2019:695–706. [http://dx.doi.org/10.1007/978-3-030-43690-2\\_53](http://dx.doi.org/10.1007/978-3-030-43690-2_53)
  16. Lakov L., Jivov B., Aleksandrova M., Yordanov S., Toncheva K. Synthesis, phase composition and microstructure of colored ceramic materials based on diopside. *Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations*. 2020;6(3):77–79.
  17. Lokesh K.S., Pinto T., Mayya D.S., Shanmugan B.K., Panduranga B.P., Hanumanthappa H., Mohanraj G.T. Effect of Wollastonite Filler on the Experimental and Microstructural Analysis of Epoxy Composite Reinforced with E-glass Fibre. *Journal of the Institution of Engineers (India): Series D*. 2022; 103:489–496. <http://dx.doi.org/10.1007/s40033-022-00347-9>
  18. Kholikulovuch O.E. Improved installation for determining antifriction properties of materials. In: *E3S Web of Conferences. CONMECHYDRO – 2023*. 2023; 401:04024. <http://dx.doi.org/10.1051/e3sconf/202340104024>
  19. Валеева А.Р., Гареев Б.И., Ситнов С.А., Соколова А.Г., Готлиб Е.М. Износостойкие эпоксидные материалы, наполненные продуктами переработки рисовой и гречневой шелухи. *Экономика строительства*. 2022;8:46–54.
  20. Садыкова Д.Ф., Валеева А.Р., Гимранова А.Р., Готлиб Е.М. Эпоксидные и поливинилхлоридные материалы для покрытия полов с синтетическим волластонитом на основе золы рисовой шелухи. *Полимеры в строительстве: научный интернет-журнал*. 2024; 1(12):64–66.

## REFERENCE

1. Shichalin O.O., Tarabanova A.E., Papynov E.K., Fedorets A.N., Buravlev I.Yu., Kapustina O.V., Kornakova Z.E., Gribova V.V., Gribanova S.S. Hybrid microwave solid-phase synthesis of wollastonite from natural renewable raw materials. *Zhurnal neorganicheskoi khimii*. 2022;67(9):1266–1273. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.31857/S0044457X22090124>
2. Gorbachev D.V., Vereshchagin V.I., Root L.O. Efficient technology for manufacturing electrical ceramics from low-iron diopside rocks. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta. Inzhiniring georesursov*. 2024;335(8):29–36. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.18799/24131830/2024/8/4681>
3. Ma C., Hu J., Zong Z., Wang Ch., Gao D., Li Ch., Li X. Preparation of porous silica microspheres using silica nanoparticles with different morphologies and their properties as catalyst carriers. *Journal of Porous Materials*. 2023; 31:377–390.
4. Gotlib E.M., Tverdov I.D., Galimov E.R., Dolgova A.V., Gimranova A.R. Comparison of the modifying action in epoxy compositions of diopside-containing fillers based on technogenic



- and plant raw materials. *Izvestiya KGASU*. 2023; 3(65):36–44. (In Russ.).
5. Zuwana I., Riza M., Aprilia S., Syamsudin Y. Biocomposite based on whey protein isolate with the addition silica from rice husk ash. *Materials Today: Proceedings*. 2022;63:147–152. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2022.02.056>
  6. Gotlib E.M., Galimov E.R., Valeeva A.R., Kormushin K.V. *Epoxy composite materials with fillers based on rice and buckwheat husk ash and metallurgical slag: Monograph*. Kazan': Izd-vo AN RT, 2023:168. (In Russ.).
  7. Mishagin K.A., Yamaleeva E.S., Gotlib E.M., Sokolova A.G., Pirogova N.N. The Impact of Calcium Silicate Obtained from Zeolite-Siliceous Rock on Properties of Ceramic Materials. *Construction Economics*. 2024;10:433–435.
  8. Tverdov I.D., Gotlib E.M., Ntsumu R.Sh., Yamaleeva E.S. Diopside as a filler for epoxy polymers. *Yuzhno-Sibirskii nauchnyi vestnik*. 2023;4:11–15. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.25699/SSSB.2023.50.4.017>
  9. Tverdov I.D., Yamaleeva E.S., Gotlib E.M., Kholin K.V., Sultanov T.V. Study of phase transformations in the process of solid-phase synthesis of diopside based on rice husk ash. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo universiteta inzhenernykh tekhnologii*. 2024;86(2):277–273. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.20914/2310-1202-2024-2-277-283>
  10. Gotlib E.M., Tverdov I.D., Phuong H.T., Sokolova A.G. The impact of production temperature of synthetic wollastonite filled with rice husk on its composition and modifying effect. *IOP Conference Series Materials Science*. 2021;1030(1):012004. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/1030/1/012004>
  11. Gotlib E.M., Yamaleeva E.S., Valeeva A.R., Tverdov I.D. Antifriction epoxy materials filled with silicates based on fossil, plant and man-made raw materials. *Polzunovskii vestnik*. 2024;1:214–223. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2024.01.027>
  12. Sokolova A.G. Polyvinyl chloride composite materials with filler from rice husk and its ash: comparative analysis with foreign analogues. *Ekonomika stroitel'stva*. 2023; 11:93–96. (In Russ.).
  - flyand I.E., Irzhak V.I. Recent advances in the study of structure and properties of fiber composites with an epoxy matrix. *Journal of Polymer Research*. 2021;28:440. <http://dx.doi.org/10.1007/s10965-021-02783-9>
  14. Samad U.A., Mohammed J.A., Alam A. Maximizing the functional properties of epoxy coatings using milled Al for enhanced mechanical strength and corrosion resistance. *Material Science-Poland*. 2024;42(4):34–49. <http://dx.doi.org/10.2478/msp-2024-0042>
  15. Getem C., Gabbiye N. Synthesis and Characterization of  $\beta$ -Wollastonite from Limestone and Rice Husk as Reinforcement Filler for Clay Based Ceramic Tiles. In: *Advances of Science and Technology. 7th EAI International Conference, ICAST 2019, Bahir Dar, Ethiopia*. 2019:695–706. [http://dx.doi.org/10.1007/978-3-030-43690-2\\_53](http://dx.doi.org/10.1007/978-3-030-43690-2_53)
  - akov L., Jivov B., Aleksandrova M., Yordanov S., Toncheva K. Synthesis, phase composition and microstructure of colored ceramic materials based on diopside. *Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations*. 2020;6(3):77–79.
  17. Lokesh K.S., Pinto T., Mayya D.S., Shanmugan B.K., Panduranga B.P., Hanumanthappa H., Mohanraj G.T. Effect of Wollastonite Filler on the Experimental and Microstructural Analysis of Epoxy Composite Reinforced with E-glass Fibre. *Journal of the Institution of Engineers (India): Series D*. 2022; 103:489–496. <http://dx.doi.org/10.1007/s40033-022-00347-9>
  18. Kholikulov O.E. Improved installation for determining antifriction properties of materials. In: *E3S Web of Conferences. CONMECHYDRO – 2023*. 2023;401:04024. <http://dx.doi.org/10.1051/e3sconf/202340104024>
  19. Valeeva A.R., Gareev B.I., Sitnov S.A., Sokolova A.G., Gotlib E.M. Wear-resistant epoxy materials filled with processed rice and buckwheat husk products. *Ekonomika stroitel'stva*. 2022;8:46–54. (In Russ.).
  20. Sadykova D.F., Valeeva A.R., Gimranova A.R., Gotlib E.M. Epoxy and PVC floor coverings with synthetic wollastonite based on rice husk ash. *Полимеры в строительстве: научный интернет-журнал*. 2024;1(12):64–66.

#### Сведения об авторах

**Алла Германовна Соколова**, к.т.н., доцент, доцент кафедры строительного материаловедения, Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет  
**E-mail:** as.falconi@yandex.ru  
**ORCID:** 0000-0001-8425-1883  
**SPIN-код:** 1931-5614

**Елена Михайловна Готлиб**, д.т.н., профессор, профессор кафедры технологии синтетического каучука, Казанский национальный исследовательский технологический университет  
**E-mail:** egotlib@yandex.ru

**ORCID:** 0000-0003-2318-7333  
**SPIN-код:** 4241-6212

***Information about the authors:***

**Alla G. Sokolova**, *PhD. Sci. (Tech.), Associate Prof., Associate Professor of the Department of Materials Science, National Research Moscow State University of Civil Engineering*

**E-mail:** as.falconi@yandex.ru

**ORCID:** 0000-0001-8425-1883

**SPIN-код:** 1931-5614

**Elena M. Gotlib**, *Dr. Sci. (Tech.), Prof., Professor of the Department of Synthetic Rubber Technology, Kazan National Research Technological University*

**E-mail:** egotlib@yandex.ru

**ORCID:** 0000-0003-2318-7333  
**SPIN-код:** 4241-6212

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 03.04.2025

После доработки 30.05.2025

Принята к публикации 09.06.2025

Received 03.04.2025

Revised 30.05.2025

Accepted 09.06.2025

**Оригинальная статья**

УДК 621.785.78:537.636

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-43-50

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА И ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ  
НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9 ПРИ  
ИСКУССТВЕННОМ СТАРЕНИИ**

© 2025 г. Ю. В. Осинская, С. В. Воронин, С. Г. Магамедова

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

**Аннотация.** Актуальной задачей физического материаловедения является улучшение необходимых для эксплуатации свойств металлов и металлических сплавов. Несмотря на значительный прогресс в металловедении и металлургии, в частности в создании новых сплавов, превосходящих по своим свойствам сплавы системы Al – Si, силумины еще длительное время будут занимать лидирующие позиции в промышленности, что связано с их технологичностью при использовании почти во всех видах литья. Для улучшения структуры и физико-механических свойств металлических сплавов применяются различные методы термической обработки. Одним из них является технология искусственного старения, с помощью которой удастся существенно изменить физико-механические свойства металлических сплавов. Представлены результаты комплексного экспериментального исследования влияния импульсного магнитного поля на процесс старения алюминиевого сплава АК9. Приведены сведения о химическом составе, режимах термической и термомагнитной обработок и основных экспериментально наблюдаемых закономерностях изменений микротвердости и параметров тонкой структуры алюминиевого сплава АК9, состаренного длительностью 4 ч при температурах от 120 до 250 °С в импульсном магнитном поле амплитудой напряженности 557,2 кА/м и при его отсутствии. Обнаружено, что импульсное магнитное поле в значительной мере влияет на прочностные свойства и структуру алюминиевого сплава АК9, при этом не изменяет стадийности процесса старения. При наложении импульсного магнитного поля средний размер блоков когерентного рассеяния становится больше, а плотность дислокаций и относительная микродеформация меньше, чем при его отсутствии, что свидетельствует о формировании менее искаженной кристаллической решетки. Рентгеновские исследования показали, что временные зависимости параметров тонкой структуры коррелируют с временными зависимостями микротвердости, что согласуется с основными классическими закономерностями процесса старения.

**Ключевые слова:** алюминиевый сплав, закалка, отжиг, старение, импульсное магнитное поле, микротвердость, рентгеновский анализ, дислокации, параметры тонкой структуры

**Для цитирования:** Осинская Ю.В., Воронин С.В., Магамедова С.Г. Влияние температуры отжига и импульсного магнитного поля на физические свойства алюминиевого сплава АК9 при искусственном старении. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):43–50. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-43-50](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-43-50)

**Original article**

**INFLUENCE OF ANNEALING TEMPERATURE AND PULSED MAGNETIC FIELD ON  
PHYSICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY AK9 DURING ARTIFICIAL AGING**

© 2025 Yu. V. Osinskaya, S. V. Voronin, S. G. Magamedova

Samara National Research University (34 Moskovskoe shosse, Samara, Samara region, 443086, Russian Federation)

**Abstract.** An urgent task of physical materials science is to improve the properties of metals and metal alloys necessary for operation. Despite significant progress in metal science and metallurgy, in particular in the creation of new alloys superior in their properties to alloys of the Al – Si system, silumins will occupy a leading position in

industry for a long time, which is associated with their manufacturability when used in almost all types of casting. Various methods of heat treatment are used to improve the structure and physico-mechanical properties of metal alloys. One of them is the technology of artificial aging, with the help of which it is possible to significantly change the physical and mechanical properties of metal alloys. The results of a comprehensive experimental study of the effect of a pulsed magnetic field on the aging process of AK9 aluminum alloy are presented. Information is provided on the chemical composition, modes of thermal and thermomagnetic treatments, and the main experimentally observed patterns of changes in microhardness and fine structure parameters of AK9 aluminum alloy aged for 4 hours at temperatures from 120 to 250 °C in a pulsed magnetic field with an amplitude of 557.2 kA/m and in its absence. It was found that the pulsed magnetic field significantly affects the strength properties and structure of the AK9 aluminum alloy, while it does not change the stages of the aging process. When a pulsed magnetic field is applied, the average size of coherent scattering blocks becomes larger, and the dislocation density and relative microdeformation are smaller than in its absence, which indicates the formation of a less pronounced crystal lattice. X-ray studies have shown that the time dependences of fine structure parameters correlate with the time dependences of microhardness, which is consistent with the basic classical laws of the aging process.

**Keywords:** aluminum alloy, quenching, annealing, aging, pulsed magnetic field, microhardness, X-ray analysis, dislocations, fine structure parameters

**For citation:** Osinskaya J.V., Voronin S.V., Magamedova S.G. Influence of annealing temperature and pulsed magnetic field on physical properties of aluminum alloy AK9 during artificial aging. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):43–50. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-43-50](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-43-50)

## Введение

Термическая обработка металлических сплавов является одним из инструментов повышения эксплуатационных и конструкционных свойств деталей, изготовленных, в частности, из сплавов на основе алюминия. Современная классификация алюминиевых сплавов делит их на термически упрочняемые и не упрочняемые. Эффект упрочнения достигается за счет образования в пересыщенном твердом растворе зон Гинье-Престона и когерентных фаз [1 – 8]. В настоящее время наблюдается повышенный интерес к термической обработке материалов (металлов и сплавов, под воздействием магнитных полей). Появление новых количественных данных об эффекте влияния магнитных полей на диффузионно-контролируемые процессы в порошковых, поликристаллических и монокристаллических веществах [9 – 12] обуславливает необходимость его практического использования в современных технологиях искусственного старения. Это позволяет получать материалы с модифицированными структурой и физико-механическими свойствами, в частности, это хорошо наблюдается в алюминиевых сплавах [8 – 11]. Физическая природа эффекта изменения структуры и свойств сплавов в результате наложения магнитных полей остается дискуссионной.

Целью настоящей работы является комплексное экспериментальное исследование искусственного старения алюминиевого сплава АК9 в импульсном магнитном поле амплитудой напряженности 557,2 кА/м, частотой 2 Гц, длительностью 4 ч при температуре отжига от 120 до 250 °C методами микротвердости и рентгеноструктурного анализа.

## Методы и принципы исследования

Исследование искусственного старения проводили на образцах алюминиевого сплава АК9, химический состав которого приведен в табл. 1.

Образцы исследуемого сплава представляли собой цилиндры диаметром и высотой примерно 10 мм, которые предварительно подвергали закалке. Образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре 535 °C длительностью 4 ч, затем охлаждали, быстро погружая в воду температурой  $20 \pm 0,5$  °C. Режимы старения выбирали на основе литературных данных и результатов, ранее проведенных исследований [13 – 17]: процесс проводили в вакууме  $10^{-3}$  Па при температуре от 120 до 250 °C в течение 4 ч в импульсном магнитном поле амплитудой напряженности 557,2 кА/м и частотой 2 Гц и при его отсутствии.

Т а б л и ц а 1

Химический состав алюминиевого сплава марки АК9  
Table 1. Chemical composition of aluminum alloy AK9

Элемент	Al	Si	Cu	Fe	Mn	Zn	Mg	Ni
Содержание в сплаве, %	85 – 91	8 – 11	до 1	до 1	0,2 – 0,5	0,5	0,2 – 0,4	до 0,3
Радиус атома, Å	1,43	1,32	1,28	1,40	1,27	1,38	1,60	1,24

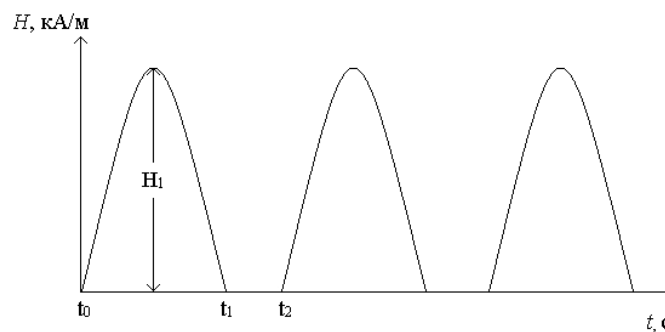


Рис. 1. Форма сигнала импульсного магнитного поля  
Fig. 1. The shape of the pulse magnetic field signal

Магнитное поле создавали электромагнитом ФЛ-1 с электронным блоком питания и управления. Форму сигнала импульсного магнитного поля можно описать следующим выражением:

$$H(t) = \begin{cases} H_1 \sin(2\pi\nu t), & 0 < t < t_1; \\ 0, & t_1 < t < t_1 + t_2, \end{cases}$$

где  $H_1$  – амплитуда напряженности импульсной гармонической составляющей магнитного поля;  $\nu$  – частота магнитного поля;  $t_1$  – время импульса;  $t_2$  – время паузы (задержки импульса);  $t_1/t_2 \approx 0,5 \pm 0,1$ .

Форма сигнала импульсного магнитного поля изображена на рис. 1, его характеристики представлены в табл. 2.

В настоящей работе для исследования процесса старения алюминиевого сплава в импульсном магнитном поле изучали микротвердость и рентгеноструктурный анализ образцов.

Микротвердость по методу Виккерса [18] определяли с помощью микротвердомера HAUSER при нагрузке 0,98 Н. Каждое значение

микротвердости получали путем усреднения 30 измерений. Относительная ошибка среднего значения микротвердости исследуемого материала составила 2 – 3 %.

С целью расчета параметров тонкой структуры необходимо было методом аппроксимации [19 – 21] определить истинное физическое уширение. Этот метод позволяет по изменениям формы дифракционных линий определять размеры когерентно рассеивающих блоков, относительную микродеформацию и плотность дислокаций. Для этого записывали дифракционные линии эталона (закаленного образца) и алюминиевого сплава марки АК9, состаренного в импульсном магнитном поле и при его отсутствии. Далее подбирали функцию, которая наиболее точно описывала форму дифракционных линий. Было установлено, что профиль дифракционных линий наилучшим образом описывается функцией  $(1 + a_1x_2)^{-1}$ , истинное физическое уширение дифракционных линий  $(311)_\alpha$  вычисляли по следующей формуле:

Т а б л и ц а 2

Характеристики импульсного магнитного поля  
Table 2. Characteristics of pulsed magnetic field

Параметр	Значение параметра	
$H_1$ , кА/м	557,2	
$H_1$ , дел.	28,5	шкала 1
$H_1$ , (РУЧКА Г6-27)	1,1	
$f$ , Гц	2	
$\tau_1$ , дел.	12	шкала 0,20
$\tau_2$ , дел.	12	
$\tau_1$ , с	0,24	
$\tau_2$ , с	0,24	
$\tau_1/\tau_2$	1	
$T_{\text{эсп}}$ , с	0,48	
$T_{\text{теор}}$ , с	0,50	
$H_{\text{отр}}$ , дел.	1	шкала 1
$H_{\text{отр}}$ , кА/м	19,5	

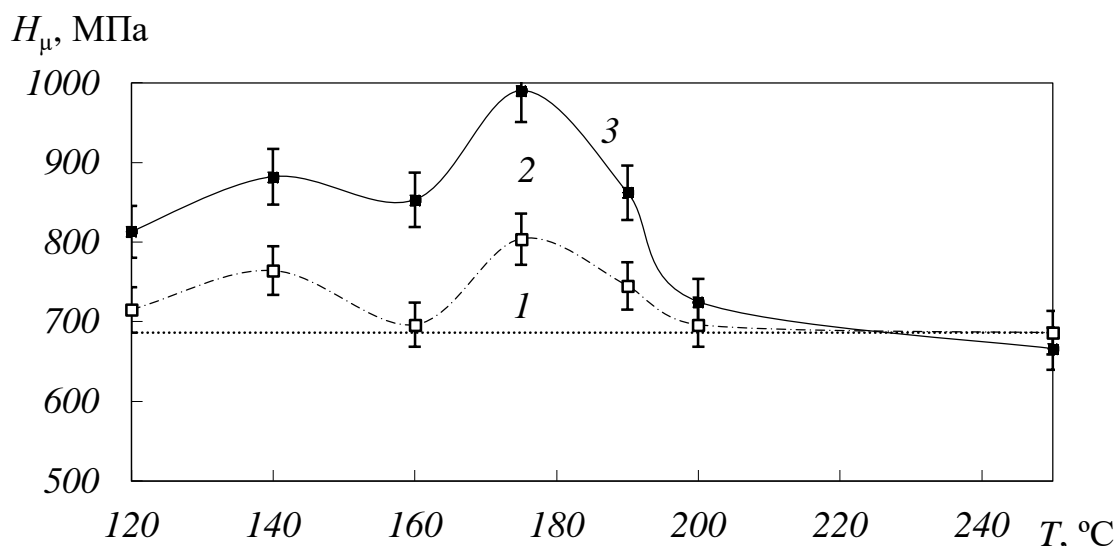


Рис. 2. Температурная зависимость микротвердости алюминиевого сплава марки АК9 после термической и термомагнитной обработок:

1 – после закалки; 2 и 3 – старение при наложении импульсного магнитного поля и без него  
 Fig. 2. Temperature dependence of microhardness of aluminum alloy AK9 after thermal and thermomagnetic treatments:  
 1 – after quenching; 2 and 3 – aging with and without pulsed magnetic field

$$\beta = B - b,$$

где  $B$  – интегральная ширина дифракционных линий состаренных образцов;  $b$  – ширина дифракционной линии эталона.

Используя полученные значения истинного физического уширения, определяли параметры тонкой структуры сплава, а именно средний размер ( $\langle D \rangle$ ) блоков когерентного рассеяния, плотность ( $\langle \rho \rangle$ ) дислокаций и относительную микродеформацию ( $\langle \Delta d/d \rangle$ ) по следующим формулам:

$$\begin{aligned} \langle D \rangle &= 0,94\lambda \frac{1}{\beta_{311}} \sec \vartheta_{311}; \\ \left\langle \frac{\Delta d}{d} \right\rangle &= 0,25\beta_{311} \operatorname{ctg} \vartheta_{311}; \\ \rho &= \frac{3}{\langle D \rangle^2}, \end{aligned}$$

где  $\vartheta_{311}$  – брэгговский угол отражения  $(311)_\alpha$ ;  $\beta_{311}$  – физическое уширение дифракционных линий;  $\lambda$  – длина волны  $\text{Co } K_\alpha$ -излучения.

### Основные результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены результаты измерений микротвердости алюминиевого сплава марки АК9, а также изображены температурные зависимости микротвердости, среднее значение которой в закаленном состоянии составляет 686 МПа. Полученное значение согласуется с литературными данными работы [14], что свидетельствует о достоверности результатов.

При старении без наложения магнитного поля во всем интервале температур наблюдается увеличение микротвердости сплава по сравнению с закаленным состоянием. Полученное изменение микротвердости сплава можно объяснить тем, что в результате старения выделяются упрочняющие фазы (Si и  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ), которые тормозят движение дислокаций, и, как следствие, повышают прочность сплава. Факт наличия фаз подтвержден результатами рентгенофазового анализа [16].

Наложение импульсного магнитного поля для старения сплава приводит практически всегда к уменьшению микротвердости до 18 %. Это можно объяснить тем, что при старении в импульсном магнитном поле структура алюминиевого сплава марки АК9 испытывает значительные изменения, становится более совершенной, однородной и менее искаженной как показали результаты рентгеновского анализа. Движущиеся дислокации встречают на своем пути меньшее количество препятствий (фазы, границы зерен и другие), сплав становится более пластичным. Процесс старения при температурах от 120 до 140 °C идет недостаточно интенсивно, так как такие температуры старения являются слишком низкими для заметных атомных перескоков, контролирующих структурные и фазовые превращения. При увеличении температуры от 200 до 250 °C процесс старения идет наиболее интенсивно и завершается при кратковременных отжигах, что установлено при исследовании временных зависимостей микротвердости исследованного сплава.

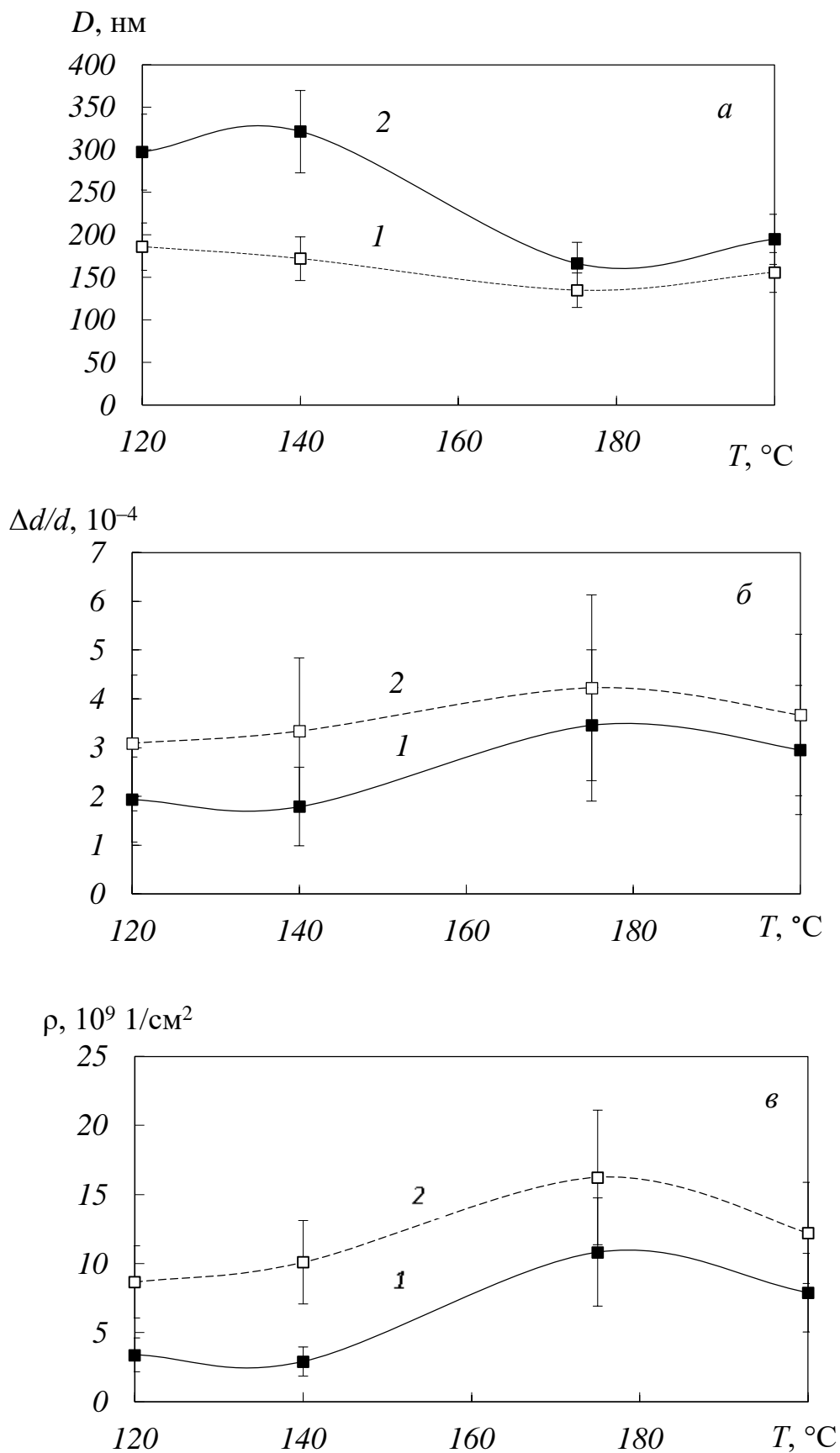


Рис. 3. Температурная зависимость среднего размера блоков когерентного рассеивания (а), относительной микродеформации (б) и плотности дислокаций (в) алюминиевого сплава марки АК9: 1 и 2 – старение без и при наложении импульсного магнитного поля  
 Fig. 3. Temperature dependence of the average size of coherent scattering blocks (a), relative microdeformation (b) and dislocation density (c) of AK9 aluminum alloy: 1 and 2 – aging without and with the application of a pulsed magnetic field

Выявлено, что импульсное магнитное поле не изменяет стадийности процесса старения исследуемого сплава: максимумы и минимумы значений микротвердости наблюдаются при одном и том же времени старения. При температуре 175 °С наблюдается резкий максимум микротвердости, причем как в импульсном магнитном поле, так и без него (рис. 1). Рассматриваемая микротвердость согласуется с данными работы [8], согласно которым именно эта температура является оптимальной температурой старения алюминиевого сплава марки АК9.

Построены температурные зависимости параметров тонкой структуры для образцов, состаренных в импульсном магнитном поле и без него (рис. 3).

Наложение импульсного магнитного поля при всех исследованных температурах старения приводит к увеличению среднего размера блоков когерентного рассеяния в 1,9 раз и к уменьшению плотности дислокаций в 3,5 раз и относительной микродеформации в 1,8 раз по сравнению со старением без магнитного поля. Подобное поведение параметров тонкой структуры при старении в импульсном магнитном поле указывает на то, что структура сплава становится более однородной и менее искаженной. Наложение импульсного магнитного поля приводит к уширению дифракционных линий до 2,3 раз.

Обнаружено, что при всех режимах термической обработки температурные зависимости параметров тонкой структуры коррелируют с температурными зависимостями микротвердости: максимальной микротвердости сплава при температуре 175 °С соответствуют минимальный средний размер блоков когерентного рассеяния и максимальные плотность дислокаций и относительная микродеформация.

### Выводы

При старении алюминиевого сплава марки АК9 в импульсном магнитном поле микротвердость сплава уменьшается до 18 %, при этом его пластические свойства возрастают. По результатам рентгеноструктурного анализа это связано с формированием однородной и менее искаженной структурой сплава. Максимальное значение микротвердости наблюдается при температуре 175 °С.

При наложении импульсного магнитного поля на алюминиевый сплав марки АК9 средний размер блоков когерентного рассеяния больше, а плотность дислокаций и относительная микродеформация меньше, чем при отсутствии магнитного поля. Обнаружена корреляция между температурными зависимостями параметров тонкой структуры и микротвердости сплава.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шарипов К.А., Ибрахимов Ф.Ф. Исследование и подбор оптимальных параметров процесса искусственного старения низколегированных алюминиевых сплавов системы AlMgSi по критерию твердости. *Universum: технические науки*. 2023;5-3(110):15–18. <https://doi.org/10.32743/UniTech.2023.110.5.15534>
2. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А., Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетики старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al – Si – Cu – Mg. *Авиационные материалы и технологии*. 2021;2(63):24–34. <https://doi.org/10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34>
3. Носова Е.А., Амосов А.П. Исследование искажений кристаллической решетки в твердом растворе алюминиевого сплава Д16 (AA2024) после отжига и старения. *Ползуновский вестник*. 2022;4-2:125–132. <https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2022.4.2.016>
4. Zi Y., John B. Natural and artificial ageing in aluminium alloys – the role of excess vacancies. *Acta Materialia*. 2021;215:1–11. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117014>
5. Бенариев И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В. Исследование распада пересыщенного твердого раствора при закалочном охлаждении листов из алюминиевого сплава Al – Mg – Si. *Физика металлов и материаловедение*. 2023;124(9):838–845. <https://doi.org/10.31857/S0015323023600843>
6. Honggang Zhang, Rui Chen, Xiaomei Gu. Effect of aging process on precipitated phase and properties of mechanical extruded aluminum alloy. *Journal of Measurements in Engineering*. 2024;12(2):270–283. <https://doi.org/10.21595/jme.2024.23724>
7. Andoko A., Yanuar R., Puspitasari P., Ariestoni T.B., The effects of artificial-aging temperature on tensile strength, hardness, microstructure, and fault morphology in AlSiMg. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*. 2020;2(98):49–55. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.1480>
8. Yang Z., Jiang X.H., Zhang Liu X.-P., M., Liang Z.Q., Leyvraz D., Banhart J., Natural ageing clustering under different quenching conditions in an Al – Mg – Si alloy. *Acta Materialia*. 2021; 215:1–13. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117014>
9. Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. Влияние слабых магнитных полей на микротвердость поликристаллического алюминия. *Вестник ЮУрГУ. Серия «Математика. Механика. Физика»*. 2010;9:53–56.
10. Моргунов Р.Б., Валеев Р.А., Скворцов А.А., Королев Д.В., Писковский В.П., Куницыны Е.И., Кучеряев В.В., Коплак О.В. Магнито-пластический и магнитомеханический эффекты в алюминиевых сплавах с магнитострикционными микровключениями. *Труды ВИАМ*. 2019;10(82):3–13.



<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2019-0-10-3-13>

11. Jun L., Hongyun L., Chu L., Tianshu Z., Runze W., Yue M. Effect of magnetic field on precipitation kinetics of an ultrafine grained Al – Zn – Mg – Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;798:139990  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139990>
12. Koch C.C. Experimental evidence for magnetic or electric field effects on phase transformations. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;287:213–218.  
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00778-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00778-4)
13. Аристова Н.А., Колобнев И.Ф. *Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов*. Москва. Металлургия, 1977:144.
14. Беляев А.И., Бочвар О.С., Буйнов Н.Н., Колобнев Н.И., Колпачев А.А., Костюков Л.А., Походаев К.С., Сенаторова О.Г., Романова Р.Р., Ткаченко Е.А., Фридляндер И.Н. *Металловедение алюминия и его сплавов*. Москва: Металлургия. 1983:280.
15. Осинская Ю.В., Магамедова С.Г., Покоев А.В. Влияние амплитуды напряженности импульсного магнитного поля на параметры магнито-пластического эффекта в состаренном алюминиевом сплаве Al – Si – Cu – Fe. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2024;1:17–22.  
<https://doi.org/10.31857/S1028096024010031>
16. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г. Влияние напряженности постоянного магнитного поля на процесс фазообразования в состаренном алюминиевом сплаве Al – Si – Cu – Fe. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2022;2:80–84.  
<https://doi.org/10.31857/S1028096022020091>
17. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г. Влияние частоты импульсного магнитного поля на старение алюминиевого сплава Al – Si – Cu – Fe. *Известия РАН. Серия физическая*. 2021;85.7:1018–1023.  
<https://doi.org/10.31857/S0367676521070176>
18. Геллер Ю.А. *Материаловедение*. Москва: Металлургия, 1989:456.
19. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. *Рентгенографический и электронно-микроскопический анализ*. Москва: МИСИС, 2002:360.
20. Семенова О.Р. *Рентгенографическое исследование тонкой структуры твердых тел*. Пермь: Пермский государственный национальный исследовательский университет. 2018:96.
21. Волков Н.В., Скрытний В.И., Филиппов В.П., Яльцев В.Н. *Методы исследования структурно-фазового состояния материалов*. Москва: МИФИ. 2008:808.

## REFERENCES

1. Sharipov K.A., Ibrakhimov F.F. Research and selection of optimal parameters of the process of artificial aging of low-alloy aluminum alloys of the AlMgSi system according to the hardness criterion. *Universum: tekhnicheskie nauki*. 2023;5-3(110):15–18. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.32743/UniTech.2023.110.5.15534>
2. Kablov E.N., Belov E.V., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Zaitsev D.V. Features of hardening and kinetics of aging of cast aluminum high-strength alloy based on the Al-Si-Cu-Mg system. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2021;2(63):24–34. (In Russ.). <https://doi.org/10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34>
3. Nosova E.A., Amosov A.P. Study of crystal lattice distortions in a solid solution of aluminum alloy D16 (AA2024) after annealing and aging. *Polzunovskii vestnik*. 2022;4-2:125–132. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2022.4.2.016>
4. Zi Y., John B. Natural and artificial ageing in aluminium alloys – the role of excess vacancies. *Acta Materialia*. 2021;215:1–11.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117014>
5. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Zaitsev D.V. Study of the decomposition of supersaturated solid solution during quench cooling of sheets of aluminum alloy Al-Mg-Si. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2023;124(9):838–845. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.31857/S0015323023600843>
6. Honggang Zhang, Rui Chen, Xiaomei Gu. Effect of aging process on precipitated phase and properties of mechanical extruded aluminum alloy. *Journal of Measurements in Engineering*. 2024;12(2):270–283.  
<https://doi.org/10.21595/jme.2024.23724>
7. Andoko A., Yanuar R., Puspitasari P., Ariestoni T.B., The effects of artificial-aging temperature on tensile strength, hardness, microstructure, and fault morphology in AlSiMg. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*. 2020;2(98):49–55.  
<https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.1480>
8. Yang Z., Jiang X.H., Zhang X.-P., Liu M., Liang Z.Q., Leyvraz D., Banhart J. Natural ageing clustering under different quenching conditions in an Al – Mg – Si alloy. *Acta Materialia*. 2021; 215:1–13.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117014>
9. Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Gromov V.E. The influence of weak magnetic fields on the microhardness of polycrystalline aluminum. *Vestnik YuUrGU. Seriya «Matematika. Mekhanika. Fizika»*. 2010;9:53–56. (In Russ.).
10. Morgunov R.B., Valeev R.A., Skvortsov A.A., Korolev D.V., Piskorskii V.P., Kunitsyn E.I., Kucheryaev V.V., Koplak O.V. Magnetoplastic and magnetomechanical effects in aluminum alloys with magnetostrictive microinclusions.

- Trudy VIAM*. 2019;10(82):3–13. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2019-0-10-3-13>
11. Jun L., Hongyun L., Chu L., Tianshu Z., Runze W., Yue M. Effect of magnetic field on precipitation kinetics of an ultrafine grained Al – Zn – Mg – Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;798:139990.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139990>
  12. Koch C.C. Experimental evidence for magnetic or electric field effects on phase transformations. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;287:213–218.  
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00778-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00778-4)
  13. Aristova N.A., Kolobnev I.F. *Heat treatment of cast aluminum alloys*. Moscow: Metallurgiya. 1977:144. (In Russ.).
  14. Belyaev A.I., Bochvar O.S., Buinov N.N., Kolobnev N.I., Kolpachev A.A., Kostyukov L.A., Pokhodaev K.S., Senatorova O.G., Romanova R.R., Tkachenko E.A., Fridlyander I.N. *Metallurgy of aluminum and its alloys*. Moscow: Metallurgiya. 1983:280. (In Russ.).
  15. Osinskaya Yu.V., Magamedova S.G., Pokoev A.V. The influence of the amplitude of the pulsed magnetic field on the parameters of the magnetoplastic effect in the aged aluminum alloy Al – Si – Cu – Fe. *Poverkhnost'. Rentgenovskie, sinkhrotronnye i neutronnye issledovaniya*. 2024; 1:17–22. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.31857/S1028096024010031>
  16. Osinskaya Yu.V., Pokoev A.V., Magamedova S.G. The influence of constant magnetic field intensity on the phase formation process in aged aluminum alloy Al – Si – Cu – Fe. *Poverkhnost'. Rentgenovskie, sinkhrotronnye i neutronnye issledovaniya*. 2022;2:80–84. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.31857/S1028096022020091>
  17. Osinskaya Yu.V., Pokoev A.V., Magamedova S.G. Study of pulsed magnetic field on aging of aluminum alloy Al–Si–Cu–Fe. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Series Obraz.* 2021;85.7:1018–1023. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.31857/S0367676521070176>
  18. Geller Yu.A. *Materials Science*. Moscow: Metallurgiya, 1989:456. (In Russ.).
  19. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron microscopic analysis*. Moscow: MISIS, 2002:360. (In Russ.).
  20. Semenova O.R. *X-ray diffraction study of fine structure of solids*. Perm': Perm State National Research University. 2018:96. (In Russ.).
  21. Volkov N.V., Skrytnyi V.I., Filippov V.P., Yal'tsev V.N. *Methods of studying the structural and phase state of materials*. Moscow: MIFI. 2008:808. (In Russ.).

**Сведения об авторах:**

**Юлия Владимировна Осинская**, к.ф.-м.н., заведующий кафедрой физики твердого тела, руководитель Центра развития компетенций, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева  
**E-mail:** ojv76@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0002-4586-4596  
**SPIN-код:** 4675-6648

**Селимат Габидуллаевна Магамедова**, ассистент кафедры физики твердого тела, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева  
**E-mail:** shakhbanova.sg@ssau.ru  
**ORCID:** 0009-0006-9370-6177  
**SPIN-код:** 5960-059

**Сергей Васильевич Воронин**, к.т.н., доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева  
**E-mail:** voronin.sv@ssau.ru  
**ORCID:** 0000-0002-4370-9832  
**SPIN-код:** 5010-5268

**Information about the authors:**

**Yulia V. Osinskaya**, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Department of Solid State Physics and Nonequilibrium Systems, Samara National Research University  
**E-mail:** ojv76@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0002-4586-4596  
**SPIN-код:** 4675-6648

**Selimat G. Magamedova**, assistant, Department of Solid State Physics, Samara National Research University  
**E-mail:** shakhbanova.sg@ssau.ru  
**ORCID:** 0009-0006-9370-6177  
**SPIN-код:** 5960-059

**Sergey V. Voronin**, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Metal Technology and Aviation Materials Science, Samara National Research University  
**E-mail:** voronin.sv@ssau.ru  
**ORCID:** 0000-0002-4370-9832  
**SPIN-код:** 5010-5268

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 29.04.2025

После доработки 02.06.2025

Принята к публикации 10.06.2025

Received 29.04.2025

Revised 02.06.2025

Accepted 10.06.2025

**Original article**

UDC 542.06

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-51-62

**EVALUATION OF TITANIUM DIOXIDE NANOTUBE STRUCTURE BY ULTRASONIC-HYDROTHERMAL SYNTHESIS METHOD FOR CORROSION INHIBITOR STORAGE APPLICATION**

© 2025 V. Z. Vu, H. B. Nguyen, R. I. Nigmatzyanov

Moscow Automobile and Road Construction State Technical University (MADI) (64 Leningradsky Prospekt, Moscow, 125319, Russian Federation)

**Abstract.** This study presents the synthesis of TiO<sub>2</sub> nanotubes using a combined hydrothermal–ultrasonic approach with short hydrothermal durations ranging from 4 to 10 hours, aiming to evaluate the controllability of morphology and crystalline structure for anticorrosion applications. Ultrasonic pretreatment was applied to enhance precursor dispersion and promote the formation of ordered nanotubular structures, thereby reducing synthesis time compared with conventional hydrothermal processes. The obtained materials were characterized using several complementary techniques: scanning electron microscopy (SEM) to analyze morphology and nanotube distribution, Raman spectroscopy and X-ray diffraction (XRD) to assess phase composition and crystallinity, and Fourier-transform infrared spectroscopy (FTIR) to identify surface bonding features. The results revealed apparent differences in nanotube organization, crystallinity, and phase development depending on the reaction duration, confirming that synthesis time plays a decisive role in tailoring structural parameters. These findings demonstrate that the hydrothermal–ultrasonic method provides an efficient and versatile route for fabricating TiO<sub>2</sub> nanotubes with tunable structural and functional properties. Furthermore, the synthesized nanostructures exhibit strong potential as carriers of corrosion inhibitors, enabling improved storage and controlled release within polymer-based protective coatings, thereby contributing to the development of next-generation anticorrosion technologies.

**Keywords:** TiO<sub>2</sub> nanotubes, ultrasonic-hydrothermal method, reaction time, corrosion inhibitor storage capacity

**Acknowledgments.** The material was prepared as part of scientific research under project No. FFSM-2024-0001

**For citation:** Vu V.Z., Nguyen H.B., Nigmatzyanov R.I. Evaluation of titanium dioxide nanotube structure by ultrasonic-hydrothermal synthesis method for corrosion inhibitor storage application. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):51–62. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-51-62](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-51-62)

**ОЦЕНКА СТРУКТУРЫ НАНОТРУБОК ДИОКСИДА ТИТАНА, СИНТЕЗИРОВАННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВО-ГИДРОТЕРМАЛЬНЫМ МЕТОДОМ, ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ХРАНЕНИИ ИНГИБИТОРОВ КОРРОЗИИ**

© 2025 г. В. З. Ву, Х. Б. Нгуен, Р. И. Нигметзянов

Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (Россия 125319, Москва, Ленинградский проспект, 64)

**Аннотация.** В настоящем исследовании представлен синтез нанотрубок TiO<sub>2</sub> с использованием комбинированного гидротермального и ультразвукового подходов с короткими выдержками от 4 до 10 ч для оценки управляемости морфологии и кристаллической структуры для антикоррозионных приложений. Ультразвуковая подготовка улучшала диспергирование прекурсора и способствовала формированию упорядоченных нанотрубчатых структур, сокращая время синтеза по сравнению с традиционными методами. Полученные материалы были исследованы с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) для анализа морфологии и распределения нанотрубок, спектроскопии Рамана и рентгеноструктурного анализа (РСА) для оценки фазового состава и кристалличности, а также

инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье) для изучения поверхностных связей. Результаты показали различия в организации нанотрубок, кристалличности и фазовом развитии в зависимости от времени реакции, подтверждая ключевую роль длительности синтеза в формировании структурных параметров. Рассматриваемый гибридный метод представляет собой эффективную стратегию синтеза функциональных наноматериалов с улучшенной способностью к хранению и контролируемому высвобождению ингибиторов коррозии в полимерных покрывных системах.

**Ключевые слова:** нанотрубки  $\text{TiO}_2$ , ультразвуко-гидротермальный метод, время реакции, способность к хранению ингибиторов коррозии

**Финансирование.** Материал подготовлен в рамках научных исследований по проекту № FFSM-2024-0001.

**Для цитирования:** Бу В.З., Нгуен Х.Б., Нигметзянов Р.И. Оценка структуры нанотрубок диоксида титана, синтезированных ультразвуково-гидротермальным методом, для применения в хранении ингибиторов коррозии. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):51–62. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-51-62](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-51-62)

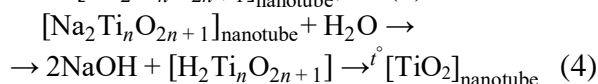
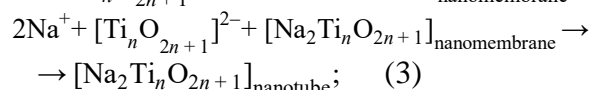
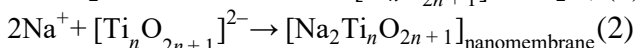
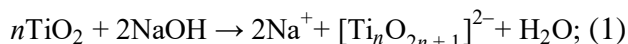
## Introduction

The hydrothermal method for synthesizing  $\text{TiO}_2$  nanotubes has been extensively studied and developed since 1998 [1]. However, a significant limitation of this approach is the typically prolonged synthesis time, which ranges from 24 to 72 hours, thereby reducing its practical applicability [2 – 4]. In this method,  $\text{TiO}_2$  nanotubes are formed by reacting  $\text{TiO}_2$  powder and a NaOH solution under hydrothermal conditions in an autoclave. To enhance the efficiency of the synthesis process, ultrasonic treatment is applied before the hydrothermal reaction. This technique facilitates uniform dispersion of  $\text{TiO}_2$  powder in the solution, breaks apart particle agglomerates, promotes chemical reactions, and increases the interfacial contact area between the phases. Ultrasonic waves induce cavitation effects, forming microbubbles that collapse to generate localized high temperatures and pressures. These conditions accelerate dissolution and material restructuring, significantly reducing the synthesis time.

The synthesis process of  $\text{TiO}_2$  nanotubes is influenced by various factors such as hydrothermal

temperature and duration, ultrasonic power and time, acid washing procedure, and calcination temperature [5]. Adjusting reaction parameters (temperature, pressure, reagent concentration, ultrasonic power and duration, etc.) allows for effective control over the morphology and size of the nanotubes [6; 7], thereby enabling the targeted fabrication of materials with specific structural features.

The formation mechanism of  $\text{TiO}_2$  nanotubes by the hydrothermal-ultrasonic method can be considered as follows [5; 8 – 10]:



The diagram illustrating the formation of  $\text{TiO}_2$  nanotubes is described in Fig. 1.

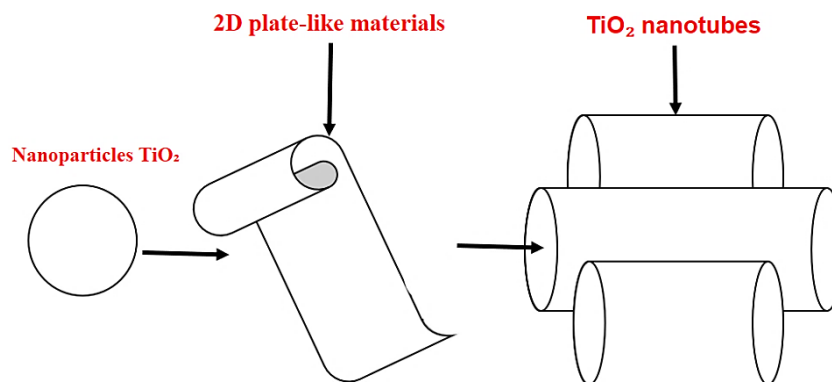


Fig. 1. Schematic illustration of the formation mechanism of  $\text{TiO}_2$  nanotubes from  $\text{TiO}_2$  nanoparticles  
Рис. 1. Схематическая диаграмма, иллюстрирующая процесс превращения наночастиц оксида  $\text{TiO}_2$  в нанотрубки  $\text{TiO}_2$

Such tailored TiO<sub>2</sub> nanotube structures are beautiful in nanotechnology, not only for their ability to store and control the release of corrosion inhibitors, but also for their potential use as functional additives in polymer-based coatings [11 – 12]. Recent studies have shown that embedding TiO<sub>2</sub> nanotubes loaded with corrosion inhibitors into epoxy or other polymer matrices can significantly enhance the barrier properties and active corrosion protection of the coatings, especially in aggressive marine environments [13 – 15]. In this context, the nanotubes act as nanocontainers that provide a self-healing effect by releasing inhibitors in response to local pH changes or chloride ion attack, thereby extending the service life of metallic structures exposed to seawater.

## Research Methodology

### Material

Titanium dioxide "Degussa P25", sodium hydroxide, hydrochloric acid... All chemicals were used without further purification.

### Research Methodology

1.5 g of TiO<sub>2</sub> (Degussa P25) was dispersed in 50 mL of 10 M NaOH solution and stirred for 15 minutes. The mixture was then treated with ultrasound for 2 hours at 22 Hz.

In this study, the hydrothermal procedure was designed as follows: the prepared solution was transferred into a Teflon-lined autoclave and subjected to hydrothermal treatment at 200 °C for 4, 6, 8, and 10 h, as proposed by the research group. After completion of the synthesis, the obtained product was filtered, rinsed with dilute HCl solution, and subsequently washed several times with deionized water until a neutral pH was reached.

Finally, the samples were dried and calcined at 350 °C for 1 hour before being analyzed using SEM, XRD, and Raman spectroscopy.

### Measurements

The material's morphology was analyzed using Scanning Electron Microscopy (SEM) on a "JEOL-4000 EX High-Resolution Electron Microscopy", X-ray crystallography (XRD) on a "Siemens D-500 X-ray Diffraction System," Raman spectroscopy using an "HRS-500 Spectrometer with a Pylon 100BR Detector", and Fourier-transform infrared spectroscopy "was performed on a Vertex 80v Fourier spectrometer in the spectral range of 400-4000 cm<sup>-1</sup> with a resolution of 4 cm<sup>-1</sup>". All studies were conducted at the Institute of Solid State Physics of the Russian Academy of Sciences (Institute of Solid State Physics RAS), Russian Federation.

## Results and discussion

The morphological and structural characteristics of the nanotubes synthesized by the hydrothermal-

ultrasonic method were investigated using SEM analysis (Fig. 2). The analysis results reveal the typical structure of the nanotubes, with diameters ranging from 50 to 300 nm and lengths from 1 to 10 μm. SEM analysis shows that the sample synthesized hydrothermally for 4 hours exhibits a dense structure with a high tube density, while the sample synthesized hydrothermally for 6 hours shows a dense distribution of nanotubes with strong agglomeration. The samples synthesized hydrothermally for 8 and 10 hours display a more balanced structure with a more uniform distribution. The variation in nanotube density across the samples is believed to be attributed to the different conditions during the synthesis process.

According to previous studies, TiO<sub>2</sub> nanotubes are typically synthesized via hydrothermal treatment at 150 °C for 24 hours, resulting in nanotubes with outer diameters ranging from 3.93 to 11.44 nm and lengths between 2 and 10 μm. These structures are characterized by thin, uniform tubes with high crystallinity-suitable for applications in photocatalysis, environmental remediation, and biomedicine [9; 16; 17]. However, in this study, TiO<sub>2</sub> nanotubes were synthesized using a combined hydrothermal-ultrasonic method within a significantly shorter duration of 4 to 10 hours, yielding nanotubes with larger diameters ranging from 50 to 300 nm and lengths from 1 to 10 μm. Although the hydrothermal reaction time was significantly shorter than the conventional 24-hour process [16; 17], well-formed TiO<sub>2</sub> nanotubes with high density and comparable lengths were still successfully obtained.

The Raman spectroscopy analysis results (Fig. 3) show a significant transformation between the TiO<sub>2</sub> samples as a function of hydrothermal time, particularly in the phase structure changes and the characteristics of crystal lattice vibrations. The peak at 146 cm<sup>-1</sup>, corresponding to the characteristic  $E_g$  mode of the anatase phase [18; 19], is visible in the samples synthesized after 4 and 6 hours, and is more potent in the hydrothermal sample for 4 hours. However, this peak almost disappears in the samples synthesized hydrothermally for 8 and 10 hours, indicating a decline in the anatase phase as the hydrothermal time is extended. Similarly, the 236 and 279 cm<sup>-1</sup> peaks, associated with anatase's characteristic or second-order vibrations (such as the  $B_{1g}$  mode) [18; 19], gradually weaken and disappear in the later samples. Notably, the peak around 127 cm<sup>-1</sup>, characteristic of the  $B_{1g}$  mode of the rutile phase [18; 19], only appears in the samples synthesized after 8 and 10 hours, reflecting the formation of the rutile phase under extended hydrothermal conditions. Along with this, other characteristic peaks of rutile, such as 447 cm<sup>-1</sup> ( $E_g$ ) and 610 cm<sup>-1</sup> ( $A_{1g}$ ), become increasingly prominent, further

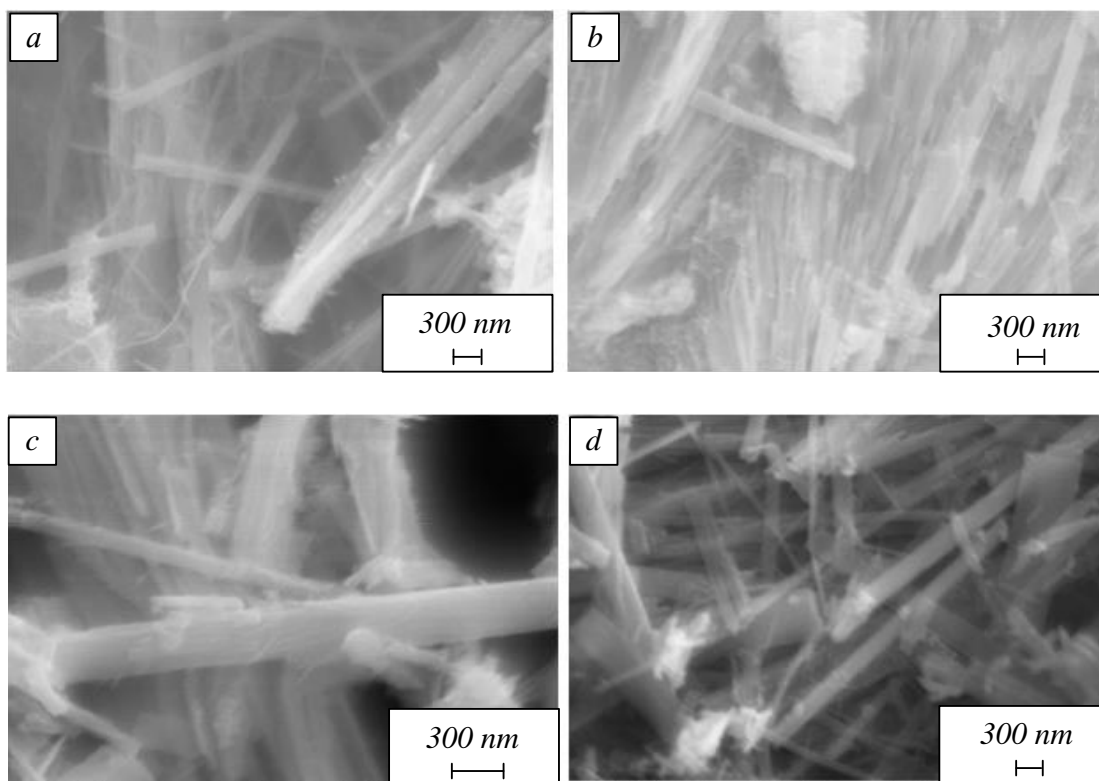


Fig. 2. SEM analysis of  $\text{TiO}_2$  nanotube structures synthesized using a combined ultrasonic–hydrothermal treatment:

$a - d - 4; 6; 8; 10 \text{ h}$

Рис. 2. Структур нанотрубок  $\text{TiO}_2$ , полученных методом гидротермального синтеза при различном времени обработки:

$a - d - 4; 6; 8; 10 \text{ ч}$

reinforcing the observation of the phase transition from anatase to rutile [18; 19].

The evaluation of the relationship between structure and the ability to store and release corrosion

inhibitors, based on SEM analysis of the synthesized nanotube samples, shows a clear correlation between nanomorphology, crystal structure, and this ability. The hydrothermal synthesis sample at 4

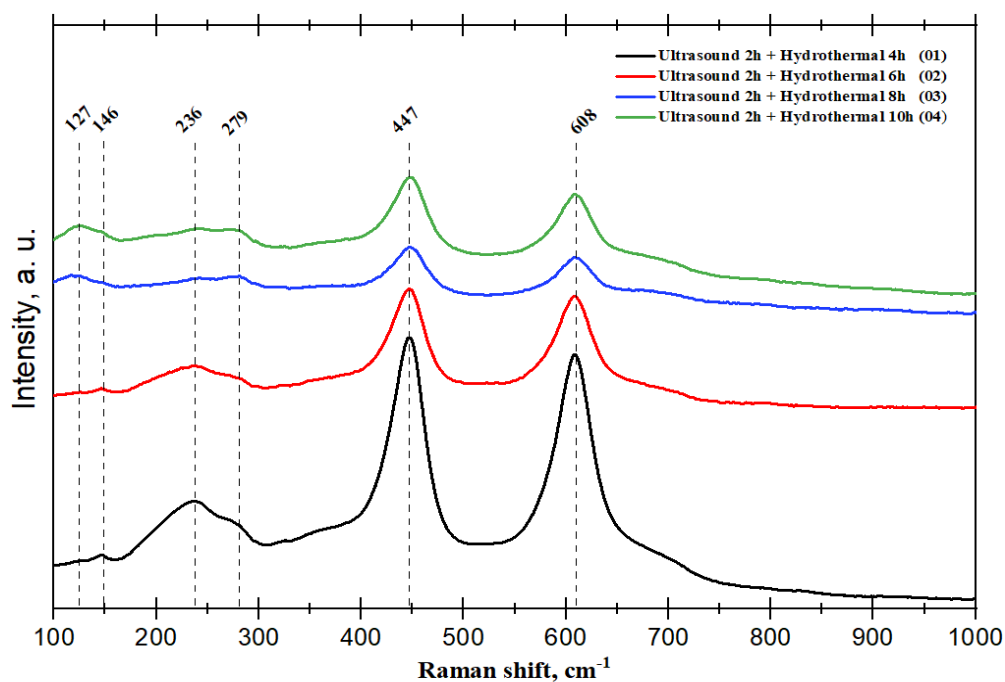


Fig. 3. Raman spectra of  $\text{TiO}_2$  nanotube samples synthesized by combined ultrasonic–hydrothermal treatment.

Рис.3. Рамановские спектры образцов нанотрубок  $\text{TiO}_2$ , синтезированных комбинированной ультразвуково-гидротермальной обработкой

hours, with a high nanowire density ( $> 50$  wires/ $\mu\text{m}^2$ ) and a dense structure, exhibits a prominent presence of the anatase phase, with a large surface area and a porous structure [20; 21], which facilitates the adsorption and storage of inhibitors. However, the uneven distribution and dense structure may affect the controlled release of inhibitors and reduce the dispersion efficiency within the epoxy matrix. The hydrothermal synthesis sample at 6 hours, with strong aggregation and nanoparticles on the surface, can improve adhesion to the polymer and enhance mechanical properties, but faces difficulties in the dispersion and release of inhibitors. The hydrothermal synthesis sample at 8 hours, with a dispersed tubular structure, thin tube walls, and low impurity surface, promotes the rapid diffusion of inhibitors and compatibility with epoxy. However, the low nanotube density and the clear formation of the rutile phase may reduce the corrosion inhibitor storage capacity. Finally, the hydrothermal synthesis sample at 10 hours, with a uniform structure, stable diameter, and a predominance of the rutile phase, although the adsorption capacity may be lower compared to anatase, optimized the controlled release and uniform dispersion of inhibitors in the epoxy matrix.

XRD analysis (Fig. 4) of the four  $\text{TiO}_2$  nanotube samples reveals significant variations in crystallinity and phase composition depending on the hydrothermal reaction time. The sample synthesized for 10 hours exhibits the weakest diffraction intensity, with characteristic peaks of the layered titanate phase appearing at  $2\theta \approx 10.6^\circ$  and  $20^\circ$ , while rutile peaks are only faintly observed. This indicates that the material predominantly retains its original layered structure and that the phase transformation to  $\text{TiO}_2$  remains limited. In the sample subjected to an 8-hour hydrothermal reaction, the peaks at  $2\theta \approx 10.6^\circ$  and  $19.6^\circ$  become more pronounced, suggesting a more evident formation of the layered titanate phase ( $\text{H}_2\text{Ti}_3\text{O}_7$  or  $\text{Na}_2\text{Ti}_3\text{O}_7$ ). At the same time, weak rutile peaks at  $2\theta \approx 27.4^\circ$  and  $36.6^\circ$  are still present, indicating that the material is in an intermediate stage of the phase transformation process [22; 23]. The sample reacted for 6 hours and displayed a diffraction pattern with all characteristic rutile peaks, although with lower intensities than the 4-hour sample. This suggests that crystallization is relatively complete, although a small intermediate phase may still exist. The sample synthesized for 4 hours shows the highest intensity XRD pattern, with sharp and well-defined peaks—most notably at  $2\theta \approx 27.4^\circ$ , corresponding to the (110) plane of rutile  $\text{TiO}_2$ —along with other typical peaks at  $36.1$ ,  $41.2$ ,  $44.0$ ,  $48.6$  and  $54.6^\circ$  [22; 23], reflecting a high de-

gree of crystallinity and a clear phase transformation from titanate to rutile.

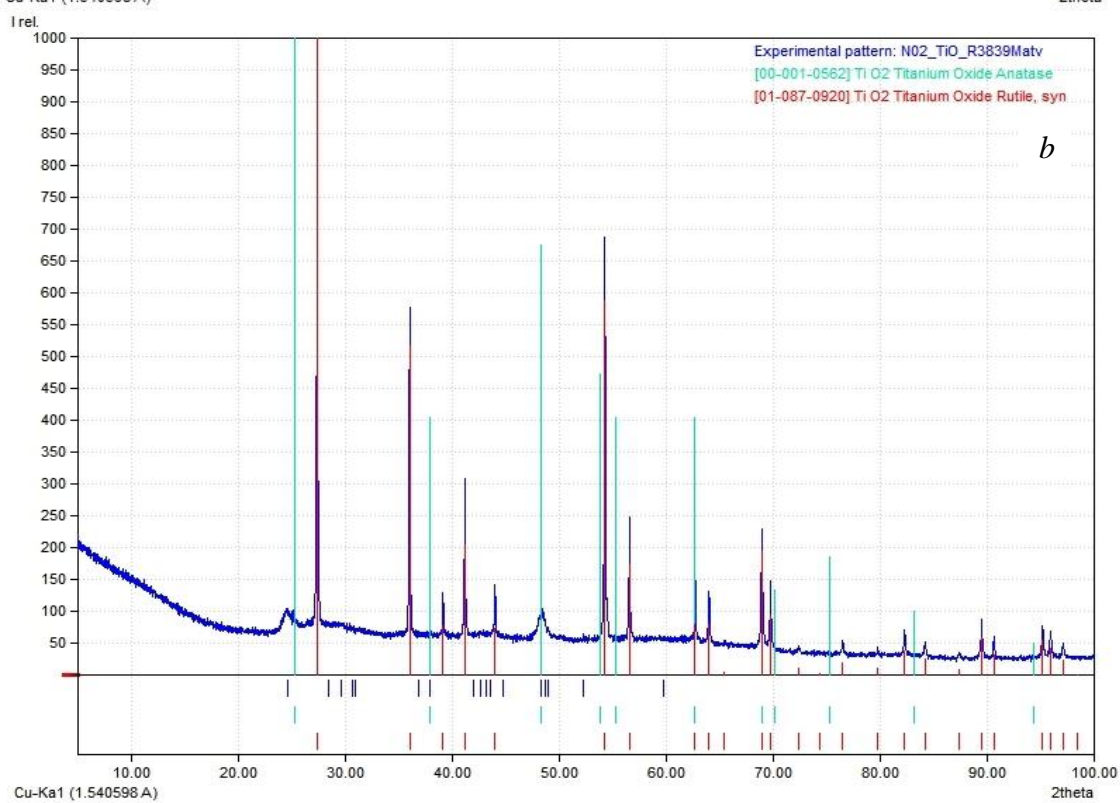
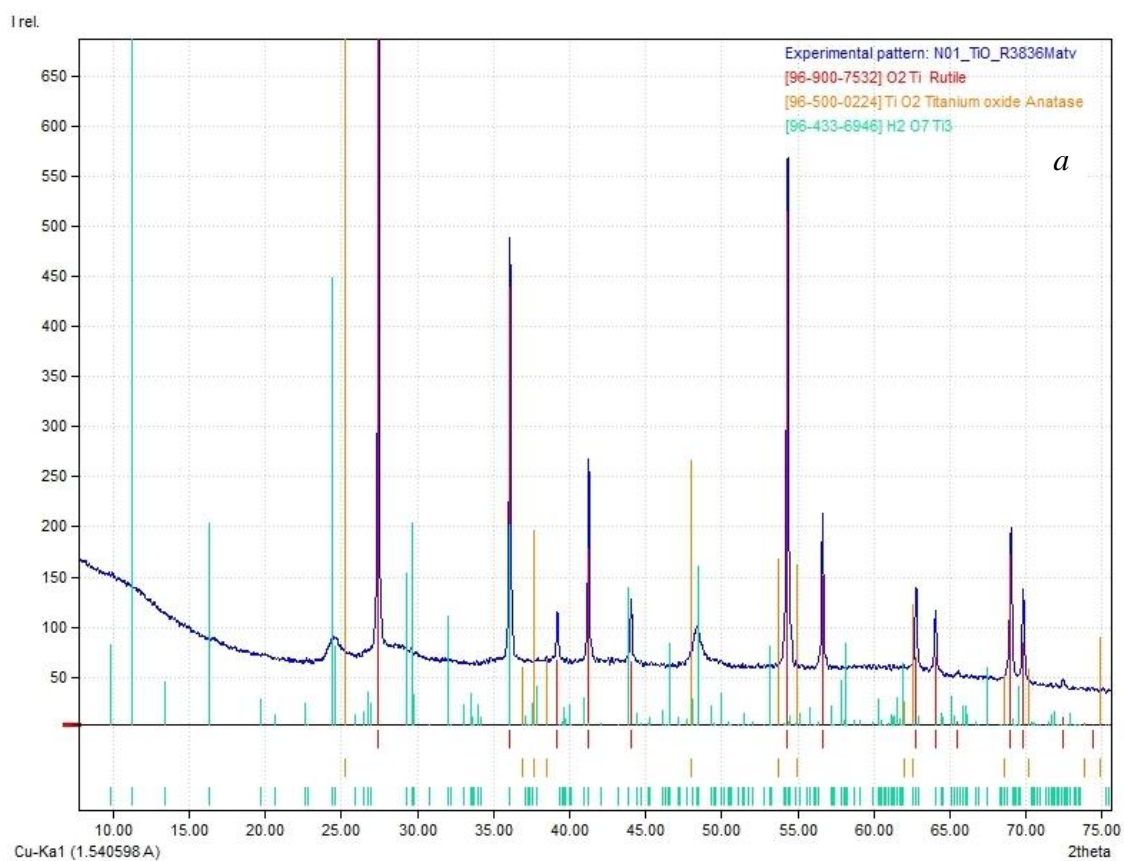
A semi-quantitative estimation of the phase composition based on XRD peak intensity and sharpness was conducted for the synthesized  $\text{TiO}_2$  nanotube samples (Table). Although a complete Rietveld refinement was not performed due to the lack of raw diffraction data, visual analysis indicates a clear trend of phase evolution with hydrothermal treatment time.

The FTIR spectra (Fig. 5) reveal the presence of characteristic absorption bands at  $520$ ,  $696$ ,  $970$ , and  $1120\text{ cm}^{-1}$ , clearly reflecting the structural evolution and phase composition changes of  $\text{TiO}_2$  samples as a function of hydrothermal treatment time. The band at approximately  $520\text{ cm}^{-1}$  is assigned to  $\text{Ti}-\text{O}-\text{Ti}$  bending vibrations characteristic of the rutile lattice. In contrast, the signal at  $696\text{ cm}^{-1}$  corresponds to stretching vibrations of  $\text{TiO}_6$  octahedral units, which become more pronounced when rutile predominates at shorter treatment durations. The band at  $970\text{ cm}^{-1}$  is attributed to  $\text{Ti}-\text{O}$  stretching vibrations associated with hydroxyl groups or adsorbed water. It simultaneously indicates the development of layered titanate structures as the hydrothermal time is extended [24; 25].

The intensity of these absorption bands decreases in the following order: the 6 h sample exhibits the strongest signals, followed by the 4 h sample, whereas the 8 h and 10 h samples display a pronounced attenuation and show comparable spectral characteristics. This trend indicates that in the shorter hydrothermal treatments (4 – 6 h), the characteristic vibrations of  $\text{Ti}-\text{O}-\text{Ti}$  networks and  $\text{Ti}-\text{O}-\text{hydroxyl}$  linkages remain relatively strong, reflecting the presence of rutile and anatase phases with well-defined crystallinity. In contrast, for the longer treatment durations (8 – 10 h), the simultaneous weakening of these bands is associated with structural reorganization, in which rutile is gradually dissolved and replaced by layered titanate, resulting in nearly identical spectral features for the two samples. Such an FTIR evolution is in excellent agreement with the semi-quantitative Rietveld estimations, thereby reinforcing the evidence of a phase transition from rutile/anatase to titanate with increasing hydrothermal time.

The semi-quantitative Rietveld analysis reveals a progressive transformation in the phase composition of the nanotube samples with increasing hydrothermal duration, evolving from a rutile-dominated structure at 4 hours to a titanate-rich structure at 10 hours. This transition can be attributed to an alkali-driven dissolution-recrystallization mechanism, in which the initially stable and highly crystalline rutile phase undergoes gradual surface dissolution under concentrated  $\text{NaOH}$  conditions.





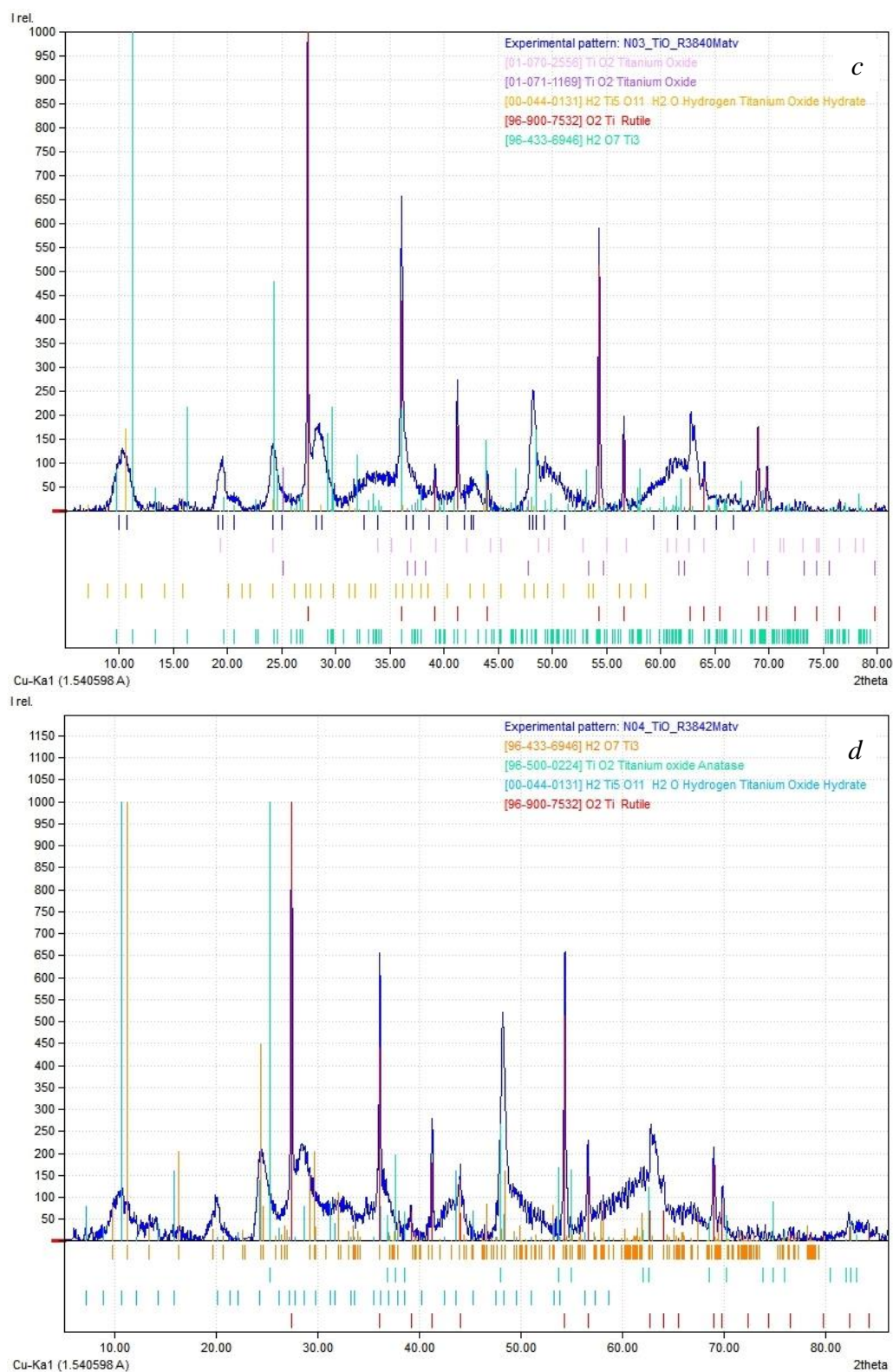


Fig. 4. XRD spectrum of  $\text{TiO}_2$  nanotube samples synthesized via the ultrasonic–hydrothermal method  
*a – d – 4; 6; 8; 10 h*

Рис. 4. Графики PCA анализа образцов нанотрубок  $\text{TiO}_2$ :  
*a – d – 4; 6; 8; 10 ч*

The dissolution process liberates  $\text{Ti}(\text{OH})_6^{2-}$  species, which subsequently condense and reorganize into layered sodium titanates, leading to the steady increase of titanate content and concurrent reduction

of rutile and anatase fractions. Prolonged hydrothermal treatment, therefore, promotes the thermodynamically favored growth of titanate structures over the retention of rutile crystallites.

**Simulated Rietveld-Based Phase Composition Analysis (Semi-Quantitative Estimation)**  
**Смоделированный фазовый состав на основе анализа Ритвелда (полуколичественная оценка)**

Hydrothermal Treatment Time, hours	Rutile Content, % w/w	Anatase Content, % w/w	Titanate Content, % w/w	Key Observations
4	~75 – 80	~15	~5 – 10	Rutile phase dominates; sharp and intense diffraction peaks indicate high crystallinity
6	~60 – 65	~25	~10 – 15	Anatase phase becomes more evident; moderate presence of titanate
8	~35 – 40	~10	~50 – 55	Titanate phase significantly increases; rutile phase weakens
10	~20	~5	~75	Titanate phase is predominant; rutile phase is minimal

Ultrasonic assistance intensifies this process by inducing acoustic cavitation, which generates localized high-temperature and high-pressure microdomains, enhances mass transfer, and fragments primary crystallites, thereby increasing the surface area available for nucleation. These effects collectively lower the kinetic barrier of the rutile-to-titanate transformation and accelerate structural reorganization, explaining the predominance of titanate after extended treatment times.

The difference between the XRD analysis results and Raman spectra clarifies the multiphase nature and the uneven distribution of the structure in TiO<sub>2</sub> nanotube materials, which directly affects their ability to store and release corrosion inhibitors. XRD primarily provides information about crystalline phases with high crystallinity and long-range order.

At the same time, Raman spectra allow for detecting vibrational modes specific to local phases, with nanoscale size or those present at the surface-key factors in the adsorption and controlled release mechanisms of corrosion inhibitor molecules [26; 27]. The presence of the anatase phase, distinctly characterized by Raman spectra, is associated with a porous structure and a large surface area, which is favorable for storing inhibitors within the nanotube cavities. In contrast, phases such as rutile, identified in XRD analysis, have a dense structure with fewer defects, typically supporting a stable and controlled release process [20; 21]. Therefore, the difference between the XRD and Raman results is not contradictory but complementary, providing a comprehensive understanding of the phase transition process and structural distribution.

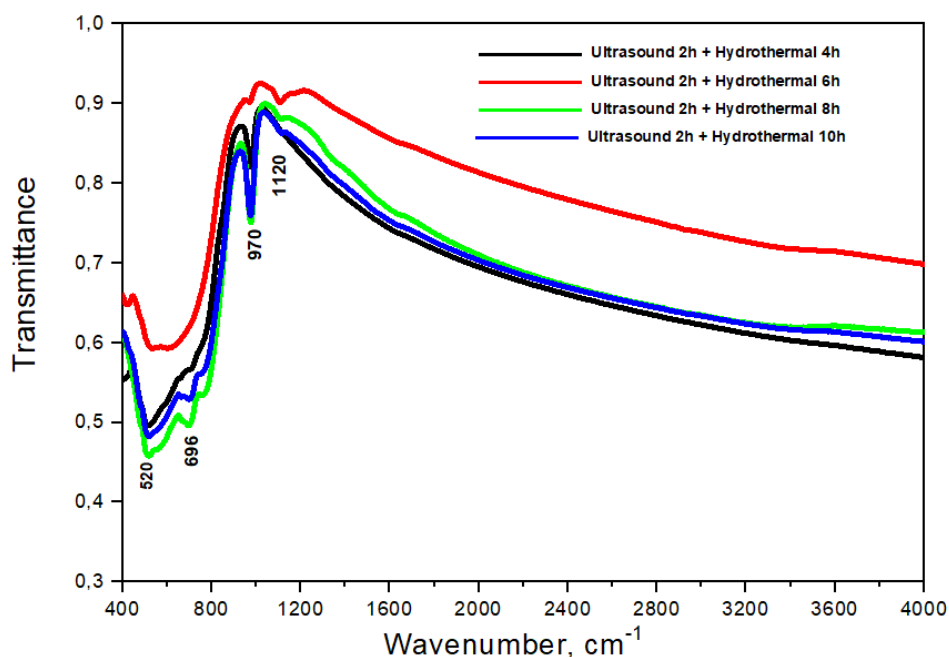


Fig. 5. FTIR spectra of nanotube samples synthesized by the combined ultrasonic-hydrothermal treatment method  
 Рис. 5. ИК-Фурье спектры образцов нанотрубок, синтезированных методом комбинированной ультразвуково-гидротермальной обработкой

The simultaneous combination of SEM, Raman spectroscopy, FTIR, and XRD methods enables a comprehensive observation, from external morphology to internal structure, thus clarifying the impact of synthesis conditions on corrosion inhibitors' storage and release capability. This approach also highlights the advantages of the hydrothermal method combined with ultrasonic treatment in creating controllable structure and function nanomaterials.

### Conclusion

This evaluation study clarified the impact of reaction time, ranging from 4 to 10 hours, on the morphological characteristics, crystal structure, and corrosion inhibitor storage-release capacity of TiO<sub>2</sub> nanotube materials synthesized via the hydrothermal method combined with ultrasonic treatment. SEM analysis results show a significant change in the tube morphology, from a densely aggregated state to a more uniform distribution as the reaction time increases. At the same time, the Raman spectra and FTIR reflect a phase transition from anatase to rutile, with a gradual decrease in the presence of anatase-specific modes and an increase in rutile-specific vibrations. XRD analysis confirms the trend of increased crystallinity and changes in phase distribution over time, indicating the presence of intermediate phases such as titanates under certain conditions. The difference between Raman and XRD results is not contradictory but reflects the sensitivity of each method to different structural aspects, from surface vibrations to long-range crystal lattice order. The hydrothermal-ultrasonic method not only reduces the reaction time but also provides better control over the TiO<sub>2</sub> nanotube formation process, optimizing the structural properties for future improved anti-corrosion applications.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kasuga T., Hiramatsu M., Hoson A., Sekino T., Niihara K. Формирование нанотрубки оксида титана. *Langmuir*. 1998;14(12):3160–3163. <https://doi.org/10.1021/la9713816>
2. Cui L., Hui K.N., Hui K.S. et al. Facile microwave-assisted hydrothermal synthesis of TiO<sub>2</sub> nanotubes. *Mater Lett*. 2012;75:175–178. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.02.004>
3. Dimas B.V., Hernández Pérez I., Febles V.G. et al. Atomic-scale investigation on the evolution of TiO<sub>2</sub>-anatase prepared by a sonochemical route and treated with NaOH. *Materials*. 2020;13(3):685. <https://doi.org/10.3390/ma13030685>
4. Alkanad K., Hezam A., Al-Zaqri N. et al. One-step hydrothermal synthesis of anatase TiO<sub>2</sub> nanotubes for efficient photocatalytic CO<sub>2</sub> reduction. *ACS Omega*. 2022;7(43):38686–38699. <https://doi.org/10.1021/acsomega.2c04211>
5. Ou H.H., Lo S.L. Review of titania nanotubes synthesized via the hydrothermal treatment: Fabrication, modification, and application. *Sep Purif Technol*. 2007;58(1):179–191. <https://doi.org/10.1016/j.seppur.2007.07.017>
6. Zavala M.Á.L., Morales S.A.L., Ávila-Santos M.S. Synthesis of stable TiO<sub>2</sub> nanotubes: effect of hydrothermal treatment, acid washing and annealing temperature. *Heliyon*. 2017;3(11):e00456. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2017.e00456>
7. Shi Y., Li R., Lei Z. Influences of synthetic parameters on morphology and growth of high entropy oxide nanotube arrays. *Coatings*. 2022;13(1):46. <https://doi.org/10.3390/coatings13010046>
8. Parinov I.A., Chang S.H., Gupta V.K., editors. Advanced Materials: Proceedings of the International Conference on “Physics and Mechanics of New Materials and Their Applications.” Springer International Publishing; 2018.
9. Liu N., Chen X., Zhang J., Schwank J.W. A review on TiO<sub>2</sub>-based nanotubes synthesized via hydrothermal method: Formation mechanism, structure modification, and photocatalytic applications. *Catal Today*. 2014;225:34–51. <https://doi.org/10.1016/j.cattod.2013.10.090>
10. Niu L., Zhao X., Tang Z. et al. Difference in performance and mechanism for methylene blue when TiO<sub>2</sub> nanoparticles are converted to nanotubes. *J. Clean Prod*. 2021;297:126498. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2021.126498>
11. Muresan L.M. Nanocomposite coatings for anti-corrosion properties of metallic substrates. *Materials*. 2023;16(14):5092. <https://doi.org/10.3390/ma16145092>
12. Kumar N., Sharma A. Surface coatings and functionalization strategies for corrosion mitigation. *American Chemical Society*. 2022;291–316. <https://doi.org/10.1021/bk-2022-1418.ch014>
13. Kumar S.S., Kakooei S. Container-based smart nanocoatings for corrosion protection. In: *Corrosion Protection at the Nanoscale*. 2020;403–421. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819359-4.00021-0>
14. Ubaid F., Naeem N., Shakoar R.A., Kahraman R., Mansour S., Zekri A. Effect of concentration of DOC loaded TiO<sub>2</sub> nanotubes on the corrosion behavior of smart coatings. *Ceram Int*. 2019;45(8):10492–10500. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.02.111>
15. Ву В.З., Нигметзянов Р.И. Обзор защиты от коррозии с помощью нанонитей TiO<sub>2</sub> и нанотрубок БТА/TiO<sub>2</sub>, диспергированных в эпоксидной смоле, и предлагаемый метод

- получения антикоррозионного покрытия из этого материала с помощью ультразвука. *Chem Bull.* 2025;8(1):2.  
<https://doi.org/10.58224/2619-0575-2025-8-1-2>
16. Rajamahendran T., Kasinathan K., Sivakumar R. et al. Effects of hydrothermal temperature and time on the structural and morphology of TiO<sub>2</sub> nanotubes and functionalization with sulfonic acid. *AIP Conf Proc.* 2021;2401(1).  
<https://doi.org/10.1063/5.0072985>
  17. Chen H., Chen D., Bai L., Shu K. Hydrothermal synthesis and electrochemical properties of TiO<sub>2</sub> nanotubes as an anode material for lithium ion batteries. *Int J Electrochem Sci.* 2018;13(2):2118–2125.  
<https://doi.org/10.20964/2018.02.75>
  18. Ohsaka T., Izumi F., Fujiki Y. Raman spectrum of anatase, TiO<sub>2</sub>. *J. Raman Spectrosc.* 1978;7(6):321–324.  
<https://doi.org/10.1002/jrs.1250070606>
  19. Frank O., Zukalova M., Laskova B. et al. Raman spectra of titanium dioxide (anatase, rutile) with identified oxygen isotopes (16, 17, 18). *Phys Chem Chem Phys.* 2012;14(42):14567–14572.  
<https://doi.org/10.1039/C2CP42763J>
  20. Ubaid F., Naeem N., Shakoor R.A. et al. Effect of concentration of DOC loaded TiO<sub>2</sub> nanotubes on the corrosion behavior of smart coatings. *Ceram Int.* 2019;45(8):10492–10500.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.02.111>
  21. Chen H., Chen D., Bai L., Shu K. Hydrothermal synthesis and electrochemical properties of TiO<sub>2</sub> nanotubes as an anode material for lithium ion batteries. *Int J Electrochem Sci.* 2018;13(2):2118–2125.  
<https://doi.org/10.20964/2018.02.75>
  22. Lacks D.J., Gordon R.G. Crystal-structure calculations with distorted ions. *Phys Rev B.* 1993;48(5):2889.  
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.48.2889>
  23. Swamy V., Dubrovinsky L.S., Dubrovinskaya N.A. et al. Size effects on the structure and phase transition behavior of baddeleyite TiO<sub>2</sub>. *Solid State Commun.* 2005;134(8):541–546.  
<https://doi.org/10.1016/j.ssc.2005.02.035>
  24. Dimitrijevic N.M., Saponjic Z.V., Rabatic B.M., Poluektov O.G., Rajh T. Effect of size and shape of nanocrystalline TiO<sub>2</sub> on photo-generated charges: an EPR study. *J. Phys Chem C.* 2007;111(40):14597–14601.  
<https://doi.org/10.1021/jp0756395>
  25. Niu L., Zhao X., Tang Z., Lv H., Wu F., Wang X. et al. Difference in performance and mechanism for methylene blue when TiO<sub>2</sub> nanoparticles are converted to nanotubes. *J. Clean Prod.* 2021;297:126498.  
<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2021.126498>
  26. Bunaciu A.A., Udriștioiu E.G., Aboul-Enein H.Y. X-ray diffraction: instrumentation and applications. *Crit Rev Anal Chem.* 2015;45(4):289–299.  
<https://doi.org/10.1080/10408347.2014.949616>
  27. Jin S., Smith E.M. Raman Spectroscopy and X-Ray Diffraction: Phase Identification of Gem Minerals and Other Species. *Gems Gemol.* 2024;60(4):518–535.  
<https://doi.org/10.5741/GEMS.60.4.518>

## REFERENCES

1. Kasuga T., Hiramatsu M., Hoson A., Sekino T., Niihara K. Formation of titanium oxide nanotubes. *Langmuir.* 1998;14(12):3160–3163.  
<https://doi.org/10.1021/la9713816>
2. Cui L., Hui K.N., Hui K.S. et al. Facile microwave-assisted hydrothermal synthesis of TiO<sub>2</sub> nanotubes. *Mater Lett.* 2012;75:175–178.  
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.02.004>
3. Dimas B.V., Hernández Pérez I., Febles V.G. et al. Atomic-scale investigation on the evolution of TiO<sub>2</sub>-anatase prepared by a sonochemical route and treated with NaOH. *Materials.* 2020;13(3):685.  
<https://doi.org/10.3390/ma13030685>
4. Alkanad K., Hezam A., Al-Zaqri N. et al. One-step hydrothermal synthesis of anatase TiO<sub>2</sub> nanotubes for efficient photocatalytic CO<sub>2</sub> reduction. *ACS Omega.* 2022;7(43):38686–38699.  
<https://doi.org/10.1021/acsomega.2c04211>
5. Ou H.H., Lo S.L. Review of titania nanotubes synthesized via the hydrothermal treatment: Fabrication, modification, and application. *Sep Purif Technol.* 2007;58(1):179–191.  
<https://doi.org/10.1016/j.seppur.2007.07.017>
6. Zavala M.Á.L., Morales S.A.L., Ávila-Santos M.S. Synthesis of stable TiO<sub>2</sub> nanotubes: effect of hydrothermal treatment, acid washing and annealing temperature. *Heliyon.* 2017;3(11):e00456.  
<https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2017.e00456>
7. Shi Y., Li R., Lei Z. Influences of synthetic parameters on morphology and growth of high entropy oxide nanotube arrays. *Coatings.* 2022;13(1):46.  
<https://doi.org/10.3390/coatings13010046>
8. Parinov I.A., Chang S.H., Gupta V.K., editors. *Advanced Materials: Proceedings of the International Conference on “Physics and Mechanics of New Materials and Their Applications.”* Springer International Publishing; 2018.
9. Liu N., Chen X., Zhang J., Schwank J.W. A review on TiO<sub>2</sub>-based nanotubes synthesized via hydrothermal method: Formation mechanism, structure modification, and photocatalyt-



- ic applications. *Catal Today*. 2014;225:34–51. <https://doi.org/10.1016/j.cattod.2013.10.090>
10. Niu L., Zhao X., Tang Z. et al. Difference in performance and mechanism for methylene blue when TiO<sub>2</sub> nanoparticles are converted to nanotubes. *J. Clean Prod.* 2021;297:126498. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2021.126498>
  11. Muresan L.M. Nanocomposite coatings for anti-corrosion properties of metallic substrates. *Materials*. 2023;16(14):5092. <https://doi.org/10.3390/ma16145092>
  12. Kumar N., Sharma A. Surface coatings and functionalization strategies for corrosion mitigation. *American Chemical Society*. 2022;291–316. <https://doi.org/10.1021/bk-2022-1418.ch014>
  13. Kumar S.S., Kakooei S. Container-based smart nanocoatings for corrosion protection. In: *Corrosion Protection at the Nanoscale*. 2020;403–421. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819359-4.00021-0>
  14. Ubaid F., Naeem N., Shakoar R.A., Kahraman R., Mansour S., Zekri A. Effect of concentration of DOC loaded TiO<sub>2</sub> nanotubes on the corrosion behavior of smart coatings. *Ceram Int.* 2019;45(8):10492–10500. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.02.111>
  15. Wu V.Z., Nigmatzyanov R.I. The Review of corrosion protection by nanotubes TiO<sub>2</sub> and BTA/TiO<sub>2</sub> nanotubes dispersed in Epoxy and proposed method for preparation of anti-corrosion coating from this material assisted by ultrasound. *Chem Bull.* 2025;8(1):2. <https://doi.org/10.58224/2619-0575-2025-8-1-2>
  16. Rajamahendran T., Kasinathan K., Sivakumar R. et al. Effects of hydrothermal temperature and time on the structural and morphology of TiO<sub>2</sub> nanotubes and functionalization with sulfonic acid. *AIP Conf Proc.* 2021;2401(1). <https://doi.org/10.1063/5.0072985>
  17. Chen H., Chen D., Bai L., Shu K. Hydrothermal synthesis and electrochemical properties of TiO<sub>2</sub> nanotubes as an anode material for lithium ion batteries. *Int J Electrochem Sci.* 2018;13(2):2118–2125. <https://doi.org/10.20964/2018.02.75>
  18. Ohsaka T., Izumi F., Fujiki Y. Raman spectrum of anatase, TiO<sub>2</sub>. *J. Raman Spectrosc.* 1978;7(6):321–324. <https://doi.org/10.1002/jrs.1250070606>
  19. Frank O., Zukalova M., Laskova B. et al. Raman spectra of titanium dioxide (anatase, rutile) with identified oxygen isotopes (16, 17, 18). *Phys Chem Chem Phys.* 2012;14(42):14567–14572. <https://doi.org/10.1039/C2CP42763J>
  20. Ubaid F., Naeem N., Shakoar R.A. et al. Effect of concentration of DOC loaded TiO<sub>2</sub> nanotubes on the corrosion behavior of smart coatings. *Ceram Int.* 2019;45(8):10492–10500. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.02.111>
  21. Rao B.M., Roy S.C. Anatase TiO<sub>2</sub> nanotube arrays with high temperature stability. *RSC Adv.* 2014;4(72):38133–38139. <https://doi.org/10.1039/C4RA05882H>
  22. Lacks D.J., Gordon R.G. Crystal-structure calculations with distorted ions. *Phys Rev B.* 1993;48(5):2889. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.48.2889>
  23. Swamy V., Dubrovinsky L.S., Dubrovinskaya N.A. et al. Size effects on the structure and phase transition behavior of baddeleyite TiO<sub>2</sub>. *Solid State Commun.* 2005;134(8):541–546. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2005.02.035>
  24. Dimitrijevic N.M., Saponjic Z.V., Rabatic B.M., Poluektov O.G., Rajh T. Effect of size and shape of nanocrystalline TiO<sub>2</sub> on photo-generated charges: an EPR study. *J. Phys Chem C.* 2007;111(40):14597–14601. <https://doi.org/10.1021/jp0756395>
  25. Niu L., Zhao X., Tang Z., Lv H., Wu F., Wang X. et al. Difference in performance and mechanism for methylene blue when TiO<sub>2</sub> nanoparticles are converted to nanotubes. *J. Clean Prod.* 2021;297:126498. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2021.126498>
  26. Bunaciu A.A., Udriștioiu E.G., Aboul-Enein H.Y. X-ray diffraction: instrumentation and applications. *Crit Rev Anal Chem.* 2015;45(4):289–299. <https://doi.org/10.1080/10408347.2014.949616>
  27. Jin S., Smith E.M. Raman Spectroscopy and X-Ray Diffraction: Phase Identification of Gem Minerals and Other Species. *Gems Gemol.* 2024;60(4):518–535. <https://doi.org/10.5741/GEMS.60.4.518>

#### Information about the authors

**Van Zung Vu**, PhD student, Department of Structural Materials Technology, specialization, Moscow Automobile and Road Construction State Technical University  
**E-mail:** vandunph2605@gmail.com  
**ORCID:** 0009-0000-0660-0144

**Huy Bach Nguyen**, Student, Faculty of Energy and Environmental Engineering, Moscow Automobile and Road Construction State Technical University  
**E-mail:** huybach484@gmail.com  
**ORCID:** 0009-0008-4597-7567

**Ravil I. Nigmatzyanov**, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Structural Materials Technology, Moscow Automobile and Road Construction State Technical University  
**E-mail:** lefmo@yandex.ru  
**ORCID:** 0009-0008-1443-7584

**Сведения об авторах:**

**Ван Зунг Ву**, аспирант кафедры «Технология конструкционных материалов», Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет

**E-mail:** vandunph2605@gmail.com

**ORCID:** 0009-0000-0660-0144

**Хю Бач Нгуен**, студент факультета «Энерго-экологический», Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет

**E-mail:** huybach484@gmail.com

**ORCID:** 0009-0008-4597-7567

**Равиль Исламович Нигметзянов**, к.т.н., доцент кафедры «Технология конструкционных материа-

лов», Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет

**E-mail:** lefmo@yandex.ru

**ORCID:** 0009-0008-1443-7584

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 24.06.2025

После доработки 30.07.2025

Принята к публикации 04.08.2025

Received 24.06.2025

Revised 30.07.2025

Accepted 04.08.2025



**Оригинальная статья**

УДК 621.763, 621.791.92, 621.762

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-63-72

**ИССЛЕДОВАНИЕ НАСЛЕДСТВЕННОГО ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ ИСХОДНОЙ  
МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ И ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ  
НАПЛАВКИ НА КАЧЕСТВО НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ СПЛАВА МАРКИ ЭП648**

© 2025 г. В. О. Негодяев<sup>1,2</sup>, Р. Ю. Селеменев<sup>1,2</sup>, С. С. Жаткин<sup>2</sup>, К. В. Никитин<sup>2</sup>,  
В. А. Долинский<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ПАО «ОДК-Кузнецов» (Россия, 443022, Самара, Заводское шоссе, 29)

<sup>2</sup>Самарский государственный технический университет (Россия, 443100, Самара, ул. Молодогвардейская, 244)

**Аннотация.** Приведены результаты исследований химического и гранулометрического составов металлопорошковых композиций (МПК) марки ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) фракцией 40 – 150 мкм, полученных газовой атомизацией (МПК 1) и центробежным плазменным распылением (МПК 2), определение размера частиц порошков проводили методом сухого просеивания по ГОСТ 18318 – 94, текучесть порошков была проверена в соответствии с ГОСТ 20899 – 98 при помощи калиброванной воронки (прибор Холла), насыпная плотность – в соответствии с ГОСТ 19440 – 94. Согласно исследованиям обе партии композиций по своим параметрам соответствуют нормативной документации ТУ 78-265 – 2023. Проведена прямая лазерная наплавка при погонной энергии 60 и 70 Дж/мм на пластины из материала ХН68ВМТЮК-ВД (ЭП693) на установке технологической лазерного выращивания модели ИЛИСТ-XL с использованием исследуемых металлопорошковых композиций. Режимы наплавки подбирали согласно предыдущим исследованиям. В образцах, наплавленных из композиции 1 обнаружены множественные поры (0,06 – 0,08 мм), горячие кристаллизационные трещины протяженностью 0,3 – 0,6 мм, проходящие по границе столбчатых кристаллов. В образцах, наплавленных из композиции 2, дефектов не обнаружено. Исследованы основные параметры металлопорошковых композиций, влияющие на образование структурных дефектов наплавленного материала. Определены основные дефекты исходных металлопорошковых композиций, оказывающие отрицательное наследственное влияние на качество наплаваемого материала: наличие сателлитов (мелких частиц, соединенных с более крупными) и пор на поверхности частиц порошка, что непосредственно связано с методом их получения. Установлено влияние погонной энергии на остаточную пористость наплавленного материала.

**Ключевые слова:** прямая лазерная наплавка, металлопорошковая композиция, химический состав, насыпная плотность, микроструктура, поры

**Для цитирования:** Негодяев В.О., Селеменев Р.Ю., Жаткин С.С., Никитин К.В., Долинский В.А. Исследование основных параметров исходной металлопорошковой композиции и оценка влияния структурной наследственности на формируемую структуру наплавки. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):63–72. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-63-72](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-63-72)

## INVESTIGATION OF THE HEREDITARY EFFECT OF THE STRUCTURE OF THE INITIAL METAL-POWDER COMPOSITION AND THE PARAMETERS OF LASER SURFACING ON THE QUALITY OF DEPOSITED LAYERS OF EP648 ALLOY

© 2025 V. O. Negodyaev<sup>1,2</sup>, R. Y. Selemenov<sup>1,2</sup>, S. S. Zhatkin<sup>2</sup>, K. V. Nikitin<sup>2</sup>, V. A. Dolinskii<sup>1</sup>

<sup>1</sup>PJSC «UEC-Kuznetsov» (29 Zavodskoe highway, Samara, 443022, Russia)

<sup>2</sup>Samara State Technical University (244 Molodogvardeyskaya Str., Samara, 443100, Russia)

**Abstract.** The results of studies of the chemical and granulometric composition of metal powder compositions of the EP648 brand (CrNi 50W0MoTiAlNb), fraction 40 – 150 microns, obtained by gas atomization (MPC 1) and centrifugal plasma spraying (MPC 2), the particle size of the powders was determined by dry sieving according to GOST 18318 – 94, the fluidity of the powders was checked in accordance with GOST 20899 – 98. using a calibrated funnel (Hall device), the bulk density is in accordance with GOST 19440 – 94. According to research, both batches of compositions comply with the regulatory documentation TU 78-265 – 2023 in their parameters. Direct laser surfacing was carried out at a running energy of 60 J/mm and 70 J/mm on plates made of CrNi68W0MoTiAlCo-VD (EP693) grade material on an ILIST-XL technological laser growing unit using the studied metal-powder compositions, the surfacing modes were selected according to previous studies. In the samples deposited from composition 1, multiple pores (0.06 – 0.08 mm) were found, as well as hot crystallization cracks 0.3 – 0.6 mm long, extending along the boundary of columnar crystals. No defects were found in the samples deposited from composition 2. The main parameters of metal-powder compositions affecting the formation of structural defects in the deposited material are investigated. The main defects of the initial metal-powder compositions that have a negative hereditary effect on the quality of the deposited material have been identified: the presence of satellites (small particles connected to larger ones) and pores on the surface of the powder particles, which is directly related to the method of their preparation. The effect of linear energy on the residual porosity of the deposited material has been established.

**Keywords:** direct laser deposition, metal-powder composite, chemical composition, bulk density, microstructure, porosity

**For citation:** Negodyaev V.O., Selemenov R.Y., Zhatkin S.S., Nikitin K.V., Dolinskii V.A. Investigation of the main parameters of the initial metal-powder composition and assessment of the effect of structural heredity on the formed structure of the surfacing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):63–72. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-63-72](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-63-72)

### Введение

Технологии порошковой металлургии жаропрочных никелевых сплавов являются неотъемлемой частью двигателестроительного производства. В изготовлении узлов двигателя все больше находят применение жаропрочные сплавы на основе никеля благодаря отличному сочетанию высокой прочности, устойчивости к ползучести, коррозионной стойкости и стабильности микроstructures при повышенных рабочих температурах [1]. Конструкция современных газотурбинных двигателей состоит на 40 – 50 % из подобных сплавов [2]. Например, заготовки дисков из жаропрочных никелевых сплавов, полученные с использованием методов металлургии гранул, все более широко применяются в современных газотурбинных двигателях (ГТД), вытесняя штамповки, полученные многоступенчатой горячей деформацией слитка [3]. Внедрение порошковых аддитивных технологий дает предприятиям значительные преимущества по сравнению с традиционными методами производ-

ства: гибкость проектирования и производства; сокращение сроков производства и затрат на используемые материалы (увеличение КИМ, рециклинг металлопорошковой композиции (МПК)) [4].

Одним из преимуществ, позволяющих сократить затраты на ремонт изделий, является возможность использования порошковых аддитивных технологий при восстановлении деталей после эксплуатации [5; 6]. Прямая порошковая лазерная наплавка (ПЛН) является одной из разновидностей аддитивных производственных технологий, основанной на принципе прямого подвода энергии и материала (Direct Energy Deposition – DED) [7]. Технология ПЛН по сравнению с традиционными методами обладает преимуществом при восстановлении деталей ГТД из-за меньших остаточных напряжений, минимальных термических воздействий, более высоких повторяемости и точности [8 – 10]. Эти характеристики в значительной степени

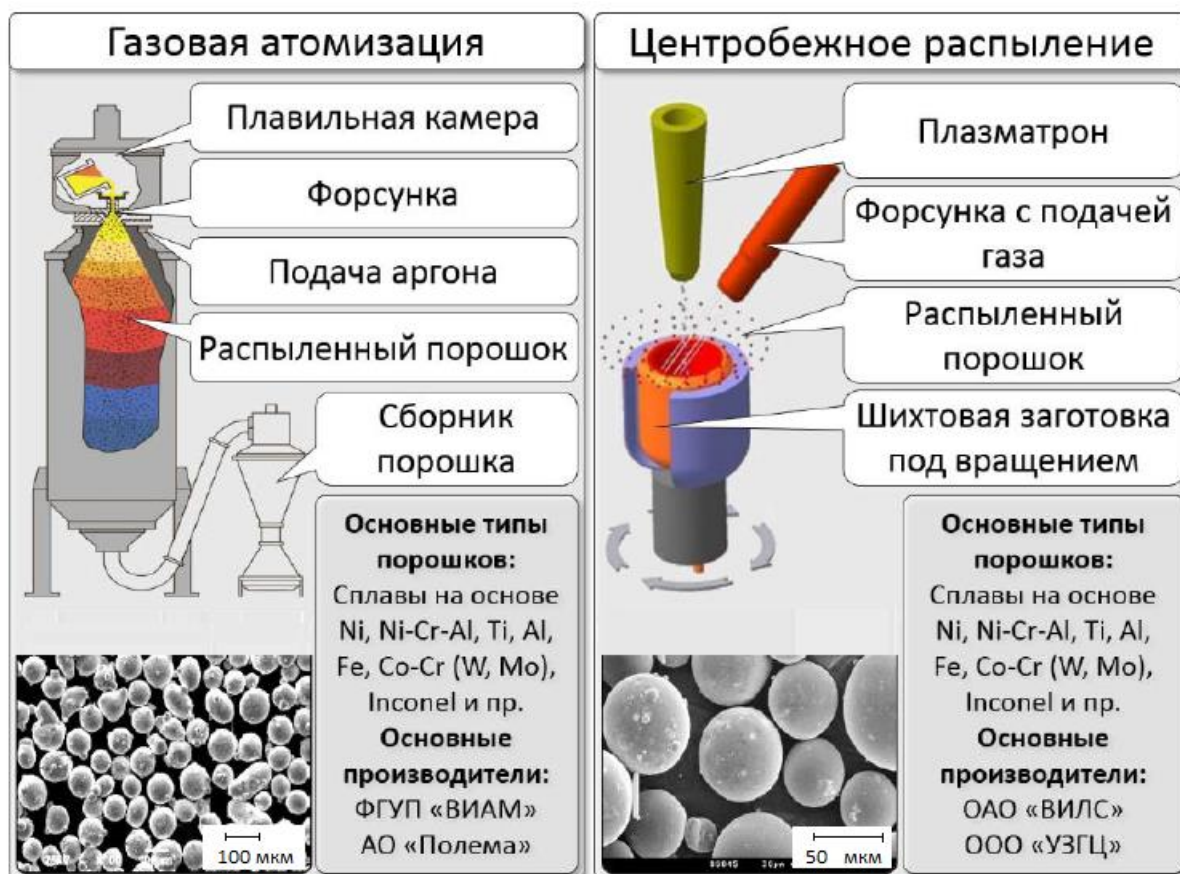


Рис. 1. Основные производители, методы и схемы производства порошковых материалов [14]

Fig. 1. Main manufacturers, methods and schemes for the production of powder materials [14]

способствовали широкому использованию ПЛН как при производстве деталей, так и при ремонте [11]. Этот процесс крайне привлекателен для ремонта важнейших деталей в авиастроении, ремонта оснастки, а также для внесения изменений в конфигурацию изделий везде, где применение традиционных технологий может привести к ухудшению свойств основного металла в результате воздействия высоких температур [12].

Процесс прямой лазерной наплавки осуществляется за счет подачи МПК струей транспортирующего газа с помощью наплавочной головки непосредственно в ванну расплава, создаваемую сфокусированным лазерным лучом [13; 14]. При этом качество МПК является критическим фактором, определяющим стабильность процесса, свойства наплавленного материала и итоговое качество детали.

Для оценки влияния МПК на формируемую структуру наплавки было подобрано два типа МПК марки ЭП648, полученных разными способами (рис. 1): газовая атомизация (образец 1); центробежное плазменное распыление (образец 2).

В отличие от газовой атомизации, где частицы формируются в результате столкновения струй газа с расплавом, в центробежном методе формирование происходит за счет контролируе-

мого отрыва каплей под действием центробежных сил, что обеспечивает более высокое качество конечного продукта [15]. Метод центробежного распыления для получения жаропрочных никелевых сплавов является альтернативным методом газоструйного распыления, так как позволяет (как правило, для мелких частиц) уменьшить образование газовой (аргонной) пористости [16].

Центробежное плазменное распыление имеет ряд существенных преимуществ перед газовой атомизацией:

- частицы имеют более правильную сферическую форму [17];
- уменьшение газовой пористости;
- более узкий диапазон размеров частиц, что позволяет получать порошки с заданными характеристиками без дополнительной классификации;
- более высокая степень управления параметрами распыления (скорость вращения электрода, мощность плазматрона и др.).

#### Методика исследований

Были проведены исследования химического и гранулометрического составов исходных МПК марки ЭП648 (ХН50ВМТЮБ, фракция 40 – 150 мкм).

Химический состав МПК является одним из факторов, влияющих на трещинообразование в наплавленном материале [18], который определяется следующими методами:

– содержание никеля, марганца, железа определяли атомно-абсорбционным методом на спектрометре;

– содержание углерода и серы определяли инфракрасно-абсорбционным методом на газоанализаторе;

– содержание фосфора, кремния, алюминия, молибдена, ниобия, титана, вольфрама определяли фотоколориметрическим методом на фотометре;

– содержание хрома определяли титриметрическим методом.

Результаты определения химического состава представлены в табл. 1.

Содержание всех элементов находится в допустимых пределах для никелевого порошка ЭП648 по ТУ 78-265 – 2023.

Определение размера частиц порошков проводили методом сухого просеивания по ГОСТ 18318 – 94. Суть метода заключается в просеивании пробы порошка через набор сит, взвешивании отдельных фракций и расчете их процентного содержания [19] (табл. 2).

Параметр текучести характеризуется скоростью прохождения порошка через отверстие определенного диаметра. Рассматриваемый параметр напрямую влияет на скорость движения и равномерность потока газопорошковой смеси при прямой лазерной наплавке. Низкая текучесть может привести к заклиниванию порошка системе питателя и соответственно к остановке процесса наплавки [20]. Порошки с высокой насыпной плотностью обычно обладают лучшей текучестью, что облегчает их подачу в систему дозирования. Текучесть порошков была проверена в соответствии с ГОСТ 20899 – 98 при помощи калиброванной воронки (прибор Холла), насыпная плотность – в соответствии с ГОСТ 19440 – 94 (табл. 3).

Форма частиц всех порошков в основном сферическая (сферичность более 90 %), размер основной фракции частиц 40 – 150 мкм. Частицы дендритной, губчатой или игольчатой формы не обнаружены. На поверхности частиц МПК 1 присутствуют сателлиты (мелкие частицы, соединенные с более крупными) и «аморфный панцирь», представляющий собой корку толщиной несколько микрометров, наплавленный на сравнительно крупную гранулу [21]. В процессе газовой атомизации конус, образующийся при распылении струи металла, имеет достаточно компактные размеры, капли летят в одном направлении (вниз). В таких условиях мелкие частицы сталкиваются с крупными, что приводит к образованию сателлитов на поверхности частиц. При исследовании среза частиц в МПК 1 обнаружена внутренняя пористость (рис. 2, а), в МПК 2 сателлитов и пор не обнаружено (рис. 2, б).

Поверхность гранул имеет выраженную дендритную структуру без следов окисления или инородных включений (рис. 3).

#### Результаты исследований и их обсуждение

Для оценки влияния структуры исходных параметров МПК были наплавлены образцы из вышеуказанных порошков. Наплавку проводили на пластины из материала марки ХН68ВМТЮК-ВД (ЭП693) на установке технологической лазерного выращивания (УТЛВ) модели ИЛИСТ-XL, режимы наплавки представлены в табл. 4.

Режимы наплавки подбирали исходя из результатов экспериментальных исследований.

Металлографическое исследование проводили в поперечном сечении образцов. В исследованных сечениях образцов 1.1, 1.2 обнаружены множественные поры (0,06 – 0,08 мм), а также горячие кристаллизационные трещины протяженностью 0,3 – 0,6 мм, проходящие по границе столбчатых кристаллов (рис. 4). В образцах 2.1, 2.2 дефектов не обнаружено (рис. 5).

Т а б л и ц а 1

Химический состав МПК ЭП648  
Table 1. Chemical composition of MPC EP648

Образец	Содержание, мас. %, элементов											
	Ni	C	S	P	Mn	Cr	Si	Fe	Al	Ti	Mo	W
МПК 1	Основа	0,051	0,0014	0,0038	0,0061	33,23	0,122	0,445	0,899	0,973	3,19	4,87
МПК 2	Основа	0,047	0,0047	0,008	0,005	32,79	0,130	0,28	0,89	1,04	3,30	4,94
ТУ 78-265 – 2023	Основа	≤0,1	≤0,01	≤0,015	≤0,5	32,0 – 35,0	≤0,4	≤4,0	0,5 – 1,1	0,5 – 1,1	2,3 – 3,3	4,3 – 5,3

Т а б л и ц а 2

**Размер основной фракции**  
**Table 2. Size of the main fraction**

Фракция	Фактически		Нормы по ТУ 78-265 – 2023
	МПК 1	МПК 2	
Плюсовая (остаток на сите 50 мкм), %	Отсутствует	Отсутствует	Не более 5
Минусовая (проход через сито 40 мкм), %	8	4	Не более 10

Т а б л и ц а 3

**Текучесть и насыпная плотность порошков**  
**Table 3. Flowability and bulk density of powders**

Параметр	Значение параметра для		
	МПК 1	МПК 2	Нормы по ТУ 78-265 – 2023
Текучесть, с	18,3	15,1	Не более 27,5
Насыпная плотность, г/см <sup>3</sup>	4,77	5,04	3,94 – 5,34

Исследование структуры наплавленных образцов показало, что при одинаковых режимах наплавки в структуре образцов, наплавленных из МПК 1, имеются поры и трещины.

На основании вышеуказанных исследований исходных параметров порошков можно выделить два основных отличия – наличие сателлитов и пор на поверхности частиц МПК 1, что непосредственно связано с методом ее получения.

Согласно исследованиям, наличие сателлитов не оказывает прямого влияния на формирование структуры и образование дефектов на конечных изделиях. Сателлиты могут оказывать косвенное влияние на распределение порошка, потери материала, засорение оборудования. В свою очередь рассматриваемые параметры напрямую влияют на стабильность процесса наплавки, а при неравномерном распределении лазерного излучения или

прерывистой подаче порошка могут образовываться горячие трещины, связанные с перегревом наплаваемого материала [22].

В свою очередь газовые поры в частицах оказывают отрицательное наследственное влияние на структуру наплавленной заготовки. Анализ размера дефектов и их количества на 1 см<sup>2</sup> показал, что при увеличении погонной энергии происходит уменьшение их суммарной площади, что вероятно обусловлено увеличением времени затвердевания ванны расплава. При увеличении погонной энергии уменьшается градиент температур между наплавленными валиками, соответственно ванна расплава находится более длительное время в жидком состоянии, что позволяет образовавшимся газам внутри расплавленного металла выходить на поверхность за счет эффекта автодегазации [23]. Для повышения качества наплавки

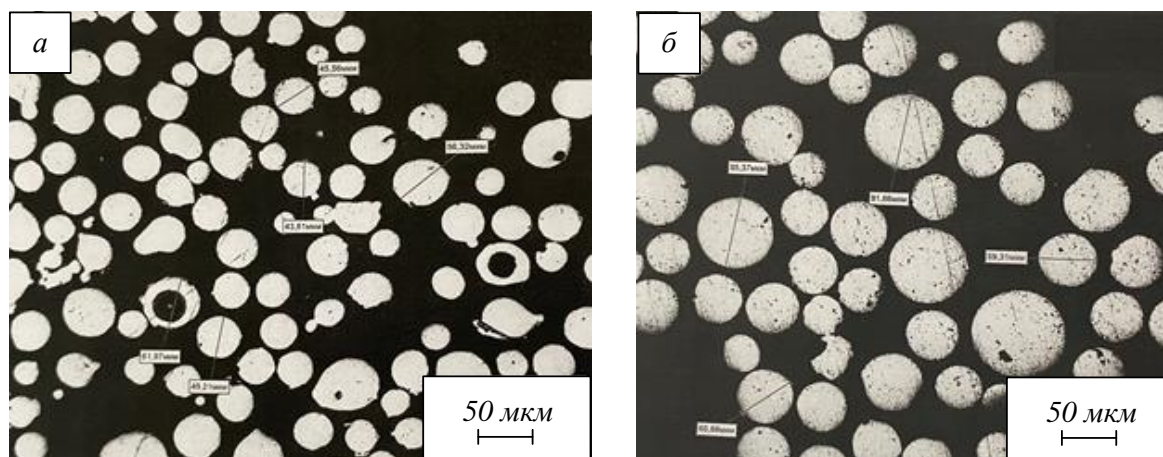


Рис. 2. Микроструктура поперечных срезов частиц порошков МПК 1 (а), МПК 2 (б)

Fig. 2. Microstructure of cross-sections of powder particles MPC 1 (a), MPC 2 (b)

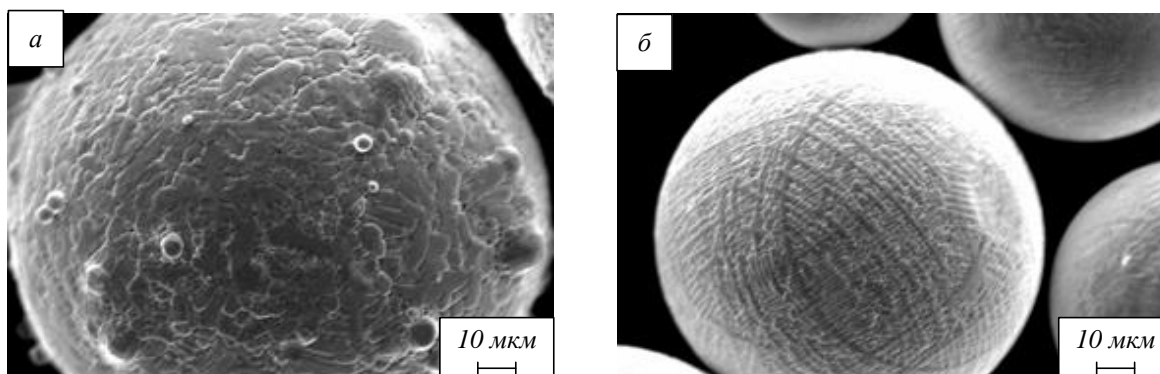


Рис. 3. Внешний вид частиц порошков МПК 1 (а), МПК 2 (б)  
Fig. 3. Appearance of powder particles MPC 1 (a), MPC 2 (b)

необходима корректировка нормативных документов на получение МПК в части регламентирования пористости в структуре частиц порошка.

### Выводы

Получение МПК методом газовой атомизации обуславливает формирование дефектов в виде сателлитов на поверхности и газовых поры в структуре частиц. В МПК, полученной методом центробежно-го распыления, указанные дефекты отсутствуют.

Сателлиты на поверхности частиц МПК, в основном, оказывают косвенное влияние на эффективность процесса наплавки в виде снижения стабильности подачи порошка.

Газовые поры в исходном материале отрицательно влияют на структуру наплавляемого материала. Установлено, что увеличение погонной энергии при наплавке способствует устранению указанного наследственного влияния. Указанный эффект объясняется повышением температуры и временем стояния жидкой ванны, что позволяет растворенным в расплаве газам экстрагироваться в окружающую атмосферу за счет эффекта автодегазации.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Jinguo Li, Lin Zhou, Nannan Lu, Wei Song, Jingjing Liang, Yizhou Zhou a, Liming Lei, Lei Shi. Advances and challenges in energy field assisted additive manufacturing nickel-based superalloys: Printability, microstructure, and performance. *Journal of Materials Science & Technology*. 2025;239:124–152. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.03.010>
2. Dong Hang, Liu Yonghong, Shen Y., Wang X. Optimizing Machining Parameters of Compound Machining of Inconel718. *Procedia CIRP*. 2016;42:51–56. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.185>.
3. Мазалов И.С., Волков А.М., Ломберг Б.С., Чабина Е.Б. Микроструктура и механические свойства никелевого высокопрочного сплава ВЖ172, полученного методом горячего изостатического прессования гранул. *Труды ВИАМ*. 2022; (9(115)):15–27. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2022-0-9-15-27>
4. Yang Yongqiang, Jiang Renwu, Han Changjun, Chen Jiaqi, Li Haoran, Wang Yan, Tang Jinrong, Zhou Heng, Hu Weinan, Zheng Boyuan, Liu Zixin, Song Changhui, Wang Di. Frontiers in Laser Additive Manufacturing Technology. *Additive Manufacturing Frontiers*. 2024;3:200160. <https://doi.org/10.1016/j.amf.2024.200160>

Т а б л и ц а 4

Режимы наплавки  
Table 4. Surfacing modes

Параметр	Значение параметра для			
	МПК 1		МПК 2	
	Образец 1.1	Образец 1.2	Образец 2.1	Образец 2.2
Погонная энергия, Дж/мм	60	70	60	70
Диаметр лазерного пятна, мм	1,58			
Количество слоев, шт	3			
Расход транспортирующего газа, л/мин	7			
Расход газа в сопле, л/мин	16			
Расход порошка, г/мин	8,6			



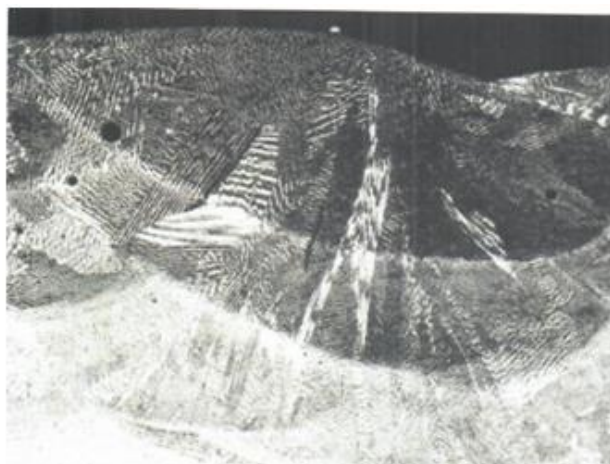
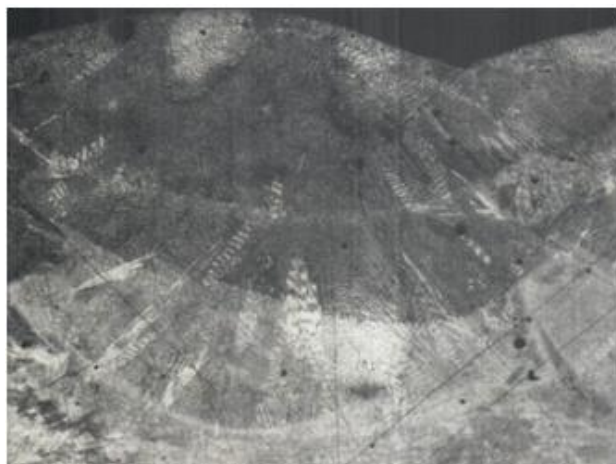


Рис. 4. Микроструктура образцов 1.1 (а) и 1.2 (б)  
Fig. 4. Microstructure of samples 1.1 (a) and 1.2 (b)

5. Mateichyk Vasyl, Ahieiev Maksym, Mościszewski Jakub, Ustincev Serhii, Volodarets Mykyta, Kovbasenko Serhii. The use of additive technologies for the restoration and strengthening of parts of transport means. *Transportation Research Procedia*. 2023;74:592–599.  
<https://doi.org/10.1016/j.trpro.2023.11.186>.
6. Алишин М.И., Князев А.Е. Производство металлопорошковых композиций высокой чистоты титановых сплавов методом индукционной газовой атомизации для аддитивных технологий. *Труды ВИАМ*. 2017;11(59): 37–45.
7. Gullipalli Ch., Thawari N., Gupta T.V.K. Humping defects in laser based direct metal deposition. *Materials Today: Proceedings*. 2023.  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.06.169>
8. Jiang Pengfei, Zhang C.H., Zhang S., Zhang J.B., Chen J., Liu Y. Microstructure evolution, wear behavior, and corrosion performance of alloy steel gradient material fabricated by direct laser deposition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9:1702–11716.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.074>.
9. Букаева А.З. Лазерная наплавка, как перспективный метод упрочнения и восстановления деталей современного машиностроения. *Вопросы науки и образования*. 2023;(3(168)):6–9.
10. Ribeiro Kandice, Mariani Fábio, Idogava Henrique, Silva Gustavo, Silveira Zilda, Lima Milton, Coelho Reginaldo. Evaluation of laser polishing as post-processing of Inconel 625 produced by Directed Energy Deposition. *Procedia Manufacturing*. 2021;53:368–374.  
<https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.040>
11. Bingli Hua, Jiawei Yin, Bingzheng Wang, Yu Lu, Wenbin Zhan, Ke Huang a, Bin Han, Bo He, Qi Zhang. Microstructure evolution and performance improvement of 42CrMo steel repaired by an ultrasonic rolling assisted laser directed energy deposition IN718 superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2025;1026:180385.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.180385>

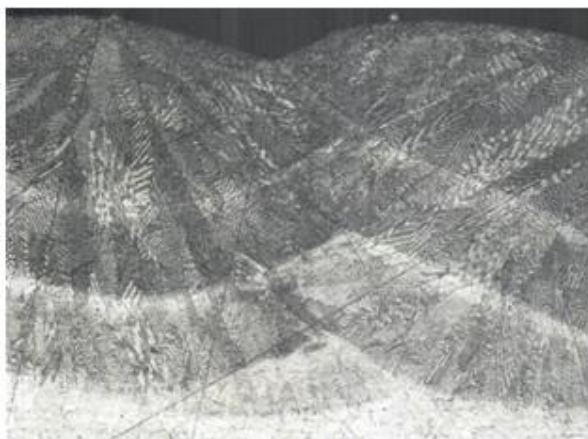


Рис. 5. Микроструктура образцов 2.1 (а) и 2.2 (б)  
Fig. 5. Microstructure of samples 2.1 (a) and 2.2 (b)



12. Неруш С.В., Евгенов А.Г. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава марки ЭП648-ВИ применительно к лазерной lmd-наплавке, а также оценка качества наплавки порошкового материала на никелевой основе на рабочие лопатки ТВД. *Труды ВИАМ*. 2014;(3):20.
13. Piscopo Gabriele, Atzeni Eleonora, Biamino Sara, Iuliano Luca, Mazzucato Federico, Saboori Abdollah, Salmi Alessandro, Valente Anna. Analysis of single tracks of IN718 produced by laser powder directed energy deposition process. *Procedia CIRP*. 2022;112:340–345.  
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.09.006>
14. Vundru Chaitanya, Singh Ramesh, Yan Wenyi, Karagadde Shyamprasad. Effect of spreading of the melt pool on the deposition characteristics in laser directed energy deposition. *Procedia Manufacturing*. 2021;53:407–416.  
<https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.043>.
15. Сапрыкин А.А., Кузьмин В.И., Сергачев Д.В., Дудихин Д.В. Применение плазменной обработки для сфероидизации металлических порошков. *Актуальные проблемы в машиностроении*. 2017;4(2):16–20.
16. Ягодин М.Г. Исследование процесса и разработка технологии производства мелкодисперсных гранул жаропрочных никелевых сплавов для производства дисков газотурбинных двигателей: автореф. дис. канд. техн. наук. 2020:19.
17. Ильющенко А.Ф. Лецко А.И., Талако Т.Л. Получение металлических порошков для аддитивных технологий. *Порошковая металлургия: сборник научных трудов*. Минск; 2017;40:48–53.
18. Иванов А.С. Анализ порошков для лазерной наплавки при восстановлении деталей сельскохозяйственной техники. *Известия Оренбургского государственного аграрного университета*. 2021;(5(91)):125–129.
19. ГОСТ 18318-94. Порошки металлические. Определение размера частиц сухим просеиванием. Москва: ИПК Изд-во стандартов. 1996:8.
20. Гропянов А.В., Ситов Н.Н., Жукова М.Н. *Порошковые материалы: учебное пособие*. СПб: ВШТЭ СПбГУПТД; 2017:74.
21. Волков А.М., Шестакова А.А., Бакрадзе М.М. Сравнение гранул, полученных методами газовой атомизации и центробежного распыления литых заготовок, с точки зрения применения их для изготовления дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов. *Труды ВИАМ*. 2018;(11(71)):12–19.  
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-11-12-19>
22. Морунов И.В., Крылова С.Е., Оплеснин С.П. Оценка дефектов реализации процесса лазерной наплавки в промышленных условиях. В кн.: *Уральская школа молодых металлургов: материалы XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых*. Екатеринбург. 2017:21–26.
23. Khakimov A.M., Zhatkin S.S., Nikitin K.V. Investigation of the parameters of direct laser growing and subsequent processing to obtain a defect-free structure of a material made of a heat-resistant EP648 alloy. In: *Journal of Physics: Conference Series (Engineering and Materials Science)*. 2021:305–310.  
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/2094/4/042037>

## REFERENCES

1. Li C., Zhou L., Lu N., Song V., Liang C., Zhou I., Lei L., Shi L. Achievements and problems in the field of energy, additive production of nickel-based superalloys: printability, microstructure and operational characteristics. *Journal of Materials Science & Technology*. 2025;(239):124–152.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.03.010>
2. Dong Hang, Liu Yonghong, Shen Y., Wang X. Optimizing Machining Parameters of Compound Machining of Inconel718. *Procedia CIRP*. 2016;42:51–56.  
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.185>.
3. Mazalov I.S., Volkov A.M., Lomberg B.S., Chabina E.B. Microstructure and mechanical properties of high-strength nickel alloy VZH172 obtained by hot isostatic pressing of granules. *Trudy VIAM*. 2022;(9(115)):15–27. (In Russ.). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2022-0-9-15-27>
4. Yang Yongqiang, Jiang Renwu, Han Changjun, Chen Jiaqi, Li Haoran, Wang Yan, Tang Jinrong, Zhou Heng, Hu Weinan, Zheng Boyuan, Liu Zixin, Song Changhui, Wang Di. Frontiers in Laser Additive Manufacturing Technology. *Additive Manufacturing Frontiers*. 2024;3:200160.  
<https://doi.org/10.1016/j.amf.2024.200160>
5. Mateichyk Vasyly, Ahieiev Maksym, Mościszewski Jakub, Ustincev Serhii, Volodarets Mykyta, Kovbasenko Serhii. The use of additive technologies for the restoration and strengthening of parts of transport means. *Transportation Research Procedia*. 2023;74:592–599.
6. Alishin M.I., Knyazev A.E. Production of metal powder compositions of high purity titanium

- alloys by induction gas atomization for additive technologies. *Trudy VIAM*. 2017;11(59):37–45. (In Russ.).
7. Gullipalli Ch. Thawari N., Gupta T.V.K. Humping defects in laser based direct metal deposition. *Materials Today: Proceedings*. 2023.  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.06.169>
  8. Jiang Pengfei, Zhang C.H., Zhang S., Zhang J.B., Chen J., Liu Y. Microstructure evolution, wear behavior, and corrosion performance of alloy steel gradient material fabricated by direct laser deposition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9:1702–1716.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.074>.
  9. Bukaeva, A.Z. Laser cladding as a promising method for strengthening and restoring modern mechanical engineering parts. *Voprosy nauki i obrazovaniya*. 2023;(3(168)):6–9. (In Russ.).
  10. Ribeiro Kandice, Mariani Fábio, Idogava Henrique, Silva Gustavo, Silveira Zilda, Lima Milton, Coelho Reginaldo. Evaluation of laser polishing as post-processing of Inconel 625 produced by Directed Energy Deposition. *Procedia Manufacturing*. 2021;53:368–374.  
<https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.040>
  11. Hua B., Yin J., Wang B., Lu Y., Zhan W., Huang K., Han B., He B., Zhang Q. Microstructure evolution and performance improvement of 42CrMo steel repaired by an ultrasonic rolling assisted laser directed energy deposition IN718 superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2025;1026:180385.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.180385>
  12. Nerush S.V., Evgenov A.G. Study of finely dispersed metal powder of heat-resistant alloy grade EP648-VI as applied to laser LMD surfacing, as well as assessment of the quality of surfacing of nickel-based powder material on turboprop working blades. *Trudy VIAM*. 2014;(3):20. (In Russ.).
  13. Piscopo Gabriele, Atzeni Eleonora, Biamino Sara, Iuliano Luca, Mazzucato Federico, Saboori Abdollah, Salmi Alessandro, Valente Anna. Analysis of single tracks of IN718 produced by laser powder directed energy deposition process. *Procedia CIRP*. 2022;112:340–345.  
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.09.006>
  14. Vundru Chaitanya, Singh Ramesh, Yan Wenyi, Karagadde Shyamprasad. Effect of spreading of the melt pool on the deposition characteristics in laser directed energy deposition. *Procedia Manufacturing*. 2021;53:407–416.  
<https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.043>.
  15. Saprykin A.A., Kuzmin V.I., Sergachev D.V., Dudikhin D.V. Application of plasma treatment for spheroidization of metal powders. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii*. 2017;4(2):16–20. (In Russ.).
  16. Yagodin M.G. Research of the process and development of technology for the production of finely dispersed granules of heat-resistant nickel alloys for the production of gas turbine engine disks: Abstract of Cand. Sci. (Eng.) thesis. 2020:19. (In Russ.).
  17. Ilyushchenko A.F. Letsko A.I., Talako T.L. Production of metal powders for additive technologies. In: *Powder metallurgy: collection of scientific papers*. Minsk; 2017;40:48–53. (In Russ.).
  18. Ivanov A.S. Analysis of powders for laser cladding in the restoration of agricultural machinery parts. *Izvestiya Orenburgskogo gosudarstvennogo agrarnogo universiteta*. 2021;(5(91)):125–129. (In Russ.).
  19. GOST 18318 – 94. Metallic powders. Determination of particle size by dry sieving. Moscow: IPK Publishing House of Standards. 1996:8. (In Russ.).
  20. Gropyanyov A.V., Sitov N.N., Zhukova M.N. *Powder materials: a tutorial*. St. Petersburg: VShTE SPbGUPTD; 2017:74. (In Russ.).
  21. Volkov A.M. Comparison of granules obtained by gas atomization and centrifugal spraying of cast blanks from the point of view of their application for the manufacture of gas turbine engine disks from heat-resistant nickel alloys. *Trudy VIAM*. 2018;(11(71)):12–19. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-11-12-19>
  22. Морунов И.В., Крылова С.Е., Оплеснин С.П. Оценка дефектов реализации процесса лазерной наплавки в промышленных условиях. В кн.: *Уральская школа молодых металлургов: материалы XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых*. Екатеринбург. 2017:21–26.
  23. Khakimov A.M., Zhatkin S.S., Nikitin K.V. Investigation of the parameters of direct laser growing and subsequent processing to obtain a defect-free structure of a material made of a heat-resistant EP648 alloy. In: *Journal of Physics: Conference Series (Engineering and Materials Science)*. 2021:305–310.  
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/2094/4/042037>

#### Сведения об авторах

**Вадим Олегович Негодяев**, аспирант кафедры литейных и высокоэффективных технологий, Самарский государственный технический университет, начальник бюро сварки и пайки, ПАО «ОДК-Кузнецов»

**E-mail:** vadim031198@gmail.com

**ORCID:** 0009-0007-6537-0079

**Роман Юрьевич Селеменев**, аспирант кафедры литейных и высокоэффективных технологий, Самарский государственный технический университет, инженер-технолог 2 категории, ПАО «ОДК-Кузнецов»

**E-mail:** romanchev98@gmail.com

**ORCID:** 0009-0001-0155-350X

**Сергей Сергеевич Жаткин**, к.т.н., профессор кафедры литейных и высокоэффективных технологий, Самарский государственный технический университет

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

**ORCID:** 0000-0001-5625-848X

**Константин Владимирович Никитин**, д.т.н., профессор кафедры литейных и высокоэффективных технологий, декан факультета машиностроения, металлургии и транспорта, Самарский государственный технический университет

**E-mail:** kvn-6411@mail.ru

**ORCID:** 0000-0001-7061-0144

**Владимир Александрович Долинский**, к.т.н., начальник управления перспективного развития, ПАО «ОДК-Кузнецов»

**E-mail:** dolinskiy.vladimir@gmail.com

#### **Information about the authors:**

**Vadim O. Negodyaev**, Postgraduate student of the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies, Samara State Technical University, Head of the Welding and Soldering Bureau, PJSC UEC-Kuznetsov

**E-mail:** vadim031198@gmail.com

**ORCID:** 0009-0007-6537-0079

**Roman Y. Selemenov**, postgraduate student of the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies,

Samara State Technical University, *Technological Engineer of the 2nd category*, PJSC UEC-Kuznetsov

**E-mail:** romanchev98@gmail.com

**ORCID:** 0009-0001-0155-350X

**Sergey S. Zhatkin**, Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Department of Foundry and High-Performance Technologies, Samara State Technical University.

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

**ORCID:** 0000-0001-5625-848X

**Konstantin V. Nikitin**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies, Dean of the Faculty of Mechanical Engineering, Metallurgy and Transport, Samara State Technical University.

**E-mail:** kvn-6411@mail.ru

**ORCID:** 0000-0001-7061-0144

**Vladimir A. Dolinskiy**, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Department of Advanced Development, PJSC UEC-Kuznetsov

**E-mail:** dolinskiy.vladimir@gmail.com

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 10.07.2025

После доработки 18.08.2025

Принята к публикации 25.08.2025

Received 10.07.2025

Revised 18.08.2025

Accepted 25.08.2025

**Оригинальная статья**

УДК 621.762

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-73-81

**РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ ГРАНУЛЯТА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА  
НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12X18H10T ДЛЯ МИМ-ТЕХНОЛОГИИ**

© 2025 г. А. В. Пархоменко<sup>1</sup>, А. П. Амосов<sup>1</sup>, А. М. Пастухов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Самарский государственный технический университет (Россия, 443100, Самара, ул. Молодогвардейская, 244)

<sup>2</sup>Пензенский государственный университет (Россия, 440026, Пенза, ул. Красная, 40)

**Аннотация.** Порошки нержавеющей стали занимают важное место в современном материаловедении как перспективное сырье для производства высокоточных деталей сложной геометрии с минимальными допусками. Наибольшее распространение в промышленности получила технология металлопорошкового литья с применением полимерных связующих Metal Injection Molding (MIM), которая позволяет сочетать преимущества порошковой металлургии и пластического формования. Рассматриваемый метод особенно востребован при изготовлении миниатюрных компонентов ответственного машиностроительного назначения, где традиционные способы обработки оказываются экономически нецелесообразными или технологически ограниченными. Ключевыми достоинствами MIM-технологии при работе с нержавеющей сталью являются возможность достижения плотности спеченных изделий до 95 – 98 % от теоретической, высокая повторяемость геометрических параметров, а также значительное сокращение механической постобработки. Особый интерес представляет применение аустенитной нержавеющей стали марки 12X18H10T в MIM-технологии, так как изделия на ее основе сочетают высокую коррозионную стойкость и жаропрочность, а также могут использоваться при работе в агрессивных условиях. Исследованы состав и технологические параметры получения гранулята для MIM-процесса с использованием отечественных материалов: порошки стали марки 12X18H10T, полиформальдегидное связующее и технологические добавки (стеариновая кислота, пчелиный воск и полиэтилен высокого давления). Исходный порошок нержавеющей стали имеет правильную сферическую форму частиц размером от 5 до 25 мкм. Применение сканирующей электронной микроскопии, определение показателей текучести расплава термопластов, а также использование пикнометрического метода позволило изучить микроструктуру, реологические и физические свойства полученных гранулятов. Установлено, что образцы из разработанного гранулята соответствуют требованиям нормативных документов.

**Ключевые слова:** MIM-технология, инжекционное формование, литье под давлением, гранулят, фидсток, порошок нержавеющей стали, связующее, полиформальдегид, спекание, состав, структура

**Для цитирования:** Пархоменко А.В., Амосов А.П., Пастухов А.М. Разработка и применение гранулята на основе порошка нержавеющей стали 12X18H10T для MIM-технологии. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):73–81. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-73-81](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-73-81)

**Original article**

**DEVELOPMENT AND APPLICATION OF GRANULATE BASED ON 12X18H10TI  
STAINLESS STEEL POWDER FOR MIM TECHNOLOGY**

© 2025 A. V. Parkhomenko<sup>1</sup>, A. P. Amosov<sup>1</sup>, A. M. Pastukhov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Samara State Technical University (244 Molodogvardeiskaya Str., Samara 443100, Russia)

<sup>2</sup>Penza State University (40 Krasnaya Str., Penza 440026, Russia)

**Abstract.** Stainless steel powders occupy an important place in modern materials science as a promising raw material for the production of high-precision parts of complex geometry with minimal tolerances. The technology of

metal powder casting using polymer binders Metal Injection Molding (MIM), which allows combining the advantages of powder metallurgy and plastic molding, has become the most widespread in industry. The method under consideration is particularly in demand in the manufacture of miniature components for responsible engineering purposes, where traditional processing methods are economically impractical or technologically limited. The key advantages of MIM technology when working with stainless steels are the ability to achieve a density of sintered products up to 95 – 98 % of the theoretical, high repeatability of geometric parameters, as well as a significant reduction in mechanical post-processing. Of particular interest is the use of austenitic stainless steel grade 12X18H10T in MIM technology, as its products combine high corrosion resistance and heat resistance, and can also be used when working in aggressive conditions. The composition and technological parameters of granulate production for the MIM process using domestic materials are studied: 12X18H10T grade steel powders, polyformaldehyde binder and technological additives (stearic acid, beeswax and high-pressure polyethylene). The initial stainless steel powder has a regular spherical particle shape ranging in size from 5 to 25 microns. The use of scanning electron microscopy, determination of melt flow characteristics of thermoplastics, as well as the use of the pycnometric method made it possible to study the microstructure, rheological and physical properties of the obtained granules. It has been established that the samples from the developed granulate comply with the requirements of regulatory documents.

**Keywords:** MIM-technology, injection molding, compression molding, granulate, feedstock, stainless steel powder, binder, polyformaldehyde, sintering, composition, structure

**For citation:** Parkhomenko A.V., Amosov A.P., Pastukhov A.M. Development and application of granulate on the basis of stainless steel powder 12Cr18Ni10Ti for MIM-technology. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):73–81. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-73-81](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-73-81)

## Введение

Технология металлопорошкового литья (Metal Injection Molding (MIM)) – гибридный метод, сочетающий принципы порошковой металлургии и инжекционного формования полимеров, позволяющий производить металлические изделия сложной геометрической конфигурации с высокой точностью. Технологический процесс MIM включает несколько ключевых стадий: приготовление однородной смеси металлического порошка с полимерным связующим, формование заготовок методом инжекционного литья, удаление связующего компонента и окончательное высокотемпературное спекание для получения плотной металлической структуры [1].

Изделия, полученные методом MIM, обладают сложной геометрией, сочетая прочность металлов с точностью полимерных деталей. Технология позволяет массово производить мелкие сложные детали с минимальной постобработкой [2], преодолевая ограничения традиционных методов, при которых до 80 % материала теряется в виде стружки. По MIM-технологии литниковые системы можно перерабатывать, обеспечивая использование 99 % материала, что особенно важно для дорогих сплавов, например, высоколегированных нержавеющей сталей и титановых сплавов [3].

В качестве промежуточного сырья для технологии инжекционного формования применяется фидсток (feedstock) или гранулят – смесь мелкодисперсных металлических порошков с полимерным связующим. Выбор правильного соотношения порошка и связующего является основным фактором для успешного формования изде-

лий по MIM-технологии. Содержание металлического порошка в грануляте, как правило, составляет 50 – 65 % [4 – 6], однако возможно его увеличение до 80 % и более [7]. Связующее в MIM-технологии играет решающую роль: оно должно сохранять низкую вязкость при большом содержании порошка и не вступать в реакции, чтобы обеспечить однородное смешивание металлополимерной смеси. В MIM-технологии часто применяется связующая система на основе полиформальдегида, полиэтилена высокого давления и стеариновой кислоты. Эти компоненты обеспечивают стабильность формы и структурную целостность изделия, несмотря на увеличенную пористость после удаления полиформальдегида. Свойства металлических порошков, являющихся ключевым компонентом гранулята, оказывают решающее влияние на характеристики итогового продукта, получаемого с использованием MIM-процесса. В MIM-технологии можно применять широкий спектр металлов – от простых низколегированных сталей [8 – 10] до сложных составов, таких как коррозионностойкие [11 – 13] и инструментальные стали [14; 15], а также сплавы на основе титана [16; 17], интерметаллические [18; 19] и магнитные материалы [20; 21].

Нержавеющие стали занимают важное место в MIM-технологии благодаря сочетанию коррозионной стойкости, механической прочности и биосовместимости. Для приготовления MIM-гранулятов в большинстве случаев выбираются порошки нержавеющей стали с размерами частиц от 5 до 45 мкм [22]. В работе [23] в качестве исходных компонентов для изготовления изделий по MIM-технологии наиболее часто

встречается применение сферических порошков мартенситной нержавеющей стали марки 17-4PH и аустенитной 316L или их смеси.

Цель настоящей работы состояла в разработке отечественного металлопорошкового гранулята из порошка нержавеющей стали марки 12X18H10T для изготовления стальных деталей по ММ-технологии, а также в исследовании физико-механических, реологических свойств разработанного гранулята и спеченных из него ММ-изделий.

Нержавеющая сталь марки 12X18H10T (аналог AISI 321) – аустенитный сплав с титаном, обладающий стойкостью к межкристаллитной коррозии и высоким температурам. Рассматриваемый материал применяется в химической, пищевой, аэрокосмической и медицинской промышленности. Порошок стали марки 12X18H10T перспективен для ММ-технологии из-за высокой сферичности частиц и узкому распределению гранул, что обеспечивает стабильность литья и высокую плотность изделий.

### Методика исследований

Для разработки гранулята использовали сферический металлический порошок низкоуглеродистой нержавеющей стали марки 12X18H10T, полученный методом газовой атомизации (НПО «Центротех», г. Новоуральск). В качестве полимерного связующего использовали полиформальдегид (ПФЛ) марки Технасет А-110 (ТУ 2226-020-11517367) производства НПП «Полипластик» (г. Москва). В качестве поверхностно-активного вещества применяли техническую стеариновую кислоту (СК) (ГОСТ 6484 – 96) марки Т-32 производства ОАО «НЭФИС КОСМЕТИКС» (г. Казань). В качестве добавки, удерживающей структуру материала после удаления связующего, был использован полиэтилен высокого давления (ПЭВД) 15813-020, полученный на ПАО «Казаньоргсинтез» (г. Казань) по ГОСТ 16337 – 22.

Смешивание исходных компонентов проводили с использованием смесителя CFine фирмы Guangdong CFine Technology Co (КНР). Гранулометрический состав металлического порошка определяли с использованием лазерного анализатора ANALYSETTE22 Compact компании «Fritsch GmbH» (Германия). Исследование микроструктуры исходных материалов, а также спеченных заготовок проводили с применением растрового электронного микроскопа JSM-6390A фирмы Jeol (Япония). Анализ элементного состава металлического порошка определяли на оптико-эмиссионном спектрометре FOUNDRY-MASTER LAB фирмы Oxford Instruments (Великобритания). Анализ по определению

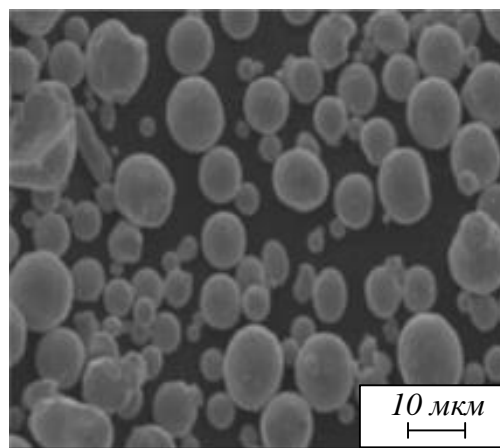


Рис. 1. Микроструктура порошка нержавеющей стали марки 12X18H10T

Fig. 1. Microstructure of stainless steel powder 12Cr18Ni10Ti

массовой доли хрома был проведен фотометрическим методом. Реологические свойства гранулята идентифицировали по ГОСТ 11645 – 73 на приборе по определению показателя текучести расплава MODULAR MELT FLOW 7026 фирмы Ceast S.p.A. (Италия) при температуре 190 °С и нагрузке 21,6 кг. Плотность и неоднородность определяли с помощью гелиевого пикнометра АссуРус 1340 фирмы Micromeritics (США). Исследования на твердость спеченных из гранулята изделий проводили по ГОСТ 9013 – 59 на испытательной машине – твердомере фирмы WPM LEIPZIG (Германия). Исследования на сжатие и растяжение спеченных из гранулята образцов проводили по ГОСТ 18227 – 85 на испытательной машине Instron 5988 (США).

### Результаты и их обсуждение

Исходный порошок нержавеющей стали марки 12X18H10T имел микроструктуру, представленную на рис. 1. Распределение частиц рассматриваемого материала по размерам ( $D$  – количество частиц;  $d$  – диаметр частиц) представлено на рис. 2 и ниже:

$D$ , об. %	$d$ , мкм
10	5,8
50	10,4
90	16,7

Анализ фракционного и гранулометрического составов порошка марки 12X18H10T позволил установить, что инородных включений не обнаружено, основная масса частиц имеет правильную околосферическую форму с размером от 5 до 25 мкм, 90 % частиц порошка имеют размер

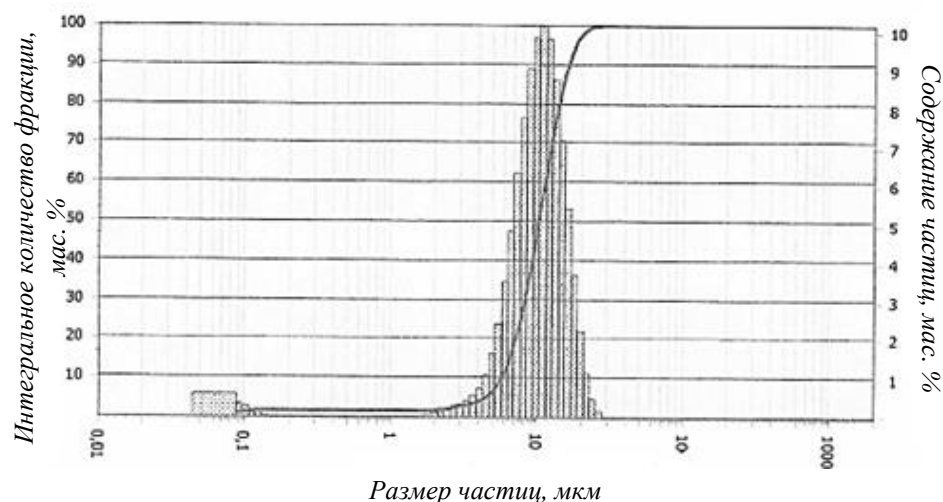


Рис. 2. Гранулометрический состав порошка нержавеющей стали марки 12X18H10T  
Fig. 2. Particle size distribution stainless steel powder 12Cr18Ni10Ti

меньше 16,7 мкм, что соответствует основным требованиям, предъявляемым к металлическим порошкам для производства МИМ-гранулята. Был проведен анализ элементного состава порошка (табл. 1).

Элементный состав исследуемого порошка соответствует ТУ 1793-022-81772813 – 2019.

С учетом имеющихся результатов ранее проведенных исследований [7] подбирали рецептуру гранулята из порошка марки 12X18H10T и связующей системы на основе полиформальдегида, обеспечивающую оптимальные реологические свойства смеси. Сначала исходные компоненты смешивали в смесителе по следующему режиму: температура 180 °С; скорость вращения валов 15 об/мин; время смешивания 2 ч.

Далее полученную смесь извлекали из смесителя и после остывания дробили на роторной дробилке, после чего гранулировали в грануляторе по следующему режиму: температура шнека 170 °С; частота вращения шнека 125 об/мин; частота резчика гранул 1100 об/мин.

В итоге для изготовления гранулята была выбрана рецептура со следующим соотношением исходных компонентов: 90 % порошка 12X18H10T; 8 % ПФЛ; 1 % ПЭВД; 1 % СК. Показатель текучести расплава (ПТР) полученного гранулята составил 268 г/10 мин; плотность – 5,1 г/см<sup>3</sup>; неоднородность ( $\Delta$ ) – 0,27 %.

Внешний вид полученного гранулята из порошка нержавеющей стали марки 12X18H10T представлен на рис. 3.

Из полученного гранулята были изготовлены заготовки (рис. 4). Размеры заготовок приняты в соответствии с ГОСТ Р 59651 – 2021.

Литье под давлением из порошка нержавеющей стали марки 12X18H10T проводили на термопластавтомате по следующему режиму: температура пресс-формы 130 ± 10 °С; давление литья 120 ± 10 МПа; дозировка (навеска) 10 см<sup>3</sup>; температура в зонах сопла, 1 – 3 составляет 190 ± 5; 175 ± 5; 180 ± 5; 185 ± 5 °С; выдержка в пресс-форме под давлением 5 с при охлаждении 10 с.

Т а б л и ц а 1

#### Элементный состав порошка марки 12X18H10T

Table 1. Elemental composition of 12Cr18Ni10Ti powder

Элемент	Содержание элемента в порошке, мас. %
Cr	17,00
Ni	9,51
Mn	0,42
Mo	0,67
Ti	0,10
V	0,21
Cu	0,07





Рис. 3. Внешний вид гранулята стали марки 12X18H10T  
Fig. 3. Appearance of 12Cr18Ni10Ti granulate

Удаление связующего из образцов проводили каталитическим методом в парах концентрированной азотной кислоты в печи по следующему режиму: температура  $112 \pm 5$  °С; время продувки до цикла 40 мин; время цикла 5 ч; время продувки после цикла 60 мин; подача кислоты 0,8 мл/мин. Потеря массы составила примерно 7,2 %.

Спекание образцов проводили в среде вакуума со скоростью нагрева 5 °С/мин до температуры 1330 °С, время выдержки – 2 ч.

Микроструктура центрального участка спеченного образца из стали марки 12X18H10T, полученного по МИМ-технологии из гранулята собственного производства после спекания, представлена на рис. 5.

В результате металлографического анализа образцов установлено, что микроструктура спеченного образца представляет собой зернистую феррито-карбидную структуру, а также наблюдается микропористость. Это свойственно для образцов, полученных по МИМ-технологии при использовании связующей системы на основе полиформальдегида.

В табл. 2 представлены результаты испытаний физико-механических характеристик спеченных образцов из гранулята собственного производства, которые соответствуют требованиям ГОСТ Р 59651 – 2021 для применяемого материала. В связи с этим термическую обработку и исследования физико-механических свойств не проводили.

### Выводы

Разработан для применения по МИМ-технологии отечественный гранулят на основе смеси полиформальдегидного связующего и порошка нержавеющей стали марки 12X18H10T. Исследована микроструктура образцов, изготовленных по МИМ-технологии из разработанного гранулята. Установлено, что микроструктура после процесса спекания представляет собой зернистую феррито-карбидную структуру, выявлено



Рис. 4. Внешний вид заготовок из разработанного гранулята  
Fig. 4. Appearance of samples from the developed granulate

наличие остаточной микропористости. Показано, что полученные из разработанного гранулята стальные изделия по физико-механическим свойствам соответствуют требованиям нормативных документов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. German R.M. *Powder Metallurgy Science*. Princeton, New Jersey, USA: Metal Powder Industries Federation, 1994:472.
2. German R.M., Bose A. *Injection Molding of Metals and Ceramics*. Princeton, New Jersey, USA: Metal Powder Industries Federation, 1997:414.
3. Васильев А.И., Путырский С.В., Коротченко А.Ю., Анисимова А.Ю. МИМ-технология как способ изготовления точных деталей из металлопорошковых композиций, в том числе титановых сплавов. В кн.: *Научно-технический журнал «ТРУДЫ ВИАМ»*. 2021;3:16–27.  
<https://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-3-16-27>
4. Moghadam M.S., Fayyaz A., Ardestani M. Fabrication of titanium components by low-

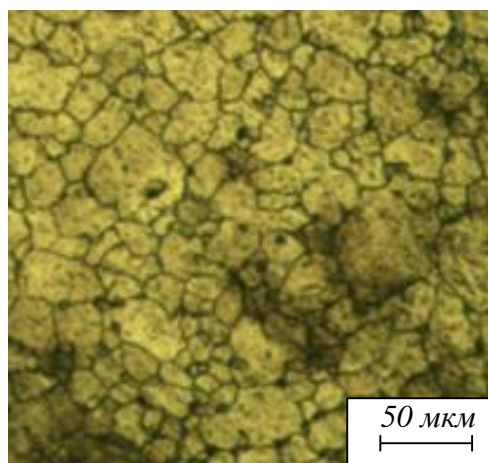


Рис. 5. Микроструктура образца из гранулята собственного производства после спекания

Fig. 5. Microstructure of the edge of a sample made from our own granulate after sintering



## Физико-механические характеристики спеченных образцов

## из порошка нержавеющей стали марки 12X18H10T

Table 2. Physical and mechanical characteristics of sintered samples of stainless steel powder 12Cr18Ni10Ti

Образец	Временное сопротивление при разрыве $\sigma_b$ , кгс/мм <sup>2</sup>	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ , кгс/мм <sup>2</sup>	Относительное удлинение при разрыве, %	Плотность $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Твердость по шкале HV10
Опытный гранулят	57,8	20,1	53,8	7,597	165
Материал (ГОСТ Р 59651 – 2021)	не менее 45,9	не менее 17,0	не менее 40,0	не менее 7,5	не менее 120

pressure powder injection moulding using hydride-dehydride titanium powder. *Powder Technology*. 2021;377:70–79.

<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.08.075>

5. Hu K., Zou L., Shi Q., Hu R., Liu X., Duan B. Effect of titanium hydride powder addition on microstructure and properties of titanium powder injection molding. *Powder Technology*. 2020;367:225–232.

<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.03.059>

6. Askari A., Momeni V. Rheological investigation and injection optimization of Fe–2Ni–2Cu feedstock for metal injection molding process. *Materials Chemistry and Physics*. 2021;271:124926.

<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.124926>

7. Пархоменко А.В., Амосов А.П., Самборук А.Р., Игнатов С.В., Костин Д.В., Шульцова А.С. Разработка отечественного порошкового гранулята со связующим на основе полиформальдегида для МИМ-технологии. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2013;4:8–13.

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2013-4-8-13>

8. Kumar A., Ashish P., Chaudhari P., Vemula P., Kanhu B. S., Nayak C., Date P. P. Effect of powder loading and testing condition on the different properties of metal injection molding parts. *Materials Today: Proceedings*. 2020;33(8):5492–5497.

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.309>

9. Wermuth D.P., Paim T.C., Bertaco I., Zanatelli C., Naasani L.I.S., Slaviero M., Driemeier D., Tavares A.C., Martins V., Escobar C.F., Loureiro dos Santos L.A., Schaeffer L., Wink M.A. Mechanical properties, in vitro and in vivo biocompatibility analysis of pure iron porous implant produced by metal injection molding: A new eco-friendly feedstock from natural rubber. *Materials Science & Engineer-*

*ing*. 2021;13:112532.  
<https://doi.org/10.1016/j.msec.2021.112532>

10. Tafti A.A., Demers V., Vachon G., Brailovski V. Influence of powder size on the moldability and sintered properties of irregular iron-based feedstock used in low-pressure powder injection molding. *Powder Technology*. 2023;420:118395.

<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118395>

11. Mukund B.N., Hausnerova B. Variation in particle size fraction to optimize metal injection molding of water atomized 17-4PH stainless steel feedstocks. *Powder Technology*. 2020;368:130–136.

<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.04.058>

12. Machaka R., Ndlangamandl P., Seerane M. Capillary rheological studies of 17-4 PH MIM feedstocks prepared using a custom CSIR binder system. *Powder Technology*. 2018;326:37–43.

<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.12.051>

13. Krinitcyn M., Toropkov N., Pervikov A., Glazkova E., Lerner M. Characterization of nano/micro bimodal 316L SS powder obtained by electrical explosion of wire for feedstock application in powder injection molding. *Powder Technology*. 2021;394:225–233.

<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.08.061>

14. García C., Martín F., Herranz G., Berges C., Romero A. Effect of adding carbides on dry sliding wear behaviour of steel matrix composites processed by metal injection moulding. *Wear*. 2018;414-415:182–193.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.08.010>

15. Charpentier N., Barrière T., Bernard F., Boudeau N., Gilbin A., Vikner P. Procedia. PIM-like EAM of steel-tool alloy via bio-based polymer. *Procedia CIRP*. 2022;108:477–482.

<https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.04.077>

16. Liu Y., Pan Y., Sun J., Wu X., Zhang J., Kuang F., Lu X. Metal injection molding of high-performance Ti composite using hydride-dehydride (HDH) powder. *Journal of Manufacturing Processes*. 2023;89:328–337. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.01.064>
17. Thavanayagam G., Swan J. E. A new model for predicting the flow properties of Ti–6Al–4V–MIM feedstocks. *Powder Technology*. 2022;401:117306. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117306>
18. Dawari C.K., Haq I., Mönkkönen K., Suvanto M., Saarinen J.J. Reduced sliding friction on flat and microstructured metal injection molded (MIM) WC-Co hard metals with MoS<sub>2</sub> composite lubricants. *Tribology International*. 2021;160:107020. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107020>
19. Zhao Z., Liu R., Chen J., Xiong X. Additive manufacturing of cemented carbide using analogous powder injection molding feedstock. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2023;111:106095. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.106095>
20. Zhang Y., Ma R., Feng S., Cheng L., Davies P.A., Yu P. Microstructures and magnetic properties of Fe-35%Co alloy fabricated by metal injection molding *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2020;497:165982. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.165982>
21. Ma R., Chang L., Dong Y., Ye S., Si J., Yao K., Yu P. Magnetic properties of soft magnetic composites fabricated by injection molding of bimodal amorphous Fe<sub>73</sub>Si<sub>11</sub>B<sub>11</sub>C<sub>3</sub>Cr<sub>2</sub> and crystalline Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub> powders. *Powder Technology*. 2022;397:116986. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.11.030>
22. Naranjo J.A., Berges C., Campana R., Herranz G. Rheological and mechanical assessment for formulating hybrid feedstock to be used in MIM & FFF. *Results in Engineering*. 2023;19:101258. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2023.101258>
23. Пархоменко А.В., Амосов А.П., Самборук А.Р. Развитие применения металлических порошков для МИМ-технологии. В кн.: *Высокие технологии в машиностроении: Материалы XXI Всероссийской научно-технической конференции с международным участием*. Самара: изд. Самарского гос. техн. ун-та. 2024:285–289.
2. German R.M., Bose A. *Injection Molding of Metals and Ceramics*. Princeton, New Jersey, USA: Metal Powder Industries Federation, 1997:414.
3. Vasil'ev A.I., Putyrskii S.V., Korotchenko A.Yu., Anisimova A.Yu. MIM technology as a method of manufacturing precision parts from metal powder compositions, including titanium alloys. In: *Scientific and Technical Journal "PROCEEDINGS of VIAM"*. 2021;3:16–27. (In Russ.). <https://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-3-16-27>
4. Moghadam M.S., Fayyaz A., Ardestani M. Fabrication of titanium components by low-pressure powder injection moulding using hydride-dehydride titanium powder. *Powder Technology*. 2021;377:70–79. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.08.075>
5. Hu K., Zou L., Shi Q., Hu R., Liu X., Duan B. Effect of titanium hydride powder addition on microstructure and properties of titanium powder injection molding. *Powder Technology*. 2020;367:225–232. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.03.059>
6. Askari A., Momeni V. Rheological investigation and injection optimization of Fe–2Ni–2Cu feedstock for metal injection molding process. *Materials Chemistry and Physics*. 2021;271:124926. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.124926>
7. Parkhomenko A.V., Amosov A.P., Samboruk A.R., Ignatov S.V., Kostin D.V., Shul'timova A.S. Development of domestic powder granulate with a binder based on polyformaldehyde for MIM technology. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2013;4:8–13. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2013-4-8-13>
8. Kumar A., Ashish P., Chaudhari P., Vemula P., Kanhu B. S., Nayak C., Date P. P. Effect of powder loading and testing condition on the different properties of metal injection molding parts. *Materials Today: Proceedings*. 2020;33(8):5492–5497. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.309>
9. Wermuth D.P., Paim T.C., Bertaco I., Zanatelli C., Naasani L.I.S., Slaviero M., Driemeier D., Tavares A.C., Martins V., Escobar C.F., Loureiro dos Santos L.A., Schaeffer L., Wink M.A. Mechanical properties, in vitro and in vivo biocompatibility analysis of pure iron porous implant produced by metal injection molding: A new eco-friendly feedstock from natural rubber. *Materials Science & Engineering*. 2021;13:112532. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2021.112532>

## REFERENCES

1. German R.M. *Powder Metallurgy Science*. Princeton, New Jersey, USA: Metal Powder Industries Federation, 1994:472.

10. Tafti A.A., Demers V., Vachon G., Brailovski V. Influence of powder size on the moldability and sintered properties of irregular iron-based feedstock used in low-pressure powder injection molding. *Powder Technology*. 2023;420:118395.  
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118395>
11. Mukund B.N., Hausnerova B. Variation in particle size fraction to optimize metal injection molding of water atomized 17-4PH stainless steel feedstocks. *Powder Technology*. 2020;368:130–136.  
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.04.058>
12. Machaka R., Ndlangamandl P., Seerane M. Capillary rheological studies of 17-4 PH MIM feedstocks prepared using a custom CSIR binder system. *Powder Technology*. 2018;326:37–43.  
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.12.051>
13. Krinitcyn M., Toropkov N., Pervikov A., Glazkova E., Lerner M. Characterization of nano/micro bimodal 316L SS powder obtained by electrical explosion of wire for feedstock application in powder injection molding. *Powder Technology*. 2021;394:225–233.  
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.08.061>
14. García C., Martín F., Herranz G., Berges C., Romero A. Effect of adding carbides on dry sliding wear behaviour of steel matrix composites processed by metal injection moulding. *Wear*. 2018;414-415:182–193.  
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.08.010>
15. Charpentier N., Barrière T., Bernard F., Boudeau N., Gilbin A., Vikner P. Procedia. PIM-like EAM of steel-tool alloy via bio-based polymer. *Procedia CIRP*. 2022;108:477–482.  
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.04.077>
16. Liu Y., Pan Y., Sun J., Wu X., Zhang J., Kuang F., Lu X. Metal injection molding of high-performance Ti composite using hydride-dehydride (HDH) powder. *Journal of Manufacturing Processes*. 2023;89:328–337.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.01.064>
17. Thavanayagam G., Swan J. E. A new model for predicting the flow properties of Ti–6Al–4V–MIM feedstocks. *Powder Technology*. 2022;401:117306.  
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117306>
18. Dawari C.K., Haq I, Mönkkönen K., Suvanto M., Saarinen J.J. Reduced sliding friction on flat and microstructured metal injection molded (MIM) WC-Co hard metals with MoS<sub>2</sub> composite lubricants. *Tribology International*. 2021;160:107020.  
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107020>
19. Zhao Z., Liu R., Chen J., Xiong X. Additive manufacturing of cemented carbide using analogous powder injection molding feedstock. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2023;111:106095.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.106095>
20. Zhang Y., Ma R., Feng S., Cheng L., Davies P.A., Yu P. Microstructures and magnetic properties of Fe – 35 % Co alloy fabricated by metal injection molding *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2020;497:165982.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.165982>
21. Ma R., Chang L., Dong Y., Ye S., Si J., Yao K., Yu P. Magnetic properties of soft magnetic composites fabricated by injection molding of bimodal amorphous Fe<sub>73</sub>Si<sub>11</sub>B<sub>11</sub>C<sub>3</sub>Cr<sub>2</sub> and crystalline Fe<sub>50</sub>Co<sub>50</sub> powders. *Powder Technology*. 2022;397:116986.  
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.11.030>
22. Naranjo J.A., Berges C., Campana R., Herranz G. Rheological and mechanical assessment for formulating hybrid feedstock to be used in MIM & FFF. *Results in Engineering*. 2023;19:101258.  
<https://doi.org/10.1016/j.rineng.2023.101258>
23. Parkhomenko A.V., Amosov A.P., Samboruk A.R., Ignatov S.V., Kostin D.V., Shul'timova A.S. Development of domestic powder granulate with a binder based on polyformaldehyde for MIM technology. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2013;4:8–13. (In Russ.).

#### Сведения об авторах:

**Андрей Валерьевич Пархоменко**, аспирант кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы», Самарский государственный технический университет  
**E-mail:** parhomandr@gmail.com  
**ORCID:** 0009-0007-0442-0044  
**SPIN-код:** 3996-1182

**Александр Петрович Амосов**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы», Самарский государственный технический университет  
**E-mail:** egundor@yandex.ru  
**ORCID:** 0000-0003-1994-5672  
**SPIN-код:** 3429-5946

**Александр Михайлович Пастухов**, аспирант кафедры «Информационно-измерительная техника и метрология», Пензенский государственный университет  
**E-mail:** alexpastuch@mail.ru  
**ORCID:** 0009-0003-6566-9872  
**SPIN-код:** 5635-6344

#### Information about the authors:

**Andrei V. Parkhomenko**, Graduate Student of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University  
**E-mail:** parhomandr@gmail.com

**ORCID:** 0009-0007-0442-0044  
**SPIN-код:** 3996-1182

*Aleksandr P. Amosov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Department of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University*

**E-mail:** egundor@yandex.ru

**ORCID:** 0000-0003-1994-5672

**SPIN-код:** 3429-5946

*Alexandr M. Pastukhov, Graduate Student of the Department of Information and Measuring Equipment and Metrology, Penza State University*

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

**ORCID:** 0009-0003-6566-9872  
**SPIN-код:** 5635-6344

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 01.08.2025

После доработки 01.09.2025

Принята к публикации 05.09.2025

Received 01.08.2025

Revised 01.09.2025

Accepted 05.09.2025

**Оригинальная статья**

УДК 669.046:662.61.66-971

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-82-93

**ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА  
ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЫ ПРИ ВЕРХНЕЙ И  
КОМБИНИРОВАННОЙ ПРОДУВКЕ РАСПЛАВА. СООБЩЕНИЕ 2**

© 2025 г. Е. В. Протопопов, С. С. Фатьянов, Е. М. Запольская

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

**Аннотация.** Повышение энергосберегающей эффективности конвертерных процессов предусматривает использование новых конструкций дутьевых устройств и способов продувки конвертерной ванны. В этой связи чрезвычайно важным является необходимость систематизации ранее полученных сведений и получение новой информации по особенностям развития макрофизических явлений в зоне взаимодействия газовых струй с расплавом, особенностей обезуглероживания и условий выхода на поверхность ванны отходящих газов. С использованием модернизированных методик высокотемпературного моделирования для условий верхней и комбинированной продувки выполнены комплексные исследования процесса обезуглероживания по количественной оценке окисления углерода по ходу конвертерной операции. Проведена оценка окисления углерода в различных реакционных зонах конвертерной ванны. Установлено, что место преимущественного окисления углерода является реакционная зона взаимодействия кислородных струй с ванной. Улучшение перемешивания конвертерной ванны при донной продувке нейтральным газом с расходом 0,01 – 0,20 м<sup>3</sup>/т·мин сопровождается по сравнению с верхней продувкой снижением переходных концентраций углерода в интервале с 0,9 – 1,2 до 0,4 – 0,5 % начиная с которых неиспользованный на окисление примесей в реакционной зоне кислород начинает интенсивно посткпать вглубь расплава. С понижением концентрации углерода в расплаве ниже 1,0 % в особенности в интервале 0,5 – 0,1 %, подача через днище нейтрального газа приводит к интенсификации процесса обезуглероживания в объеме расплава.

**Ключевые слова:** конвертер, верхняя и комбинированная продувка, окисление углерода, химическая и температурная неоднородность

**Для цитирования:** Протопопов Е.В., Фатьянов С.С., Запольская Е.М. Высокотемпературное моделирование процесса обезуглероживания конвертерной ванны при верхней и комбинированной продувке расплава. Сообщение 2. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):82–93. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-82-93](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-82-93)

**HIGH-TEMPERATURE SIMULATION OF THE DECARBURIZATION PROCESS OF A  
CONVERTER BATH DURING UPPER AND COMBINED PURGING OF THE MELT.  
MESSAGE 2**

© 2025 E. V. Protopopov, S. S. Fatyanov, E. M. Zapol'skaya

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo region – Kuzbass, 650007, Russian Federation)

**Abstract.** Increasing the energy-saving efficiency of converter processes involves the use of new designs of blast devices and methods of purging the converter bath. In this regard, it is extremely important to systematize previously obtained information and obtain new information on the features of the development of macrophysical phenomena in the zone of interaction of gas jets with the melt, the features of decarbonization and the conditions for the exit of exhaust gases to the surface of the bath. Using upgraded high-temperature modeling techniques for upper and combined purging conditions, comprehensive studies of the decarbonization process were performed to quantify carbon oxidation during the converter operation. The assessment of carbon oxidation in various reaction zones of the converter bath was carried out. It has been established that the place of

predominant carbon oxidation is the reaction zone of interaction of oxygen jets with a bath. Improved mixing of the converter bath during bottom purging with neutral gas with a flow rate of 0.01 – 0.20 m<sup>3</sup>/t min is accompanied, compared with upper purging, by a decrease in transient carbon concentrations in the range from 0.9 – 1.2 to 0.4 – 0.5%, starting from which oxygen unused for the oxidation of impurities in the reaction zone begins to intensively flow deep into the melt. With a decrease in the carbon concentration in the melt below 1.0%, especially in the range of 0.5 – 0.1%, the supply of neutral gas through the bottom leads to an intensification of the decarbonization process in the melt volume.

**Keywords:** converter, top and combined purge, carbon oxidation, chemical and thermal heterogeneity

**For citation:** Protopopov E.V., Fat'yanov S.S., Zapol'skaya E.M. High-temperature modeling of the decarbonization process of a converter bath during upper and combined purging of the melt. Message 2. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):82–93. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-82-93](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-82-93)

## Введение

Современные экономические условия, колебания рыночных цен на основные шихтовые материалы определяют необходимость создания новых технологий [1 – 3] и источников сырья при выборе оптимального варианта работы конвертеров. В тоже время несмотря на наличие оригинальных отечественных разработок, в повседневной практике работы конвертерных цехов, как правило, используются традиционные и не отвечающие современному уровню ресурсо- и энергосбережения технологии, дутьевые устройства и агрегаты.

Успешное освоение таких технологических процессов предполагает получение новой информации об особенностях газодинамических и тепломассообменных явлений в реакционных зонах рабочего пространства конвертера при различных вариантах продувки.

Возвращающийся интерес специалистов к использованию малозатратных вариантов комбинированной продувки с использованием донного перемешивания расплава нейтральным газом предполагает получение дополнительной информации об особенностях рафинирования конвертерной ванны, определении места преимущественного окисления углерода и динамики выделения оксида углерода СО на поверхность ванны при различных режимах продувки в связи с необходимостью оптимизации теплового баланса плавки, например, при использовании различных конструкций двухъярусных кислородных фурм для дожигания отходящих газов в полости конвертора [4 – 7]. В работе [8] представлена информация по разработкам и усовершенствованию комплексных лабораторных установок и методик высокотемпературного мо-

делирования, позволяющих с использованием фото- и видеосъемки получать новые данные по механизму процессов в конвертерной ванне при продувке различными технологическими газами.

## Методика исследований

Для решения поставленных задач экспериментальной оценки особенностей окисления углерода в реакционных зонах конвертерной ванны при различных способах продувки использована методика двухкамерного конвертера, которая в наиболее простом варианте была предложена в работе [9]. В дальнейшем исследования проводили с использованием модифицированной методики на специально созданной установке на базе 60-кг конвертера [10], приспособленного для верхней или комбинированной продувки расплава (рис. 1).

В соответствии с планом организации экспериментов, как и в работах [11 – 13], плавки по первому варианту проводили с погружением магнетитовой перегородки на 0,020 – 0,030 м в расплав, разделяющей рабочее пространство модели конвертера на две равные по объему камеры [10]. Перегородка совместно с крышкой, устанавливаемой герметично на горловине конвертера, исключала возможность развития процессов взаимодействия в шлаковой и газовой фаз между реакционной (продуваемой кислородом) и сравнительной камерами, но практически не препятствовала переносу тепла и массы в объеме металлической ванны (рис. 1).

Газообразные продукты окисления углерода выходили из камер через калиброванные отверстия в крышке с образованием раздельно горящих факелов, которые фиксировали на видео- и

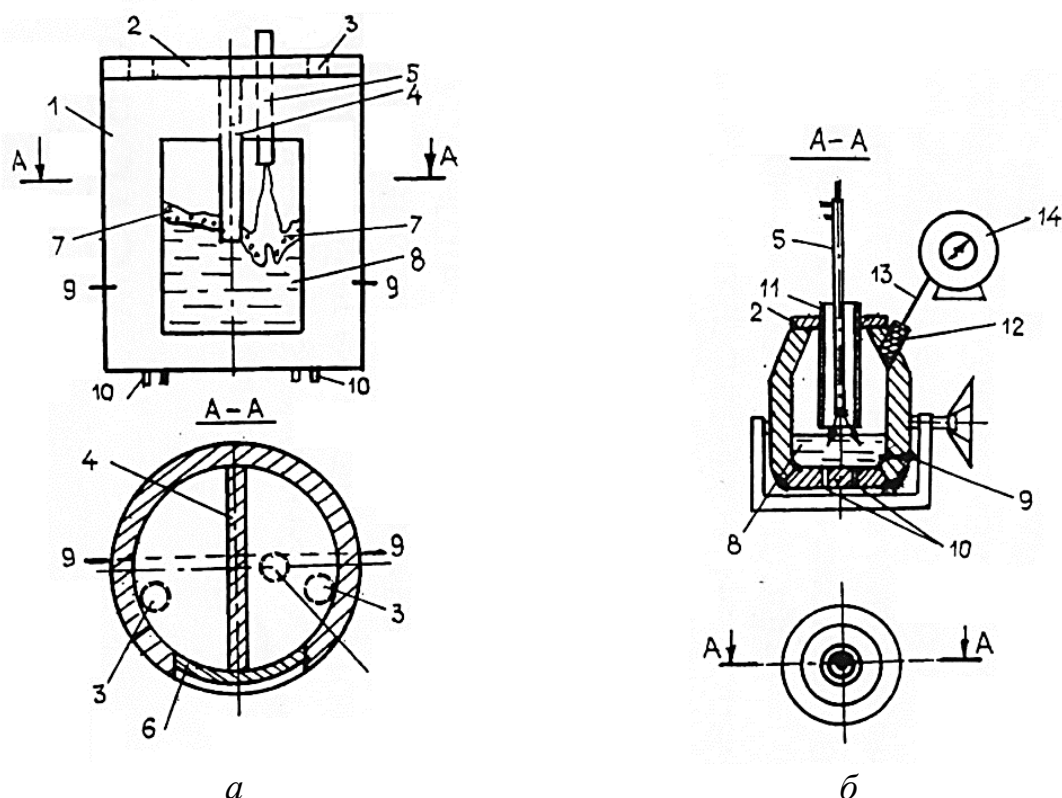


Рис. 1. Схема установки и основные варианты постановки экспериментов по определению места преимущественного окисления примесей при верхней и комбинированной продувках:

1 – конвертер; 2 – огнеупорная крышка; 3 – калибровочное отверстие; 4 – разделительная перегородка; 5 – кислородная фурма; 6 – прозрачная стенка; 7 – шлак; 8 – металл; 9 – термопары; 10 – донные фурмы; 11 – кварцевая труба; 12 – пробка; 13 – металлошланговый рукав; 14 – газовые часы

Fig. 1. Installation diagram and main experimental options for determining the place of predominant oxidation of impurities during upper and combined purging:

1 – converter; 2 – refractory cover; 3 – calibration hole; 4 – dividing wall; 5 – oxygen tuyere; 6 – transparent wall; 7 – slag; 8 – metal; 9 – thermocouples; 10 – bottom tuyeres; 11 – quartz tube; 12 – stopper; 13 – metal hose; 14 – gas clock

киноплёнку с интервалом 30 – 60 с. Измеренная по фотокадрам высота факелов, выраженная в калибрах, характеризовала объём оксида углерода CO, выделяющегося из каждой камеры в рассматриваемый момент плавки, что косвенно характеризовало интенсивность обезуглероживания расплава. В ходе операции осуществляли отбор проб металла и шлака через отверстия в крышке, в том числе после заливки в реакционную камеру порции неокисляющегося индикатора (160 г расплавленной меди), а также фиксировали температуру в обеих камерах на различных горизонтах ванны.

В рассматриваемом случае максимальное число Рейнольдса при истечении потока газа из калиброванного отверстия для условий экспериментов достигало значений порядка 1000 – 2000, то есть численно эта величина была значительно меньше критической, равной 4800 – 5000 при переходе в область турбулентных течений [14], что свидетельствует о ламинарном режиме истечения факела и, следовательно, о возможности оценки процесса обезуглероживания в каждой камере по высоте образующихся факелов

совместно с получаемой информацией по химическому составу отобранных проб металла в рассматриваемый момент по ходу продувки.

Следует отметить, что в этом случае наблюдается прямо пропорциональная зависимость высоты факела ( $L_{\text{фак}}$ ) догорающего оксида углерода CO от числа Рейнольдса [14] и соответственно от скорости ( $v_c$ ) обезуглероживания ванны. Далее по построенным графикам были выполнены расчеты на основании планиметрирования площадей под кривыми зависимостей высоты факела  $L_{\text{фак}} = f$  (длительности продувки), что позволяет сопоставить и количественно оценить процесс обезуглероживания расплава в каждой из камер (реакционной  $L_p$  и сравнительное  $L_c$ ).

Проведенные опытные плавки в конечном итоге обеспечивали возможность установления влияния параметров дутьевого режима на изменение значений переходных ( $C_{\text{пер}}$ ) и критических ( $C_{\text{крит}}$ ) концентраций углерода, которые определяются химическим анализом проб металла, отобранных из сравнительной камеры в момент появления над ней факела догорающего



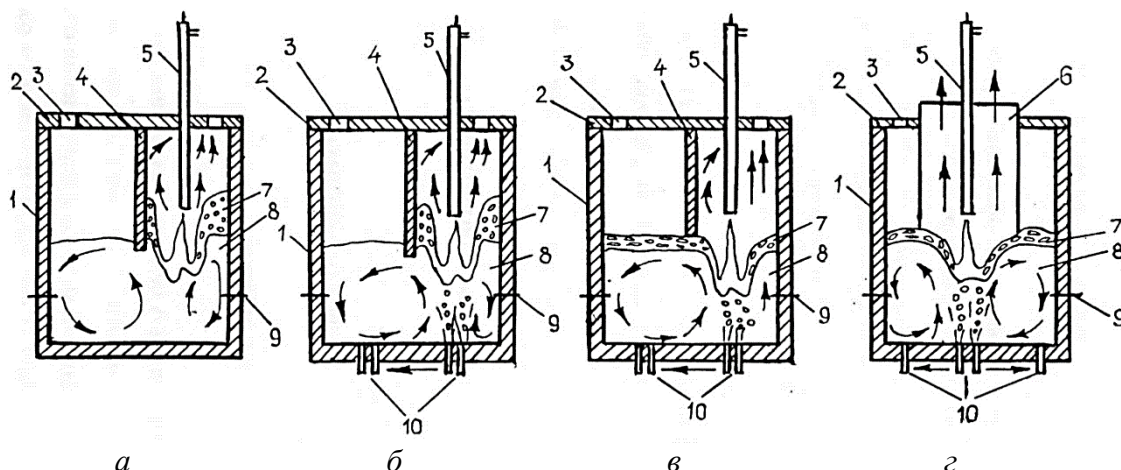


Рис. 2. Варианты постановки экспериментов:

1 – конвертер; 2 – крышка; 3 – калиброванное отверстие; 4 – огнеупорная перегородка; 5 – кислородная фурма; 6 – кварцевая труба; 7 – шлак; 8 – металлическая ванна; 9 – термопара BP 5/20; 10 – донные сопла для подачи азота

Fig. 2. Options for setting up experiments:

1 – converter; 2 – lid; 3 – calibrated hole; 4 – fireproof partition; 5 – oxygen tuyere; 6 – quartz tube; 7 – slag; 8 – metal bath; 9 – BP 5/20 thermocouple; 10 – bottom nozzles for nitrogen supply

оксида углерода ( $C_{\text{пер}}$ ) и начала резкого падения факела ( $C_{\text{крит}}$ ) на завершающей стадии операции.

Отличие второго варианта постановки экспериментов заключалось в том, что с целью обмена образующимся шлаком между камерами нижний торец перегородки располагали незначительно выше над уровнем металлической ванны.

В третьем варианте постановки экспериментов в соответствии с рекомендациями [11 – 13] обеспечивался осесимметричный подвод кислородного дутья к ванне, что отвечало реальным производственным условиям продувки (рис. 1, б). Конвертер оснащали устанавливаемой на горловину крышкой с плотно закрепленной в ней кварцевой трубой, нижний торец которой фиксировали относительно уровня жидкого металла выше на 0,04 – 0,06 м, что способствовало свободному развитию массообменных процессов между реакционной зоной, объемом металлической ванны и шлако-металлической эмульсией. Диаметр кварцевой трубы выбирали в соответствии с характерными размерами реакционной зоны при различных параметрах дутья [15]. Продувку кислородом осуществляли при введении фурмы по центру кварцевой трубы, а улавливание выделяющихся в объеме металлической ванны и шлако-металлической эмульсии газообразных продуктов окисления углерода осуществляли через отверстие, закрываемое пробкой 12 с металлошланговым рукавом 13, ведущим к газовым часам 14 (рис. 1, б). В рассматриваемых условиях без особых осложнений методика двухкамерного конвертера может быть применена для экспериментального определения зоны преимущественного окисления углерода в конвертерной ванне при различных вариантах комбинированной продувки кислородом и

нейтральным газом, для этого в днище агрегата дополнительно устанавливали донные дутьевые устройства.

В серии опытов для визуализации гидродинамических и тепломассообменных процессов, протекающих в каждой из камер конвертера, переднюю стенку агрегата (размером 0,18 × 0,40 м) выполняли из прозрачного кварцевого стекла, а огнеупорная перегородка вплотную примыкала к последнему (рис. 1, а). В отличие от условий экспериментов в работе [16], реакционная зона располагалась в глубине расплава, что позволяло избежать в течение операции продувки разрушения кварцевой стенки и зафиксировать на киноплёнку информацию о вспенивании металла и шлака и циркуляции перегретых объемов расплава.

В четвертом варианте постановки экспериментов (рис. 2, г) обеспечивался осесимметричный подвод кислородного дутья к ванне (рис. 1), а донные сопла для подачи азота располагали как симметрично относительно вертикальной оси конвертера, так и асимметрично в одной из половины днища при подаче в реакционную и сравнительную камеры.

### Результаты исследования и их обсуждение

Для всех вариантов проведенных исследований в зависимости от интенсивности окисления углерода в пределах реакционной (Р) или сравнительной (С) камер конвертера, как и в работе [17], также фиксировались четыре характерных периода операции продувки.

Для условий верхней продувки начальный период характеризуется интенсивным окислением шлакообразующих примесей в пределах реакционной камеры с образованием только в ней

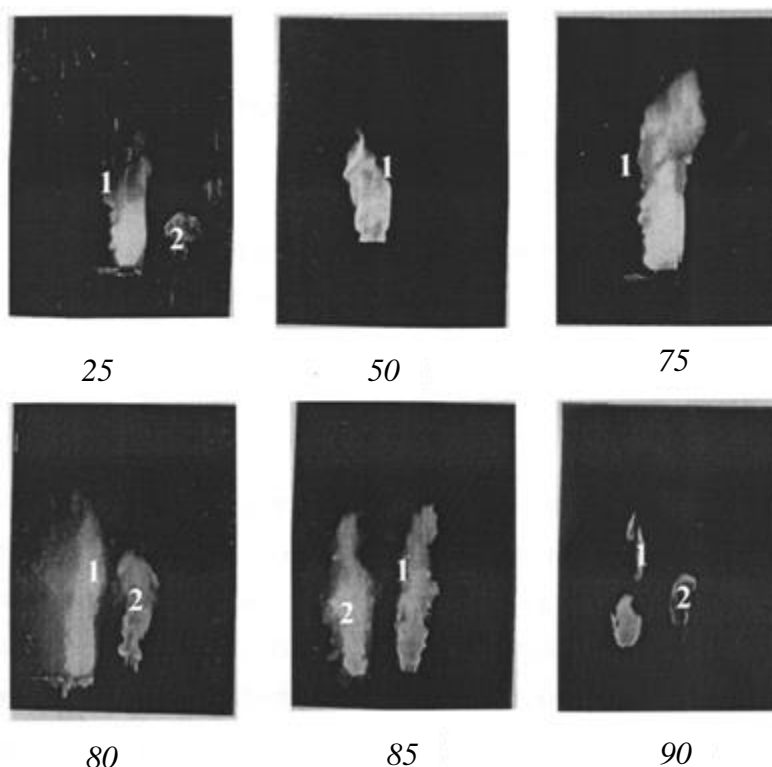


Рис. 3. Динамика образования оксида углерода CO над реакционной ( $L_p$ ) и сравнительной ( $L_c$ ) камерами при верхней продувке в соответствии с рис. 2 а (цифры под фотографиями обозначена длительность продувки, %)   
 Fig. 3. Dynamics of carbon monoxide formation with above reaction ( $L_p$ ) and comparative ( $L_c$ ) chambers during upper purge according to Fig. 2, a (the numbers under the photos indicate the duration of the purge, %)

шлака со следующим характерным химическим составом: 30,0 – 36,0 %  $\text{SiO}_2$ ; 25,0 – 29,0 %  $\text{MnO}$ ; 15,0 – 23,0 %  $\text{FeO}$  и 2,3 – 5,2 %  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ . Одновременно только над реакционной камерой появлялся факел догорающего оксида углерода CO (рис. 3), которого высота  $L_p$  увеличилась по мере окисления шлакообразующих примесей (Fe, Si, Mn) и повышения температуры ванны. Причем в верхних горизонтах расплава реакционной камеры фиксируется температура на 50 – 110 °C выше по сравнению с остальным объемом ванны, а через «прозрачную» стенку прослеживается перемещение перегретых потоков расплава из реакционной камеры в сравнительную с распространением зоны перегрева расплава на глубину, сопоставимую с глубиной внедрения кислородных струй в металл (рис. 4). Кроме зафиксированных особенностей для начального периода продувки характерны наибольшие градиенты концентраций окисляемых примесей и температуры расплава между реакционной и сравнительной камерами, что, может быть объяснено недостаточным перемешиванием и неоднородностью ванны при воздействии только верхних кислородных струй и незначительным кипением металла за счет выделяющегося из пределов реакционной зоны оксида углерода CO. На поверхности металла в сравнительной камере отсутствует появление формирующегося шлака.

Во второй условно выделенный период продувки в пределах реакционной камеры получает дальнейшее развитие интенсивное окисление углерода при некотором снижении перепада концентраций последнего и температуры расплава между камерами (рис. 3). При зафиксированном изменении концентраций углерода в металле между камерами в пределах 0,06 – 0,40 % продолжается поставка с периферии ванны новых порций металла в реакционную камеру, которая приводит к практически полному расходованию вдуваемого через верхнюю фурму кислорода на обезуглероживание расплава. Отмеченные закономерности подтверждаются наличием факела, догорающего оксида углерода CO только над реакционной камерой (рис. 3) и практическим отсутствием химической неоднородности конвертерной ванны по содержанию кислорода. В указанные периоды плавки (I и II) удалось зафиксировать встречный перенос тепла и массы введенного индикатора (жидкой меди) из реакционной в сравнительную камеры развивающимися направленными циркуляционными потоками расплава.

Проведенные по кадрам видео-киносъемки измерения (рис. 4) позволили определить скорости перемещения границы перегретых потоков расплава из реакционной камеры в сравнительную, величина которых колебалась в пределах

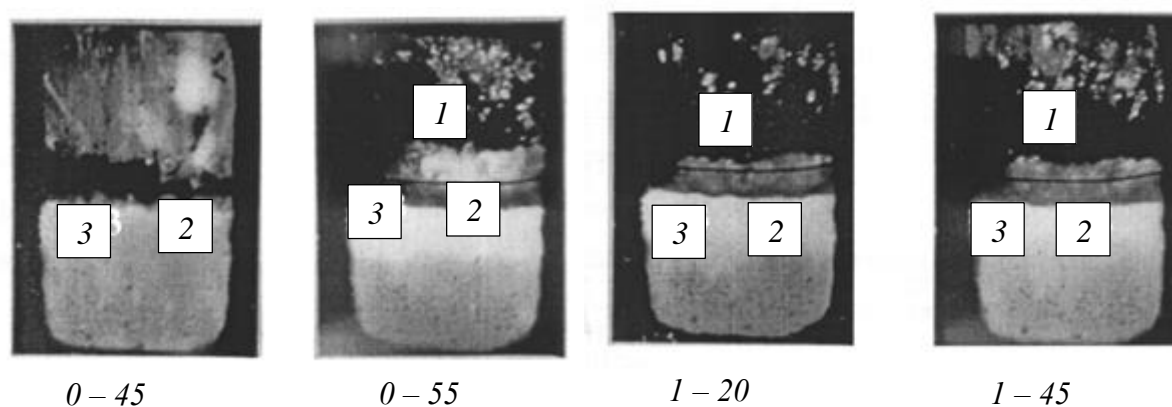


Рис. 4. Характерная картина перемещения перегретых объемов металла из реакционной в сравнительную камеры в начальные периоды (I и II) верхней продувки (цифрами под фотографиями обозначена длительность продувки, %):

I – перегородка; 2 – реакционная камера; 3 – сравнительная камера

Fig. 4. A characteristic picture of the movement of superheated volumes of metal from the reaction chamber to the comparative chamber during the initial periods (I and II) of the upper purge (the numbers under the photographs indicate the purge duration, %):

I – partition; 2 – reaction chamber; 3 – comparative chamber

0,10 – 0,25 м/с. При этом время выравнивания концентрации меди между камерами составляло 80 – 95 и 50 – 65 с для начального периода окисления шлакообразующих примесей (I) и интенсивного окисления углерода (II, III). С началом интенсивного массопереноса кислорода из пределов реакционной зоны вглубь расплава до достижения ранее определенных значений переходных концентраций углерода в пределах 0,9 – 1,2 %, наступал условно III период, когда реакция окисления углерода получала развитие и в сравнительной камере при появлении над ней факела догорающего оксида углерода CO (рис. 3). Вследствие интенсивного перемешивания ванны за счет всплывающих за пределами реакционной зоны пузырей CO активно снижается химическая и температурная неоднородность расплава.

В условиях интенсивного перемешивания и дальнейшего развития тепломассообменных процессов фиксируется ускоренное обезуглероживание металла в обеих камерах все же при опережающем развитии окисления углерода в реакционной. Только с понижением концентрации углерода в металле ниже 0,15 – 0,20 % происходило резкое снижение скорости обезуглероживания (IV период) параллельно с падением факелов над обеими камерами (рис. 3). В дальнейшем в результате резкого снижения интенсивности перемешивания ванны вновь возрастал перегрев верхних горизонтов расплава при достижении перепада температур вплоть до 30 – 45 °С.

Проведенные расчеты на основании планирования площадей по кривым зависимости  $L_{\text{фак}} = f$  (длительности продувки) подтвердили ранее полученные сведения [17], что на протяжении основного времени продувки при рабочей высоте фурмы 20 – 35 калибров преимущественное окисление углерода до достижения переходных

концентраций развивается только в пределах реакционной зоны. При этом на протяжении всего времени операции до 90 % углерода от всего количества окисляется только в реакционной зоне в условиях отсутствия шлака в сравнительной камере.

Выполненные эксперименты с верхней продувкой с обеспечением свободного массообмена шлаком между реакционной и сравнительной камерами позволили провести количественную оценку степени окисления углерода в области реакционной зоны, поверхности контакта металлической ванны и корольков металла в шлако-металлической эмульсии, а также в объеме металлической ванны на поверхности всплывающих пузырей оксида углерода CO.

Установлено, что площадь поверхности ванны, занятая областью выделения газообразных продуктов обезуглероживания из реакционной зоны, составляла всего порядка 12 – 20 % от всей площади поверхности расплава при реализации режима продувки «заглубленной» струей с погружением фурмы в шлако-металлическую эмульсию.

Таким образом, ранее выполненными работами [8; 12] и проведенными исследованиями подтверждено [4], что независимо от варианта подачи технических газов на продувку на протяжении основного времени операции газовыделение из металлической ванны и шлако-металлической эмульсии совершенно незначительно по сравнению с расчетным количеством газов, которые должны покидать рабочее пространство конвертера. Химический состав газа, выделяющегося из конвертерной ванны в период интенсивного обезуглероживания ванны в среднем составлял 88,0 – 91,9 % CO; 6,8 – 8,2 % CO<sub>2</sub>; 1,0 – 1,5 % N<sub>2</sub> и 0,1 % H<sub>2</sub>.

Важно отметить, что при продувке в режиме глубокого проникновения дутья в расплав, обезуглероживание ванны происходит только в пределах реакционной зоны. В дальнейшем неувоенный при окислении углерода и других примесей в реакционной зоне кислород в виде оксидов железа циркуляционными потоками переносится в отдаленные участки ванны и перераспределяется между шлаковой и металлической фазами. Это приводит к обезуглероживанию корольков металла, находящихся во взвешенном состоянии во вспененном шлаке, а также зарождению пузырей CO первоначально в подшлаковых слоях ванны и далее с постепенным распространением фронта зарождения пузырей к днищу конвертера и окислению углерода уже в объеме расплава на всплывающих пузырях CO (рис. 4).

Несмотря на появление и существенное развитие в конвертерной ванне новых поверхностей возможного протекания реакции обезуглероживания, все же преобладающая масса углерода продолжает окисляться в реакционной зоне до концентраций последнего в расплаве выше 1 %, а количество окислившегося углерода в объемах шлако-металлической эмульсии и металлической ванны будет несколько возрастает в интервале текущих концентраций при содержаниях углерода 2,5 – 1,0 % С.

При этом поступление кислорода для развития реакции обезуглероживания в отдаленных от реакционной зоны периферийных областях ванны фиксируется только при понижении концентрации углерода в металле ниже 1 % и параллельно будет снижаться возможность поступления углерода со свежими порциями металла в реакционную зону, что хорошо согласуется с ранее полученными данными [17 – 20].

С этого момента доля углерода, окисляющегося в пределах реакционной зоны, начинает интенсивно убывать, а газовыделение в отдаленных участках ванны возрастает и достигает максимума при концентрациях углерода 0,3 – 0,4 %. В дальнейшем по мере снижения концентрации углерода в расплаве и замедления процесса обезуглероживания при концентрациях ниже критических значений, газовыделение из всех зон конвертерной ванны резко уменьшается (рис. 4). Обработкой полученных данных установлено, что преимущественная часть углерода при верхней продувке окисляется в пределах реакционной зоны (75 – 85 % от общего количества) и лишь 15 – 25 % в объемах металлической ванны и шлако-металлической эмульсии.

При исследовании обезуглероживания при комбинированной продувке (рис. 2, б) ход рафинирования чугуна во многом соответствовал

наблюдаемым условиям при традиционной верхней продувке конвертерной ванны. В соответствии с развиваемыми положениями, в этом случае также проявляются четыре характерных периода операции. Независимо от схемы расположения фурм при подаче через днище перемещающего расплава азота в пределах реакционной или сравнительной камер на протяжении периодов окисления шлакообразующих примесей (I) и основного обезуглероживания ванны (II) факел догорающего оксида углерода CO ( $L_p$ ) фиксируется только над реакционной камерой и в пределах последней образуется шлаковая фаза (рис. 5). При подаче азота в реакционную камеру в сравнительной зоне поверхность металла спокойна и свободна от шлака, а в случае подачи перемещающего газа за пределами реакционной камеры фиксируются незначительные брызги металла в местах выхода газа на поверхность ванны. Установление особенности свидетельствует также о расположении фронта преимущественного окисления углерода и других примесей в пределах реакционной зоны и близлежащих к ней участках шлако-металлической эмульсии.

Установлено, что при комбинированной продувке общий уровень вспенивания ванны в пределах реакционной камеры монотонно повышается по мере окисления шлакообразующих примесей и скорости обезуглероживания ( $v_c$ ), а затем, достигнув максимального значения к моменту установления наибольшей скорости обезуглероживания 0,30 – 0,35 % (примерно 40 – 50 % времени продувки), остается относительно постоянным до момента резкого падения уровня ванны на завершающем этапе продувки (рис. 6). Наблюдается преимущественное вспенивание кислого шлака, при этом уровень металлической ванны в реакционной камере увеличивается незначительно относительно сравнительной камеры, а само повышение уровня ванны происходит, очевидно, за счет объема, занимаемого зоной продувки, образующимися брызгами и локальным вспучиванием ванны (рис. 6).

При проведении экспериментов с использованием «прозрачной» стенки конвертера фиксируется распространение перегретых потоков металла со скоростью 0,20 – 0,30 м/с, а анализом отобранных проб также определяется перенос введенного индикатора из реакционной в сравнительную камеру. На этом этапе операции подача азота через днище способствует только увеличению скорости поставки окисляемых примесей в реакционную зону и снижению температурной неоднородности расплава в сравнении с обычной верхней продувкой, но не сказывается на развитии процесса обезуглероживания в объеме ванны в целом (рис. 6).

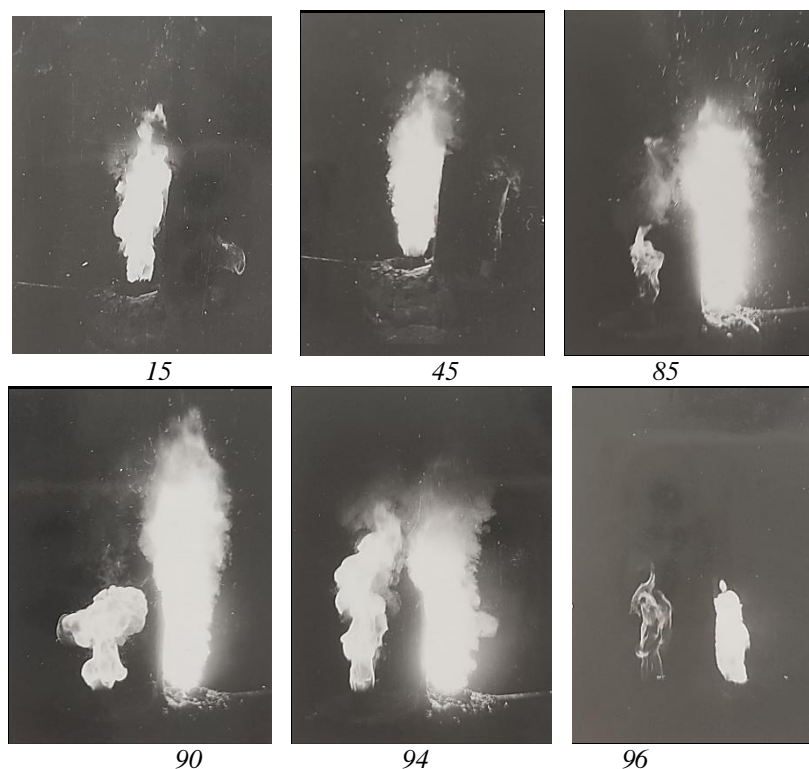


Рис. 5. Динамика образования факелов над реакционной и сравнительной камерами конвертера в характерные периоды комбинированной продувки (в соответствии с рис. 3, б)  
 Fig. 5. The dynamics of flare formation above the reaction and comparative chambers of the converter during the characteristic periods of combined purging (in accordance with Fig. 3, б)

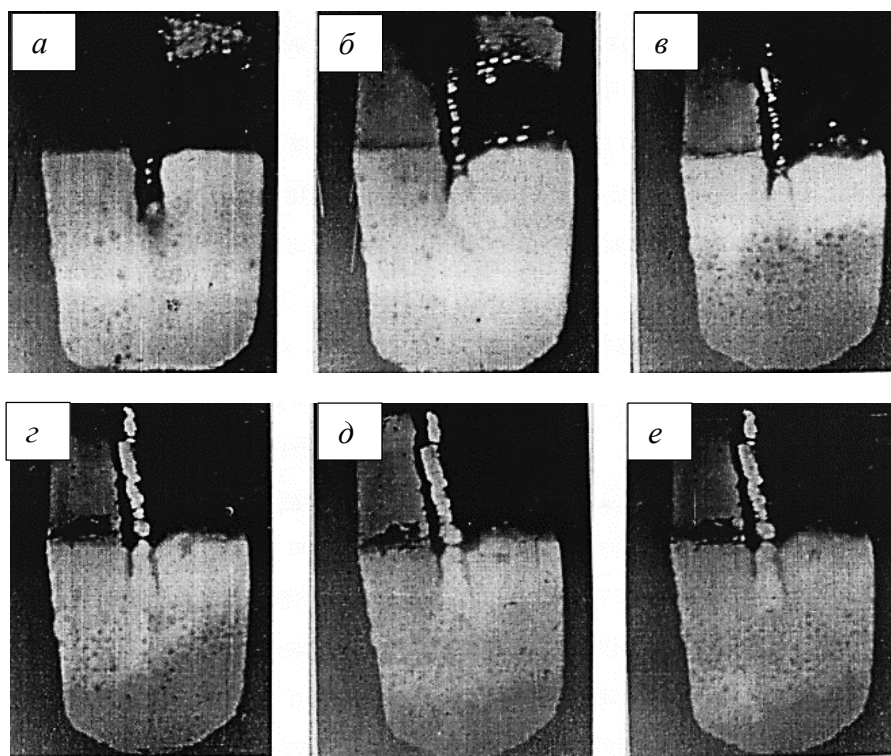


Рис. 6. Картина перемещения перегретых объемов металла из реакционной камеры в сравнительную (при комбинированной продувке в соответствии с рис. 3, б); расход кислорода сверху  $3,2 \text{ м}^3/\text{т} \cdot \text{мин}$ ; азота через два донных сопла –  $0,08 \text{ м}^3/\text{т} \cdot \text{мин}$ ; интервал между кадрами 8 с

Fig. 6. The picture of the movement of superheated volumes of metal from the reaction chamber to the comparative one (with combined purging in accordance with Fig. 3, б); oxygen consumption from above is  $3.2 \text{ m}^3/\text{t} \cdot \text{min}$ ; nitrogen through two bottom nozzles is  $0.08 \text{ m}^3/\text{t} \cdot \text{min}$ ; the interval between frames is 8 s



Интенсификация перемешивания расплава при донной подаче азота с расходом  $0,05 - 0,15 \text{ м}^3/\text{т} \cdot \text{мин}$  сопровождается по сравнению с традиционной верхней продувкой зафиксированным снижением переходной концентрации углерода в интервале с  $0,9 - 1,2$  до  $0,45 - 0,50 \%$ , начиная с которых неиспользованный в реакционной зоне на реакции окисления кислород интенсивно поступает в объем расплава. С понижением концентрации углерода в расплаве ниже  $1,0 \%$  (особенно в интервале  $0,5 - 0,1 \%$ ), подача через днище азота, особенно в пределах сравнительной камеры, приводит к интенсификации процесса обезуглероживания в объеме расплава (период III). В рассматриваемых условиях над сравнительной камерой также появляется факел догорающего СО, что свидетельствует о развитии окисления углерода в отдаленных от реакционной зоны участках ванны, хотя его выделение из реакционной зоны все же остается преобладающим (рис. 5).

Если в течение периода основного обезуглероживания (III) протекающие процессы интенсифицируются благодаря облегчению условий зарождения пузырей оксида углерода СО и увеличения общей реакционной поверхности при взаимодействии поступающего из реакционной зоны кислорода с углеродом отдаленных объемов металла, то с лимитированием хода обезуглероживания доставкой углерода к месту реакции (период IV) при концентрациях последнего ниже критических, происходит резкое уменьшение высоты и последующее исчезновение факела догорающего СО (рис. 5).

При распространении части образующегося высокоокисленного шлака из реакционной камеры в сравнительную (рис. 3, б, в) наблюдалось интенсивное подшлаковое зарождение пузырей СО, при этом фронт зарождения, как правило, не распространялся вглубь расплава при содержании углерода в ванне более  $1 \%$  (рис. 7). Следует

отметить, что при реализации «мягкой» продувки кислородом при высоком положении фурмы ( $60 - 80$  калибров) в период основного обезуглероживания ванны над сравнительной камерой фиксировали незначительный по высоте факел догорающего оксида углерода СО (рис. 8), что может дополнительно свидетельствовать о расходовании оксидов железа на реакцию окисления углерода в образующейся шлако-металлической эмульсии. Обработка полученных данных показала, что для условий комбинированной продувки (рис. 2, б – в) в пределах зоны взаимодействия кислородных струй с ванной окисляется до  $80 - 95$  и  $60 - 75 \%$  от всего окислевшегося за плавку углерода.

При донном перемешивании азотом перегретые потоки металла в реакционной камере достаточно быстро усредняются с остальными объемами более «холодного» металла, что существенно уменьшает перепад температур между верхними и нижними горизонтами конвертерной ванны в сравнении с верхней продувкой. Указанное обстоятельство хорошо прослеживается по кадрам киносъемки через «прозрачную» стенку при анализе поведения ванны по яркости различных областей расплава, характеризуя его температурную неоднородность (рис. 6).

В целом необходимо отметить, что перемешивание конвертерной ванны нейтральным газом через днище в условиях «жесткой» верхней кислородной продувки практически не сказывается на ходе обезуглероживания за пределами реакционной зоны, поскольку вдуваемый кислород практически полностью расходуется в ее пределах на протяжении большей части времени операции. Следует отметить, что в процессе комбинированной продувки происходит более интенсивное обеднение шлака оксидами железа, что приводит послед ний в «свернутое» жидкотвердое состояние и отрицательно сказывается

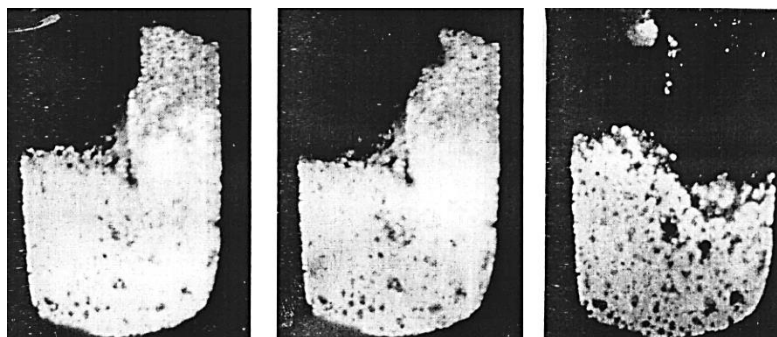


Рис. 7. Картина подшлакового зарождения и выделения пузырей оксида углерода СО в двухкамерном конвертере с прозрачной стенкой (в соответствии с рис. 3, в); расход кислорода сверху –  $3,0 \text{ м}^3/\text{т} \cdot \text{мин}$ ; зота через два донных сопла  $0,08 \text{ м}^3/\text{т} \cdot \text{мин}$ , интервал между кадрами  $8 \text{ с}$

Fig. 7. The picture of the subslag nucleation and release of carbon monoxide bubbles in a two-chamber converter with a transparent wall (in accordance with Fig. 3, в); oxygen consumption from above is  $3.0 \text{ м}^3/\text{т} \cdot \text{мин}$ ; through two bottom nozzles,  $0.08 \text{ м}^3/\text{т} \cdot \text{мин}$ , the interval between frames is  $8 \text{ s}$

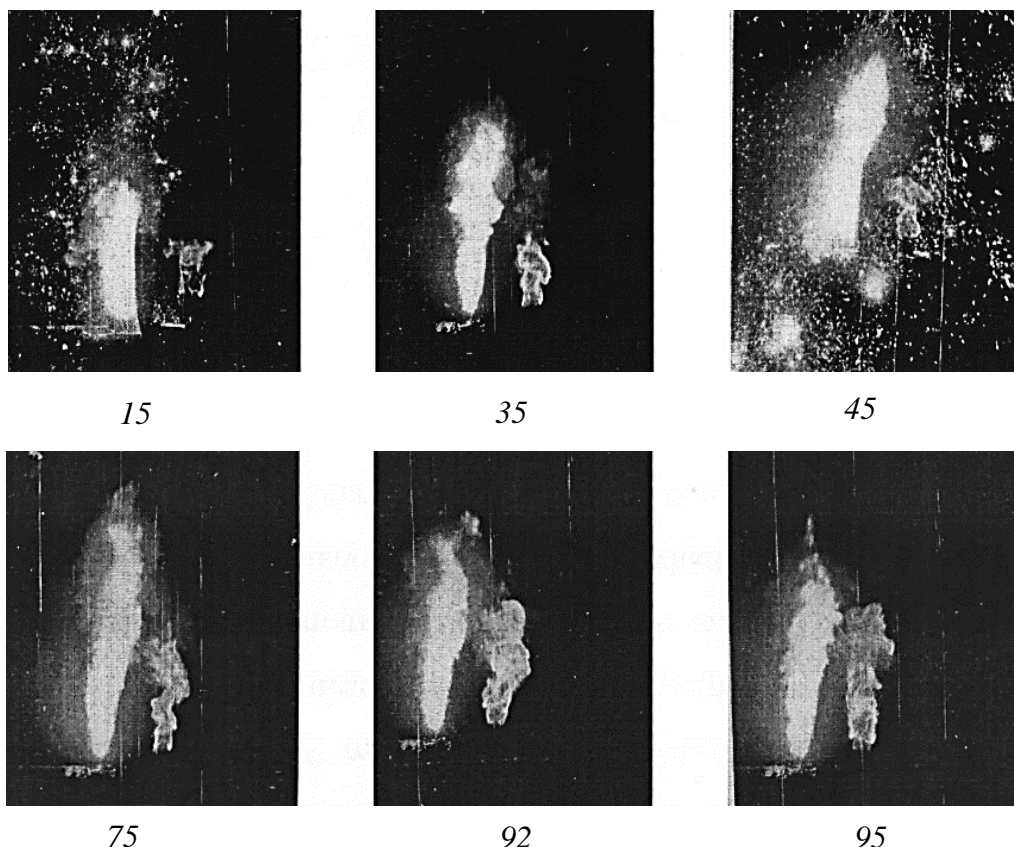


Рис. 8. Динамика образования факелов над двухкамерным конвертером в характерные периоды продувки  
(в соответствии с рис. 3, в)

Fig. 8. The dynamics of flare formation above a two-chamber converter during characteristic purge periods (in accordance with Fig. 3, б)

на развитии процесса дефосфорации и способствует интенсивному выносу металла. Донное перемешивание ванны нейтральным газом позволяет более активно перераспределять кислород между металлом и шлаком на реакции рафинирования за пределами реакционной зоны только при повышенном положении фурмы («мягкое» дутье). В данных условиях в объеме ванны важно создавать направленные циркуляционные потоки, обеспечивающие развитие тепло-массообменных процессов и постоянную доставку свежих порций металла в зону окисления, то есть в реакционную зону. Для этого необходимо ориентированно располагать донные фурмы и, соответственно, нейтральные газовые струи относительно кислородных, поскольку возможно создавать взаимно тормозящие конвективные потоки, в особенности в условиях, когда нейтральный газ через днище подается за пределами реакционных зон, образуемых верхними кислородными струями. Так при расположения донных сопел в непосредственной близости к стенкам конвертера (рис. 3, б, в, г) обычно наблюдается более раннее стабильное появление факела догорающего оксида углерода СО над сравнительной камерой уже в диапазоне концентраций  $[C] = 1,2 - 1,6 \%$ , что свидетельствует только об ухудшении массопотока углерода потоками расплава в реакционную зону (рис. 8). При этом фиксируется возрастание темпе-

ратурной неоднородности между верхними и нижними горизонтами конвертерной ванны. Важным следует считать обнаруженный факт рациональной организации комбинированной продувки при подаче нейтрального газа через днище в расплав только ориентированно под основание реакционных зон, образованных верхними кислородными струями, что будет существенно ускорять восходящие потоки и общую циркуляцию конвертерной ванны.

### Выводы

С использованием усовершенствованных методик высокотемпературного моделирования с использованием двухкамерного конвертера выполнены комплексные исследования процесса обезуглероживания количественной оценкой окисления углерода в различных зонах конвертерной ванны при верхней и комбинированной продувке.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Буданов И.А., Устинов В.С. Перспективы развития металлургического производства в России. Черная металлургия. *Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2014;(5(1373)):3–12.
2. Kishimoto Y., Saito N. Development and prospect of combined blowing converter in Japan.



- Tetsu-to-hagane (Journal of the Iron and Steel Institute of Japan)*. 2014;100(4):445–455.
3. Ogawa Y., Maruoka N. Progress of hot metal treatment technology and future outlook. *Tetsu-to-hagane*. 2014;100(4):434–444.
  4. Протопопов Е.В., Щипанов С.С., Фатьянов С.С. Экспериментальные исследования обезуглероживания конвертерной ванны при комбинированной продувке расплава. В кн.: *Сборник трудов XVIII международного конгресса сталеплавателей и производителей металла*. 7-10 апреля 2025. Санкт-Петербург, 2025:182–189.
  5. Lehner J., Egger M.W., Panhofer H., Strelbisky M.J. First operating experiences with post-combustion lances at BOF SHOP LD3. *European Steel Technology and Application Days 2017 (ESTAD 2017)*. Vienna, Austria. 26-29 June 2017. 2017;1(3):1148–1157.
  6. Stone R.P., Neith D., Koester S. et al. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation. *AISTech 2009 Proceedings*. 2009;1:737–747.
  7. Смирнов Л.А., Бабенко А.А., Данилин Ю.А. и др. Освоение технологии комбинированной продувки в 160-т конвертерах. *Сталь*. 2010;5:43–45.
  8. Протопопов Е.В., Уманский А.А., Беленецкий Е.А., Фатьянов С.С., Полежаев С.А., Запольская Е.М. Анализ условий подобия и методики высокотемпературного моделирования конвертерных процессов. Сообщение 1. Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2025;2(52):75–84. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2\(52\)-75-84](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2(52)-75-84)
  9. Maatch J., Borowski K. Reactions mechanismusjwischen saueratoff und Lad Sei den Sauerstaffaufblas – Verfahren Jus. Stahlhersteebing. *Techn. Mit. Krupp., Porach*. 1964;22(2):63–66.
  10. Разработка и создание испытательного полигона по изучению конвертерных процессов. Отчет по НИР. Сибирский металлургический институт (СМИ). Руководитель Протопопов Е.В. Инв. № 02920005710. Новокузнецк. 1991:64.
  11. Чернятевич А.Г., Протопопов Е.В., Ганзер Л.А. О некоторых особенностях окисления примесей в конвертерной ванне при комбинированной продувке. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1987;4:25–30.
  12. Чернятевич А.Г. Высокотемпературное моделирование кислородно-конвертерного процесса. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1991;12:16–18.
  13. Охотский В.Б., Чернятевич А.Г., Просвирина К.С. Зона преимущественного рафинирования металла при продувке ванн кислородом. *Сталеплавильное производство*. 1974;3:75–82.
  14. Семикин И.Д., Аверин С.И., Радченко И.И. *Топливо и топливное хозяйство металлургических заводов*. Москва: Металлургия, 1965:391.
  15. Чернятевич А.Г., Протопопов Е.В. Экспериментальное изучение параметров реакционной зоны конвертерной ванны в условиях комбинированной продувки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1991;6:17–24.
  16. Баптизмандский В.И., Охотский В.Б. *Физико-химические основы кислородно-конвертерного процесса*. Киев-Донецк: Вища школа. 1981:83.
  17. Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Юдин С.В. Гидродинамические особенности поведения конвертерной ванны при различных способах продувки. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1998;8:23–29.
  18. Баптизмандский В.И., Меджибожский М.Я., Охотский В.Б. *Конвертерные процессы производства стали*. Киев-Донецк: Вища школа. 1984:344.
  19. Chong Y.T., Тео К.М., Tang L.C. A lifecycle-based sustainability indicator framework for waste-to-energy systems and a proposed metric of sustainability. *Renewable and Sustai nable Energy Reviews*. 2016;56:797–809.
  20. Su F., Lampinen H.-O., Robinson R. Recycling of sludge and dust to the BOF converter by cold bonded pelletizing. *ISIJ International*. 2004;44(4):770–776. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.770>

## REFERENCES

1. Budanov I.A., Ustinov V.S. Prospects for the development of metallurgical production in Russia. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi i ekonomiche-skoi informatsii*. 2014;(5(1373)):3–12. (In Russ.).
2. Kishimoto Y., Saito N. Development and prospect of combined blowing converter in Japan. *Tetsu-to-hagane (Journal of the Iron and Steel Institute of Japan)*. 2014;100(4):445–455.
3. Ogawa Y., Maruoka N. Progress of hot metal treatment technology and future outlook. *Tetsu-to-hagane*. 2014;100(4):434–444.
4. Protopopov E.V., Shchipanov S.S., Fat'ya-nov S.S. Experimental studies of decarbonization of a converter bath during combined melt purging. In: *Proceedings of the XVIII International Congress of Steelmakers and Metal Manufacturers*. April 7-10, 2025. Saint Petersburg, 2025:182–189. (In Russ.).
5. Lehner J., Egger M.W., Panhofer H., Strelbisky M.J. First operating experiences with post-combustion lances at BOF SHOP LD3. *European Steel Technology and Application Days*

- 2017 (*ESTAD 2017*). Vienna. Austria. 26-29 June 2017. 2017;1(3):1148–1157.
6. Stone R.P., Neith D., Koester S. et al. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation. *AISTech 2009 Proceedings*. 2009;1:737–747.
  7. Smirnov L.A., Babenko A.A., Danilin Yu.A. and others. Mastering the technology of combined purging in 160-ton envelopes. *Stal'*. 2010;5:43–45. (In Russ.).
  8. Protopopov E.V., Umanskii A.A., Bele-netskii E.A., Fat'yanov S.S., Polezhaev S.A., Zapol'skaya E.M. Analysis of similarity conditions and methods of high-temperature modeling of converter processes. Message 1. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;2(52):75–84. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2\(52\)-75-84](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2(52)-75-84)
  9. Maatch J., Borowski K. Reactions mechanismusjwishen saueratoff und Lad Sei den Sauerstaffaufblas – Verfahren Jus. *Stahlhersteering. Techn. Mit. Krupp., Porach*. 1964;22(2):63–66.
  10. Development and creation of a testing ground for the study of converter processes. Research report. Siberian Metallurgical Institute (Mass Media). The head is Protopopov E.V. Inv. No. 02920005710. Novokuznetsk, 1991:64. (In Russ.).
  11. Chernyatevich A.G., Protopopov E.V., Ganzer L.A. On some features of the oxidation of impurities in a converter bath during combined purging. *Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy*. 1987;4:25–30. (In Russ.).
  12. Chernyatevich A.G. High-temperature modeling of the oxygen converter process. *Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy*. 1991;12:16–18. (In Russ.).
  13. Okhotsky V.B., Chernyatevich A.G., Prosvirin K.S. The zone of preferential metal refining during oxygen purging of baths. *Steelmaking industry*. 1974;3:75–82. (In Russ.).
  14. Semikin I.D., Averin S.I., Radchenko I.I. *Fuel and fuel economy of metallurgical plants*. Moscow: Metallurgy, 1965:391. (In Russ.).
  15. Chernyatevich A.G., Protopopov E.V. Experimental study of the parameters of the reaction zone of a converter bath under combined purging conditions. *Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy*. 1991;6:17–24. (In Russ.).
  16. Baptizmansky V.I., Okhotsky V.B. *Physico-chemical foundations of the oxygen converter process*. Kiev-Donetsk: Vischa school. 1981:83. (In Russ.).
  17. Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Yudin S.V. Hydrodynamic features of the behavior of a converter bath with various purging methods. *Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy*. 1998;8:23–29. (In Russ.).
  18. Baptizmansky V.I., Medzhibozhsky M.Ya., Okhotsky V.B. *Converter processes of steel production*. Kiev-Donetsk: Vischa school. 1984:344. (In Russ.).
  19. Chong Y.T., Teo K.M., Tang L.C. A lifecycle-based sustainability indicator framework for waste-to-energy systems and a proposed metric of sustainability. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. 2016;56:797–809.
  20. Su F., Lampinen H.-O., Robinson R. Recycling of sludge and dust to the BOF converter by cold bonded pelletizing. *ISIJ International*. 2004;44(4):770–776. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.770>

#### Сведения об авторах:

**Евгений Валентинович Протопопов**, д.т.н., профессор кафедры черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** protopopov@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-7554-2168  
**SPIN-код:** 9775-0226

**Сергей Сергеевич Фатьянов**, магистрант кафедры черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

**Екатерина Михайловна Запольская**, к.т.н., с.н.с. лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** beloglazova-ekat@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0002-8098-5895  
**SPIN-код:** 7302-2751

#### Information about the authors:

**Evgenii V. Protopopov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** protopopov@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-7554-2168  
**SPIN-код:** 9775-0226

**Sergey S. Fat'yanov**, Master's Student at the Department of Ferrous Metals and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

**Ekaterina M. Zapolskaya**, Cand. Sci. (Eng.), senior researcher Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University  
**Email:** beloglazova-ekat@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0002-8098-5895  
**SPIN-код:** 7302-2751

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
 The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 23.06.2025  
 После доработки 04.08.2025  
 Принята к публикации 11.08.2025

Received 23.06.2025  
 Revised 04.08.2025  
 Accepted 11.08.2025

**Оригинальная статья**

УДК 621.791:620.17

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-94-103

**СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ И  
МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ ПОРОШКОВОЙ  
ПРОВОЛОКОЙ**

© 2025 г. А. Р. Михно, Г. И. Черепанова, Н. П. Ломиворотов, Е. М. Запольская,  
И. А. Панченко, С. В. Коновалов

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

**Аннотация.** Представлены исследования микроструктуры и механических характеристик наплавленных покрытий, полученных с использованием порошковых проволок, содержащих различные легирующие элементы. Особое внимание уделено двум типам порошковых проволок: EnDOtec DO\*15, которая состоит из железа, хрома, молибдена и вольфрама, и более сложной системе Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V, разработанной в Сибирском государственном индустриальном университете. Получена оптимальная структура образцов, которая позволила минимизировать присутствие неметаллических включений (силикатов и оксидов), способных негативно влиять на механических характеристиках материалов. Для оценки механических свойств образцов проводили измерения нанотвердости и модуля упругости с применением нанотвердомера НаноСкан-4D. Структура проволоки EnDOtec DO\*15 обеспечивает более равномерное распределение легирующих элементов, что в свою очередь способствует повышению прочности материала. В системе Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V наблюдается повышенное количество неметаллических включений, что отрицательно влияет на ее механические свойства. Наилучшие показатели нанотвердости зафиксированы для проволоки EnDOtec, однако для системы Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V модуль упругости равен 125,84 ГПа, что указывает на ее высокую эффективность при серьезных механических нагрузках. Полученные результаты подтверждают важность выбора порошковой проволоки в зависимости от конкретных требований к долговечности и механическим свойствам наплавленных покрытий.

**Ключевые слова:** порошковая проволока, наплавленный слой, структура, неметаллические включения, химический состав, нанотвердость

**Финансирование.** Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

**Для цитирования:** Михно А.Р., Черепанова Г.И., Ломиворотов Н.П., Запольская Е.М., Панченко И.А., Коновалов С.В. Сравнительное исследование микроструктурных и механических характеристик наплавленного слоя порошковой проволокой. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):94–103. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-94-103](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-94-103)

*Original article***COMPARATIVE STUDY OF MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE DEPOSITED LAYER BY POWDER WIRE**

© 2025 A. R. Mikhno, G. I. Cherepanova, N. P. Lomivorotov, E. M. Zapolskaya,  
I. A. Panchenko, S. V. Konovalov

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

**Abstract.** Studies of the microstructure and mechanical characteristics of deposited coatings obtained using powder wires containing various alloying elements are presented. Special attention is paid to two types of hollow wires: EnDOtec DO\*15, which consists of iron, chromium, molybdenum and tungsten, and the more complex Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V system developed at the Siberian State Industrial University. The optimal structure of the samples was obtained, which made it possible to minimize the presence of non-metallic inclusions (silicates and oxides) that can negatively affect the mechanical characteristics of the materials. To assess the mechanical properties of the samples, measurements of nanohardness and modulus of elasticity were carried out using a NanoScan-4D nanohardometer. The structure of the EnDOtec DO\*15 wire ensures a more uniform distribution of alloying elements, which in turn contributes to an increase in the strength of the material. The Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V system has an increased number of nonmetallic inclusions, which negatively affects its mechanical properties. The best nanohardness values were recorded for EnDOtec wire, however, the Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V system had an elasticity modulus of 125.84 GPa, which indicates its high efficiency under severe mechanical loads. The results obtained confirm the importance of choosing a powder wire depending on the specific requirements for durability and mechanical properties of the deposited coatings.

**Keywords:** powder wire, deposited layer, structure, non-metallic inclusions, chemical composition, nanohardness

**Funding.** Research was carried out within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation № 075-00087-2401.

**For citation:** Mikhno A.R., Cherepanova G.I., Lomivorotov N.P., Zapolskaya E.M., Panchenko I.A., Konovalov S.V. Comparative study of microstructural and mechanical characteristics of the deposited layer with flux-cored wire. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):94–103. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-94-103](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-94-103)

**Введение**

Основной технологический инструмент в прокатном переделе металлургических предприятий – это прокатные валки. В ходе эксплуатации при осуществлении пластической деформации металла валки подвергаются значительным удельным давлениям и термическим воздействиям, что приводит к их интенсивному изнашиванию [1 – 3]. В связи с этим проблема проведения качественного ремонта валков становится особенно актуальной [4]. В последнее время широкое распространение получила восстановительная электродуговая наплавка прокатных валков с использованием порошковых проволок, что позволяет существенно увеличить срок службы деталей и улучшить эксплуатационные характеристики [5; 6].

Рассматриваемая технология позволяет не только восстанавливать изношенные поверхности, но и улучшать физико-механические свойства материалов, что, в свою очередь, по-

ложительно сказывается на производственных показателях металлургических предприятий. Несмотря на свои преимущества, рассматриваемая технология не лишена определенных недостатков, что обуславливает необходимость совершенствования составов шихты порошковых проволок и методов их применения для достижения более качественных результатов ремонтных операций [7 – 9]. Актуальным становится проведение теоретических и экспериментальных исследований, направленных на изучение физической природы процессов упрочнения и формирования защитных свойств поверхностных слоев валков, полученных с помощью электродуговых покрытий. На текущий момент восстановление изнашивающихся поверхностей механизмов с помощью порошковой проволоки рассматривается как перспективное направление развития технологий ремонта [10; 11].

Целью настоящей работы является определение оптимальной структуры наплавленных покрытий с минимальным содержанием неметаллических включений (силикатов и оксидов), а также оценка механических характеристик нанотвердости и модуля упругости.

### Материалы и методы исследования

В настоящей работе представлены два типа порошковых проволок: EnDotec DO\*15 и система Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V.

Порошковая проволока EnDotec DO\*15 изготовлена из сплава Fe – Cr – Mo – W. Материал, полученный в процессе наплавления, обладает высокой устойчивостью к усталости и не образует трещин под воздействием ударно-абразивных нагрузок. В качестве легирующих элементов в его составе присутствуют хром, молибден, марганец, ванадий, вольфрам и углерод.

Порошковая проволока системы Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V была разработана в Сибирском государственном индустриальном университете. Внутренний наполнитель состоит из смеси металлических порошков железа ПЖВ1, кремния КР-1, вольфрама ПВ-1, марганца МР-0, хрома ПХА-1М и ванадия ВЭЛ-1 [12]. В качестве добавки, которая замещает аморфный углерод, использовали пыль алюминиевого производства, полученную в процессе газоочистки. Внешняя оболочка была сделана из стальной ленты марки Ст3 толщиной от 0,3 до 0,5 мм. Общий диаметр готовой порошковой проволоки составляет 4,2 мм [12].

Для нанесения электродуговых покрытий был задействован сварочный трактор ASAW-1250 с использованием рассматриваемых порошковых проволок. Наплавку выполняли на стальные пластины марки 09Г2С в пять слоев для предотвращения смешивания наплавляемого металла с подложкой.

Режим наплавки для обоих типов порошковых проволок проводили при силе сварного тока 420 А, напряжении дуги 38,0 В и скорости подачи проволоки примерно 18 см/мин [13].

Для проведения исследований были изготовлены макрошлифы размерами 30 (10 мм составляет наплавленный слой и 20 мм – подложка) × 55 × 14 мм и 18 (8 мм – наплавленный слой и 10 мм – подложка) × 10 × 10 мм.

Изучение структуры и химического состава наплавленного слоя проводили в лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений Сибирского государственного индустриального университета с использованием сканирующего электронного микроскопа КУКУ-ЕМ6900.

Измерения нанотвердости и модуля упругости порошковых проволок систем Fe – Si – W –

Mn – Cr – C – V и EnDotec DO\*15 системы Fe – Cr – Mo – W проводили с использованием нанотвердомера НаноСкан-4D методом вдавливания индентора с регистрацией силы и глубины нагружения, а затем расчетом твердости и модуля упругости в соответствии с ГОСТ 8.748 – 2011. Для первой проволоки параметры измерения включали индентор в форме трехгранной пирамиды типа Берковича, время нагружения 10 с, время разгружения 10 с, время удержания максимальной нагрузки 10 с, прикладываемую нагрузку изменяли от 5 до 1500 мН. Измерения для проволоки EnDotec DO\*15 проводили по двум режимам: первый режим аналогичен первому типу проволоки, а второй режим осуществляли в переходном слое и в середине наплавленного покрытия при нагрузках 100, 150 и 200 мН.

### Основные результаты и их обсуждение

В процессе исследования покрытия системы Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V была изучена микроструктура наплавленного слоя, представляющая собой дендритное строение игольчатого мартенсита с заметной сеткой на границах [14]. На рис. 1 представлена область наплавленного покрытия. Было установлено, что в наплавочном слое рассматриваемой области присутствуют следующие элементы: 2,22 % Cr; 0,92 % Mn; 5,50 % C; 6,36 % W; 0,11 % V; 84,62 % Fe.

Внутри самих зерен обнаружены неметаллические включения неправильной глобулярной формы, которые в основном располагаются вдоль межзеренных границ (рис. 1). Химический состав неметаллических включений следующий: 7,90 % Na; 10,18 % Al; 19,88 % Si; 0,96 % Cr; 0,42 % Mn; 2,49 % W; 26,46 % C и 31,72 % Fe. Содержание натрия, алюминия, кремния, хрома, марганца, вольфрама может быть обусловлено методом нанесения наплавочного слоя.

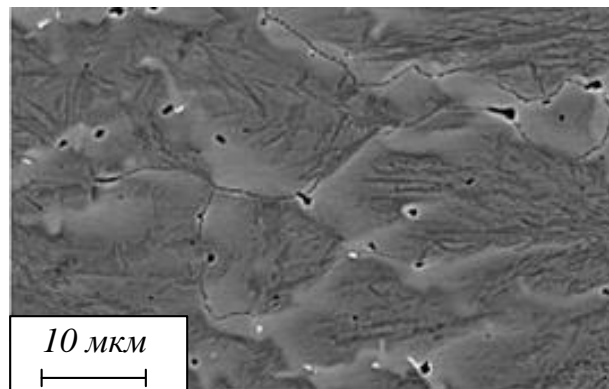


Рис. 1. Микроструктура наплавленного покрытия системы Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V

Fig. 1. Microstructure of the deposited coating systems Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V

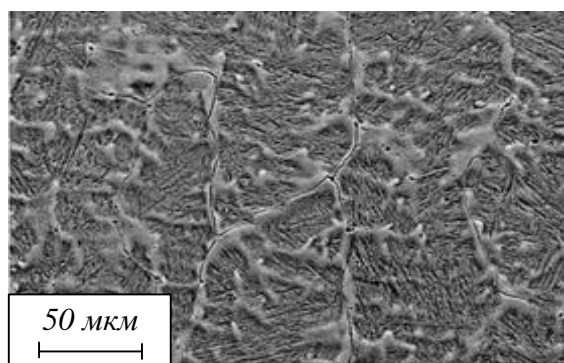


Рис. 2. Дендритная структура наплавленного материала  
Fig. 2. Dendritic structure of the deposited material

В процессе исследования порошковой проволоки EnDOtec DO\*15, изготовленной из сплава Fe – Cr – Mo – W, была изучена дендритная структура наплавленного материала. Такая структура свойственна металлам и сплавам, включая наплавленный слой, которые образуют валик [15].

На рис. 2 изображена область наплавленного покрытия. С помощью энергодисперсионного анализа (ЭДС) определили химический состав рассматриваемой области: 4,70 % C; 0,10 % Al; 1,15 % W и 87,42 % Fe.

Малое содержание алюминия обусловлено тем, что в шихту порошковой проволоки была добавлена пыль газоочистки производства алюминия.

На рис. 3 изображена микроструктура наплавленного покрытия, цифрами указаны участки для определения элементного состава материала (табл. 1).

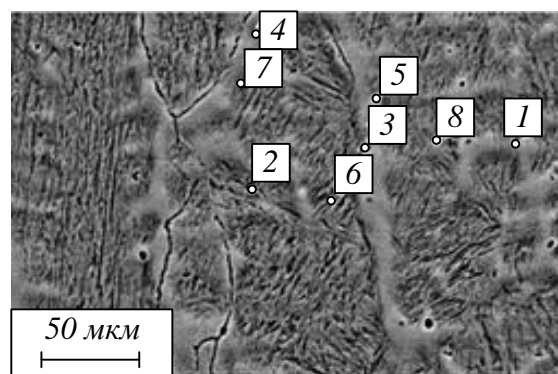


Рис. 3. Микроструктура наплавленного слоя системы Fe – Cr – Mo – W  
Fig. 3. Microstructure of the deposited coating systems Fe – Cr – Mo – W

Наибольшее содержание химических элементов зафиксировано в точках 1 – 3. Это связано с химическими реакциями, протекающими в расплаве, которые способствуют удалению нежелательных примесей. В результате таких процессов могут образовываться нерастворимые в расплаве соединения (оксиды, силикаты и сульфиды) [12]. Элементы в точках 4 – 8 идентичны, но их содержание отличается.

В ходе исследования наплавленного слоя, полученного методом сварки порошковой проволокой под флюсом, были определены структурные характеристики и химический состав материала. С помощью сканирующего электронного микроскопа было получены изображения дендритной структуры поперечного шлифа покрытия после травления азотной кислотой.

Т а б л и ц а 1

Элементарный состав наплавленного слоя  
Table 1. Chemical composition of the deposited layer

Элемент	Содержание, %, элемента в точках							
	1	2	3	4	5	6	7	8
C	5,01	2,99	1,71	4,59	6,94	7,14	5,42	6,76
Al	0,34	12,02	8,90	–	–	–	–	–
Si	0,52	0,78	0,32	0,63	0,64	0,60	0,46	0,49
S	7,61	0,76	–	–	–	–	–	–
V	0,49	0,20	0,40	0,51	0,44	0,37	0,36	0,33
Cr	4,33	2,65	3,37	4,38	3,87	3,31	3,72	3,33
Mn	15,02	0,85	0,76	0,94	0,82	0,81	0,88	0,69
Fe	64,68	63,99	73,70	85,40	83,98	85,88	87,34	86,60
Mo	2,00	–	0,95	1,99	1,83	1,07	0,89	0,91
O	–	11,70	8,63	–	–	–	–	–
Na	–	1,78	–	–	–	–	–	–
K	–	1,75	–	–	–	–	–	–
W	–	–	0,96	1,57	1,47	0,82	0,94	0,88

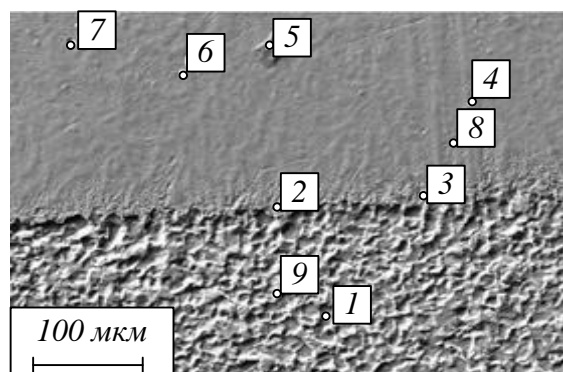


Рис. 4. Переходный слой наплавочного покрытия из проволоки EnDOtec DO\*15

Fig. 4. Transition layer of surfacing coating made of EnDOtec DO\*15 wire

Структура исследуемого материала состоит из трех слоев (поверхностного, переходного и основного). Наблюдается четкая граница между наплавленным материалом и стальной подложкой марки 09Г2С. Различие в структуре подложки и наплавочного слоя обусловлено использованием материалов с различными физико-механическими свойствами при изготовлении образцов [16].

Исследуя переходный слой наплавочного покрытия можно заметить, что в рассматриваемой области преобладают железо, хром, марганец и углерод. Химический состав переходного слоя следующий: 7,56 % С; 1,89 % О; 0,39 % Si; 1,86 % 0,71 % Мо и 86,03 % Fe (рис. 4). При использовании порошковой проволоки образуется зона сплавления, где происходит смешивание компонентов наплавленного слоя и подложки. Переход составляющих наплавочного материала пред-

ставляет собой сложный физико-химический процесс, зависящий от температуры, характеристик материалов и технологии наплавки. В процессе плавления присадочного материала и подложки элементы могут реагировать с расплавленным металлом, образуя различные соединения (карбиды, сульфиды или оксиды) [17 – 20].

На рис. 4 представлен переходный слой наплавочного покрытия, цифрами указаны исследуемые области для проведения химического анализа. В табл. 2 представлен элементный состав переходного слоя.

По результатам химического анализа получили, что в областях 1 и 9 (подложка) происходит переход марганца, кремния, хрома из наплавленного слоя в подложку, в которой также присутствует медь. Участок 1 обладает высоким содержанием углерода и кислорода, что указывает на присутствие неметаллических включений карбидов и оксидов. Области 2 и 3 содержат марганец и кремний в количестве схожим с подложкой, но переход хрома более выражен. В этих областях наблюдается наличие ванадия, а в участке 2 присутствует сера, указывающая на формирование сульфидов.

Области 4 – 8 содержат карбиды вольфрама, хрома и ванадия, при этом в 4 и 6 присутствует молибден, а в 7 и 8 – сера и сульфиды. Область 4 содержит алюминий, 6 – кислород и оксиды, 5 – неметаллические включения с высоким содержанием углерода и кислорода.

При измерении нанотвердости и модуля упругости порошковой проволоки системы Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V были получены следующие результаты:

Т а б л и ц а 2

Элементарный состав переходного слоя  
Table 2. Chemical composition of the points under study

Элемент	Содержание, %, элемента в точках								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
C	14,41	7,30	8,27	5,76	28,86	6,51	4,28	5,56	4,54
Si	0,27	0,28	0,38	0,44	0,33	0,50	0,56	0,57	0,29
Fe	76,91	88,42	73,70	86,85	62,10	84,83	88,28	87,44	93,91
Mn	0,43	0,52	0,56	0,80	0,59	0,83	0,96	0,93	0,54
Cr	0,60	1,21	1,37	3,28	2,57	3,34	3,85	3,54	0,33
V	–	0,20	0,40	0,35	0,23	0,31	0,34	0,39	–
O	6,37	1,90	3,64	–	4,57	1,69	–	–	–
W	–	–	–	1,30	0,53	1,00	1,30	1,12	–
Mo	0,44	0,37	–	0,98	–	0,98	–	–	–
S	–	0,76	–	–	0,23	–	0,43	0,45	–
Cu	0,58	–	–	–	–	–	–	–	0,38
Al	–	–	–	0,24	–	–	–	–	–



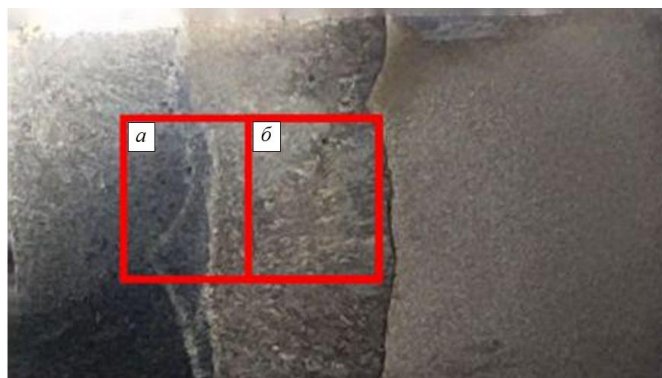


Рис. 5. Области измерения нанотвердости наплавки (а) и переходного слоя (б)  
Fig. 5. Areas of measurement of nanohardness of surfacing (a) and transition layer (b)

1. Средние значения нанотвердости  $3,55 \pm 0,50$  ГПа.

2. Средние значения модуля упругости  $125,84 \pm 6,51$  ГПа.

Все измерения нанотвердости порошковой проволоки EnDotec DO\*15, а также идентификацию выполняли в зонах, указанных на рис. 5. Результаты измерения нанотвердости представлены в табл. 3.

Для сравнения провели измерение нанотвердости при нагрузках 5 – 1500 мН (рис. 6). Были получены следующие результаты:

1. Средние значения нанотвердости  $4,82 \pm 1,44$  ГПа.

2. Средние значения модуля упругости  $59,62 \pm 9,19$  ГПа.

Погрешность обусловлена колебаниями в измерениях, что может быть связано с различными факторами (методы испытаний и физические свойства материала). Фактический модуль упругости может изменяться в диапазоне от 50,43 до 68,81 ГПа. При рассмотрении всех измерений в области нагрузок от 5 – 1500 мН можно сделать следующие выводы:

1. При нагрузке 5 мН нанотвердость составляет 10,67 ГПа и модуль упругости – 85,61 ГПа; высокая твердость обусловлена низкой нагрузкой.

2. При нагрузке 100 мН нанотвердость составляет 6,34 ГПа и модуль упругости 85,22 ГПа; при 150 мН – 6,53 и 69,85 ГПа; при 200 мН – 5,36 и 70,18 ГПа.

3. В интервале нагрузок от 300 до 1500 мН средняя нанотвердость составляет  $4,31 \pm 0,23$  ГПа, модуль упругости  $55,8 \pm 1,40$  ГПа, максимальное погружение индентора  $3583,31 \pm 826,5$  нм. Твердость медленно снижалась от 4,70 до 3,85 ГПа на протяжении 19 измерений, а модуль упругости практически не менялся (от 59,03 до 53,69 ГПа). Максимальная глубина внедрения растет от 2028,54 до 4787,61 нм.

### Выводы

Обе порошковые проволоки формируют дендритные структуры наплавленного слоя, но различаются по составу и количеству отдельных элементов. Структура наплавленного слоя Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V содержит неметаллические включения, в то время как EnDotec DO\*15 имеет более чистый состав с меньшим количеством этих включений, что указывает на более высокое качество покрытия и его улучшенные эксплуатационные характеристики. Переходные слои обеих проволок показывают значительное смешивание компонентов, влияющее на их физико-химические свойства. Однако в случае Fe – Si – W – Mn – Cr – C – V наблюдается более выраженное содержание соединений, таких как карбиды и сульфиды, что говорит о более активных химических реакциях в процессе наплавления.

Т а б л и ц а 3

Нанотвердость в области наплавки и переходного слоя  
Table 3. Nanohardness in the area of the deposit and transition layer

Зона нагрузки	Нанотвердость, ГПа			Модуль упругости, ГПа		
	при нагрузке, мН					
	100	150	200	100	150	200
Наплавка	6,42 ± 0,31	6,45 ± 0,15	5,88 ± 0,21	113,93 ± 7,38	111,63 ± 4,23	83,20 ± 1,68
Переходный слой	5,86 ± 0,39	5,50 ± 0,37	4,92 ± 0,46	102,78 ± 11,18	92,93 ± 7,13	78,13 ± 6,84

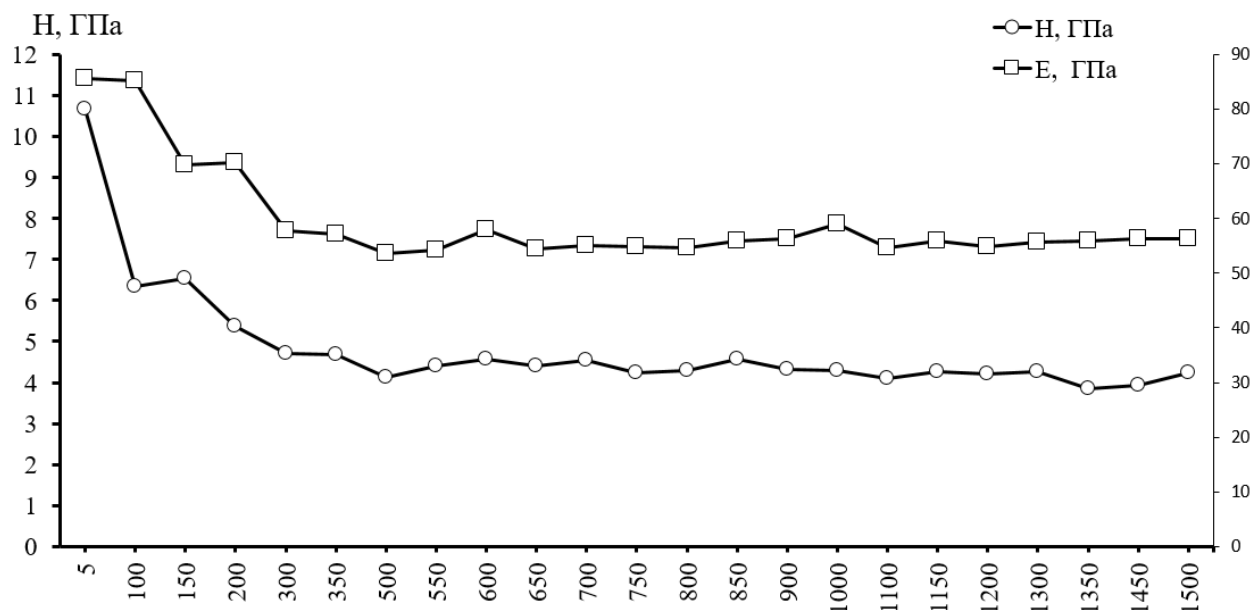


Рис. 6. График измерения нанотвердости при нагрузках от 5 – 1500 мН  
 Fig. 6. Graph of nanohardness measurements under loads from 5 to 1500 mN

Наибольшие ( $4,82 \text{ ГПа} \pm 1,44 \text{ ГПа}$ ) значение средней нанотвердости были зафиксированы для проволоки EnDOtec DO\*15, что свидетельствует о ее способности выдерживать механические нагрузки, более того в интервале нагрузок от 300 до 1500 мН средняя твердость составляет  $4,31 \pm 0,23 \text{ ГПа}$ , а модуль упругости  $55,81 \pm 1,40 \text{ ГПа}$ . Прослеживается тенденция к медленному снижению твердости и еще более медленному уменьшению модуля упругости по мере увеличения нагрузки. В пределах фиксированных нагрузок (100, 150 и 200 мН) средняя твердость наплавки растет по мере смещения к верхним слоям наплавленного материала, модуль упругости выше в средних слоях. Полученные данные свидетельствуют о низком влиянии роста нагрузки на твердость и модуль упругости до 1500 мН. Средняя твердость системы Fe – C – Si – Mn – Cr – W – V более низкая, чем у EnDOtec DO\*15, но модуль упругости в два раза выше, что свидетельствует о лучшей способности наплавочного покрытия противостоять деформациям. Это делает EnDOtec DO\*15 перспективным и конкурентоспособным вариантом для использования в условиях высоких механических нагрузок в промышленном применении.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lechilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium-carbon austenite. *Welding International*. 2015;29(10):819–822.  
<https://doi.org/10.1080/09507116.2014.986891>
2. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. *Welding International*. 2008;22(11):796–800.  
<https://doi.org/10.1080/09507110802593646>
3. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy. *Materials Science and Technology*. 2014;30(3):316–322.  
<https://doi.org/10.1179/1743284713Y.00000000359>
4. Бородин С.А., Еремин Е.Н., Лосев А.С. Порошковая проволока с карбидом бора для восстановительной наплавки прокатных валков. *Россия молодая: передовые технологии – в промышленность*. 2015;(1):11–14.
5. Li R., He D.Y., Zhou Z., Wang Z.J., Song X.Y. Wear and high temperature oxidation behavior of wire arc sprayed iron based coatings. *Surface Engineering*. 2014;30(11):784–790.  
<https://doi.org/10.1179/1743294414Y.00000000331>
6. Макиенко В.М., Соколов П.В., Перваков Д.Г. Восстановление деталей и узлов подвижного состава методом электродуговой наплавки. *Транспорт Азиатско-Тихоокеанского региона*. 2016;1(6):6–11.
7. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., Wang G., Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance. *Surface Engineering*. 2017;33(1):56–62.  
<https://doi.org/10.1080/02670844.2016.1176718>
8. Kapralov E.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Formation of nanostructure-phase conditions and properties of wear-resistant cladding on steel. *Nanoinzheneriya*. 2015;4(46):14–23.
9. Babinets A.A., Ryabtsev I.A., Panfilov A.I., Zhdanov V.A., Ryabtsev I.I. Influence of meth-



9. Babinets A.A., Ryabtsev I.A., Panfilov A.I., Zhdanov V.A., Ryabtsev I.I. Influence of methods of arc surfacing with flux-cored wire on penetration of base metal and formation of deposited metal. *The Paton Welding Journal*. 2016;(11):17–22.  
<https://doi.org/10.15407/tpwj2016.11.03A.A>
10. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels. *Materials Science and Technology*. 2016;32(4):320–327.  
<https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1137410>
11. Ryabtsev I.O., Babinets A.A., Lentugov I.P., Zhdanov V.O., Ryabtsev I.I., Osin V.V. Methods of Investigation of the Deposited Metal Properties and Their Application for the Development of Flux Cored Wires. *Materials Science*. 2024;59(4):467–473.
12. Usoltsev A.A., Kozyrev N.A., Bashchenko L.P., Kryukov R.E., Zhukov A.V. Development of Fe – C – Si – Mn – Cr – W – V powder wire system with additives of carbon-fluorinated material and titanium. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2023;66(4):403–409. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-4-403-409>
13. Kozyrev N.A., Rudakov S.G., Kryukov R.E. Calculation of the parameters of the mode and dimensions of the seam during arc welding. Novokuznetsk: ITs SibGIU. 2014:27. (In Russ.).
14. Kibko N.V., Usoltsev A.A., Mikhno A.R., Sychev A.A. Investigation of the structure and properties of titanium deposited in powdered metal by wires of Fe – C – Si – Mn – Cr – W – V and Fe – C – Si – Mn – Cr – Mo – Ni systems. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2022;5(803):43–45. (In Russ.).
15. Yakovlev D.S. Analysis of technological features of powder wire welding. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2014;14(2):92–95. (In Russ.).
16. Raikov S.V., Konovalov S.V., Kapralov E.V. etc. Formation of wear-resistant surface layers by surfacing. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2015;58(10):769–774. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-769-774>
17. Konovalov S.V., Panchenko I.A., Gostevskaya A.N. Influence of the chemical composition of the surfacing material on its structure and properties. In: Metallurgy: technologies, innovations, quality: Proceedings of the XXIV International Scientific and Practical Conference. Novokuznetsk: Izd. tsentr SibGIU. 2024:195–197. (In Russ.).
18. Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A. etc. Powder-coated wire for welding corrosion-resistant and wear-resistant steel. *Vestnik mashinostroeniya*. 2018;(7):66–68. (In Russ.).
19. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Ivanov Yu.F. etc. Electron microscopic examination of the surfacing contact zone (high-speed steel P2M9) – substrate (30HGSA steel). *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;2(52):9–16. (In Russ.).  
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2\(52\)-9-16](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2(52)-9-16)
20. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels. *Materials Science and Technology*. 2016;32(4):320–327.  
<https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1137410>

#### Сведения об авторах

**Алексей Романович Михно**, директор НПЦ «Сварочные процессы и технологии», Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** mihno\_ar@sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0002-7305-6692

**SPIN-код:** 5553-1164

**Галина Игоревна Черепанова**, инженер-исследователь научно-исследовательской лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** glcherepanova25@mail.com

**ORCID:** 0009-0003-2592-6539

**SPIN-код:** 3610-9340

**Николай Павлович Ломиворотов**, инженер-исследователь научно-исследовательской лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** lomivorotov\_np@sibsiu.ru

**ORCID:** 0009-0000-7953-2920

**Екатерина Михайловна Запольская**, к.т.н., старший научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** beloglazova-ekat@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-8098-5895

**SPIN-код:** 7302-2751

**Ирина Алексеевна Панченко**, к.т.н., заведующий научно-исследовательской лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** i.r.i.ss@yandex.ru

**ORCID:** 0000-0002-1631-9644

**SPIN-код:** 4253-6679

**Сергей Валерьевич Коновалов**, д.т.н., проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** konovalov@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0003-4809-8660  
**SPIN-код:** 4391-7210

**Information about the authors:**

**Alexey R. Mikhno**, Director of NPC "Welding Processes and Technologies", Siberian State Industrial University  
**E-mail:** mihno\_ar@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-7305-6692  
**SPIN-код:** 5553-1164

**Galina I. Cherepanova**, Research Engineer at the Research Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** glcherepanova25@mail.com  
**ORCID:** 0009-0003-2592-6539  
**SPIN-код:** 3610-9340

**Nikolay P. Lomivorotov**, Research Engineer at the Research Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** lomivorotov\_np@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0009-0000-7953-2920

**Ekaterina M. Zapolskaya**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher at the Research Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** beloglazova-ekat@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-8098-5895  
**SPIN-код:** 7302-2751

**Irina A. Panchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Scientific Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** i.r.i.ss@yandex.ru  
**ORCID:** 0000-0002-1631-9644  
**SPIN-код:** 4253-6679

**Sergey V. Konovalov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., vice-rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** konovalov@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0003-4809-8660  
**SPIN-код:** 4391-7210

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 02.06.2025

После доработки 28.07.2025

Принята к публикации 11.08.2025

Received 02.06.2025

Revised 28.07.2025

Accepted 11.08.2025

**Оригинальная статья**

УДК 691.714

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-104-114

**УСЛОВИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛИ ПРИ  
ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ЕЕ ПРОЧНОСТИ**

© 2025 г. В. В. Павлов<sup>1</sup>, М. В. Темлянцев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>**Сибирская горно-металлургическая компания** (Россия, 654041, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кутузова, 37а)

<sup>2</sup>**Сибирский государственный индустриальный университет** (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

**Аннотация.** Проведено исследование условий зарождения усталостных трещин в стали при циклических нагрузках в зависимости от ее прочности. При циклической нагрузке наиболее опасными являются напряжения растяжения, которые формируют нормальные растягивающие напряжения в плоскости скольжения дислокаций. Получено соотношение, позволяющее определить условия, при которых наиболее вероятно образование зародышей трещины от дефекта поверхности или от неметаллических включений. Установлено, что влияние неметаллических включений на возможность образования усталостных трещин индивидуально, зависит от морфологии неметаллических включений и их размеров. Крупные высокомодульные неметаллических включений диаметром 5,0 – 7,0 мкм и более могут быть ответственны за образование трещин во всем диапазоне прочностных свойств стали (вплоть от 500 до 2000 МПа). Пластичные низко модульные алюмосиликатные неметаллические включения с модулем Юнга не более чем у металлической матрицы (200 – 210 ГПа) не вызывают образование трещин во всем диапазоне предела прочности стали. Состояние поверхности (наличие микро- и макродефектов) металлоизделий повышает чувствительность стали к образованию усталостных трещин. Для практического применения разработаны графики, позволяющие спрогнозировать возникновение зародышевой усталостной трещины в зависимости от морфологического типа неметаллических включений, их размеров, состояния поверхности стального образца или металлоизделия и временного сопротивления стали. Представлены рекомендации по организации процесса раскисления стали, обеспечивающего формирование пластичных неметаллических включений с модулем Юнга не более 200 – 210 МПа и минимизирующих влияние на образование усталостных трещин. Полученные результаты имеют наибольший практический интерес для совершенствования технологий производства сталей, изделия (рельсы, рессоры, пружины, торсионные валы, автомобильные оси и т.п.) из которых работают в условиях циклических, знакопеременных нагрузок.

**Ключевые слова:** высокопрочная сталь, усталостная прочность, неметаллические включения

**Для цитирования:** Павлов В.В., Темлянцев М.В. Условия зарождения усталостных трещин в стали при циклических нагрузках в зависимости от ее прочности. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):104–114. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-104-114](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-104-114)

**CONDITIONS FOR THE INITIATION OF FATIGUE CRACKS IN STEEL UNDER  
CYCLIC LOADS, DEPENDING ON ITS STRENGTH**

© 2025 V. V. Pavlov<sup>1</sup>, M. V. Temlyantsev<sup>2</sup>

<sup>1</sup>**Siberian Mining and Metallurgical Company** (37a Kutuzova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

<sup>2</sup>**Siberian State Industrial University** (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

**Abstract.** Currently, there are various, opposing points of view regarding the influence of non-metallic inclusions on the fatigue strength of steel. A number of studies by domestic and foreign metallurgists and materials scientists note the lack of correlation between the fatigue limit of steel and its total contamination with non-metallic inclusions.

At the same time, numerous studies indicate that the presence of non-metallic inclusions has no practical effect on the cyclic fatigue strength of medium-strength steel. However, for steel with  $\sigma_B \geq 1200$  MPa, their negative effect is observed on transverse specimens, and for steel with  $\sigma_B \geq 1700$  MPa, also on longitudinal specimens. This article examines the conditions for fatigue crack initiation in steel under cyclic loads depending on its strength. It is shown that, under cyclic loading, the most dangerous stresses are tensile stresses, which form normal tensile stresses in the dislocation slip plane. A relationship has been obtained that allows one to determine the conditions under which the formation of crack nuclei from a surface defect or from non-metallic inclusions is most likely. It has been established that the influence of non-metallic inclusions on the possibility of fatigue crack formation is individual and depends on the morphology of non-metallic inclusions and their sizes. Large high-modulus non-metallic inclusions with a diameter of  $5.0 - 7.0 \mu\text{m}$  or more can be responsible for the formation of cracks in the entire range of steel strength properties up to 500 to 2000 MPa. Ductile low-modulus aluminosilicate non-metallic inclusions with a Young's modulus no greater than that of the metallic matrix (200 – 210 GPa) do not cause the formation of cracks in the entire range of the ultimate tensile strength of steel. For practical application, graphs have been developed that allow one to predict the occurrence of an embryonic fatigue crack depending on the morphological type of non-metallic inclusions, their sizes, the surface condition of the steel specimen or metal product, and the tensile strength of the steel. Recommendations are given for organizing the steel deoxidation process, ensuring the formation of ductile non-metallic inclusions with a Young's modulus of no more than 200 – 210 MPa and minimizing the impact on the formation of fatigue cracks.

**Keywords:** high-strength steel, fatigue strength, non-metallic inclusions

**For citation:** Pavlov V.V., Temlyantsev M.V. Conditions of fatigue crack formation in Steel under cyclic loads depending on its strength. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):104–114. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-104-114](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-104-114)

## Введение

Явление усталости металлов было открыто более 150 лет тому назад. За этот период проведены многочисленные исследования фактических усталостных свойств стали. Установлена связь предела усталостной прочности с временным сопротивлением стали, выявлено влияние масштабного фактора на результаты испытаний усталостных свойств, микроструктуру [1 – 7], состояние поверхности (наличие рисок, надрезов и т.п.) [8; 9] и коррозионных процессов [10; 11] на показатели усталостной прочности испытываемых образцов.

В настоящее время существуют различные точки зрения по влиянию неметаллических включений (НВ) в стали на ее усталостную прочность  $\sigma_B$ . В работах [12 – 15] отмечают отсутствие связи между пределом выносливости стали и суммарной ее загрязненностью НВ. Наличие НВ не оказывает практического влияния на циклическую усталостную прочность стали средней прочности [15]: для стали с величиной  $\sigma_B \geq 1200$  МПа отрицательное влияние НВ отмечается на поперечных образцах; при  $\sigma_B \geq 1700$  МПа – и на продольных. При этом наиболее вредными являются сферические силикатные включения [16].

Наибольшей чувствительностью к НВ (причем определенных морфологических типов) при циклической нагрузке обладают стали в высокопрочном состоянии, например, в случае недеформированных алюмосиликатов [16]. Морфология НВ характеризуется модулем упругости [17]. При раскислении стали кремнием и алюми-

ем могут образовываться НВ от чистого глинозема ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) до легкоплавких алюмосиликатов с массовой долей кремния ( $\text{SiO}_2$ ) до 60 – 70 %, соответственно модуль Юнга таких включений может изменяться от 80 – 120 до 380 – 420 ГПа.

Модуль упругости недеформируемых при прокатке алюмосиликатов находится в диапазоне 250 – 350 ГПа [12 – 14], то есть несколько выше средней величины (250 – 270 ГПа). В связи с этим изучение влияния НВ различных морфологических типов, их размеров, установление граничных условий чувствительности усталостных свойств стали к НВ представляется актуальной задачей.

## Разработка расчетной модели

Зарождение усталостной трещины происходит в результате генерации и последующего скольжения дислокаций под воздействием касательных сдвиговых напряжений [18]. По общепринятой дислокационной теории образования зародышевой трещины следует, что если на пути движущихся дислокаций возникает препятствие, то первичная дислокация останавливается (если отсутствуют условия ее переползания), а под действием достаточных касательных напряжений последующие дислокации могут сливаться, образуя микротрещину [19; 20]. Процесс генерации и скольжения дислокаций является результатом пластической деформации металла, то есть касательные напряжения, действующие в плоскости скольжения, должны превышать предел текучести при сдвиге ( $\tau_T$ ).



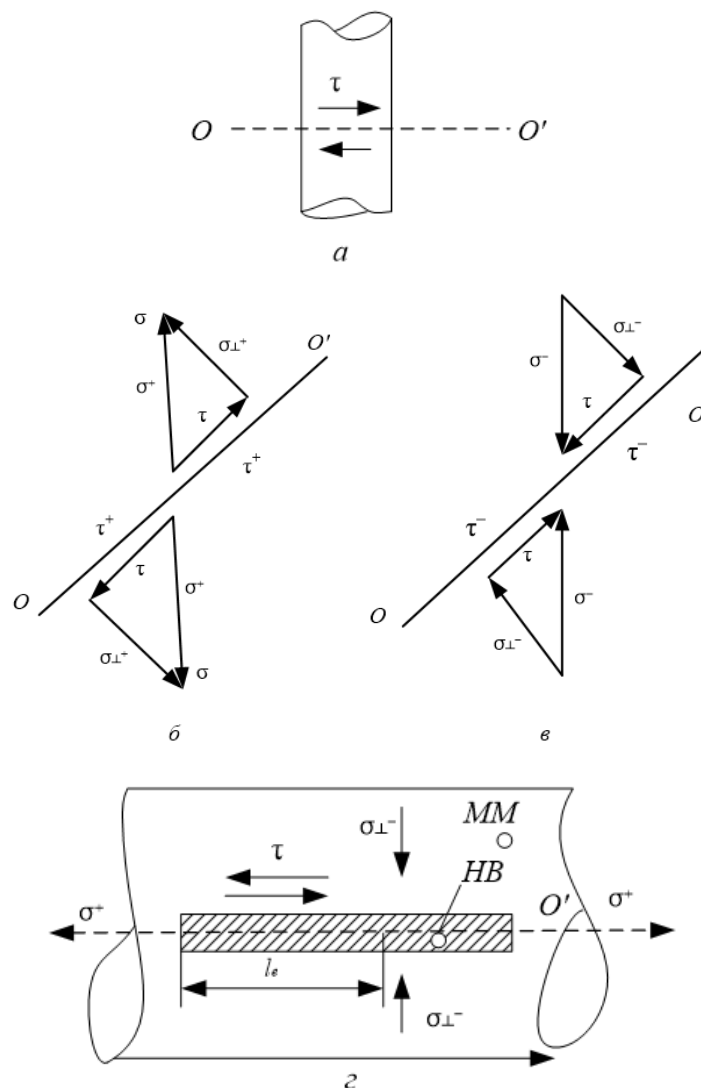


Рис. 1 Схема возникновения нормальных и касательных напряжений при воздействии внешних нагрузок растяжением ( $\sigma^+$ ), сжатием ( $\sigma^-$ ) и при чистом сдвиге  $\tau^0$ :

$a$  – чистый сдвиг;  $b$  – растяжение;  $c$  – сжатие;  $d$  – растяжение сдвига в зоне дислокации HB;  $\tau^+(\tau^-)$  – напряжения сдвига вызванные растягивающей (сжимающей) нагрузкой;  $\tau^0$  – касательное напряжение при чистом сдвиге;  $\sigma^+(\sigma^-)$  – нормальные напряжения нагрузки растяжением (сжатием);  $\sigma_\perp^+(\sigma_\perp^-)$  – нормальные напряжения растяжения (сжатия), действующие на плоскость касательных напряжений сдвига;  $\tau_T^0, \tau_T^+, \tau_T^-, \tau_T^{HB}$  – предел текучести при сдвиге (чистый сдвиг, растяжении, сжатии, в MM у HB)

Fig. 1. The scheme of occurrence of normal and tangential stresses under the influence of external loads by stretching ( $\sigma^+$ ), compression ( $\sigma^-$ ) and with a net shear of  $\tau^0$ :

$a$  – net shear;  $b$  – stretching;  $c$  – compression;  $d$  – shear stretching in the dislocation zone HB;  $\tau^+(\tau^-)$  – shear stresses caused by a tensile (compressive) load;  $\tau^0$  – tangential stress during net shear;  $\sigma^+(\sigma^-)$  – normal tensile (compression) load stresses;  $\sigma_\perp^+(\sigma_\perp^-)$  – normal tensile (compression) stresses acting on the plane of tangential shear stresses;  $\tau_T^0, \tau_T^+, \tau_T^-, \tau_T^{HB}$  – shear yield strength (net shear, tension, compression, in MM at HB)

Зарождение трещин при циклических нагрузках происходит при общих напряжениях в металле гораздо меньших, чем его предел текучести, то есть в области упругих деформаций детали или образца. В работе [21] сделано предположение, что на всех стадиях разрушения решающую роль играют не средние напряжения в сечении, а локальные, которые могут резко отличаться от средних. Возникновение трещин происходит только в том случае, если местные напряжения, формирующиеся в результате локальной пластической деформации, достигают определенно-

го критического значения. Учитывая, что движение дислокаций (деформация) происходит под действием касательных напряжений сдвига, уровень этих напряжений в локальных областях должен достигать предела текучести при сдвиге ( $\tau_T$ ).

Сдвиговые напряжения возникают в металле при растяжении (сжатии) образцов (деталей) [19], а также при взаимодействии неметаллических включений и металлической матрицы (MM) на границах их раздела [22 – 25] (рис. 1).

В отличие от схемы чистого сдвига (рис 1, а), во всех других случаях помимо касательных напряжений возникают нормальные напряжения к плоскости скольжения: растягивающие (рис. 1, б), сжимающие (рис. 1, в, г) при приложении соответствующих внешних нагрузок.

При растяжении (сжатии) образцов (деталей) возникающие напряжения  $\tau^+(\tau^-)$  и  $\sigma_{\perp}^+(\sigma_{\perp}^-)$  можно описать [19] следующим уравнением:

$$\tau^+(\tau^-) = \sigma^+(\sigma^-) \sin \alpha \cos \beta,$$

где  $\alpha$  – угол между осью нагрузки и плоскостью скольжения;  $\beta$  – угол между осью нагрузки и направлением скольжения.

Напряжения максимальные когда  $\alpha = \beta = 45^\circ$ . В этом случае можно записать:

$$\begin{aligned} \tau^+(\tau^-) &= 0,5\sigma^+(\sigma^-); \\ \sigma_{\perp}^+(\sigma_{\perp}^-) &= 0,5\sigma^+(\sigma^-). \end{aligned} \quad (1)$$

В таких условиях численные значения нормальных и касательных напряжений равны.

При взаимодействии НВ и ММ касательные напряжения в плоскостях, параллельных оси нагрузки, равны [17]:

$$\tau^+ = K.K.H.\sigma^+, \quad (2)$$

где  $K.K.H.$  – коэффициент концентрации напряжений.

Сжимающие напряжения нормальные к плоскости скольжения

$$\sigma_{\perp}^- = \mu\sigma^+,$$

где  $\mu$  – коэффициент Пуассона (для стали  $\mu \approx 0,25 - 0,30$ ).

Воздействие нормальных растягивающих напряжений к плоскости скольжения приводит к снижению порога генерации и страгивания дислокаций в этой плоскости. Нормальные напряжения сжатия, наоборот, увеличивают энергетический порог. Возможной причиной этого эффекта может быть изменение величины трения решетки (сила Пайерлса). Практическим примером может служить тот факт, что прочностные характеристики стали при испытании на сжатие в 3 – 5 раз превосходит аналогичные параметры при испытании на растяжение. Это подтверждается экспериментальными данными [26].

Указанные обстоятельства приводят к выводу о неравенстве предела текучести металла при сдвиге для различных условий нагружения, то есть их величины можно расположить в ряд:

$$\tau_T^+ < \tau_T^0 < \tau_T^{-HB} < \tau_T^-.$$

Используя известные эмпирические зависимости между прочностными характеристиками стали ( $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ ,  $\tau_T$ ,  $\tau_B$ ) [22, 24 – 27], рассчитаны их приближенные соотношения к пределу текучести при чистом сдвиге:

$$\begin{aligned} \tau_T^- &= (2,5 - 3,1) \tau_T^0; \\ \tau_T^+ &= (0,60 - 0,80) \tau_T^0; \\ \tau_T^{-HB} &= (1,3 - 1,6) \tau_T^0. \end{aligned} \quad (3)$$

Принимая в модели среднее значение коэффициентов в соотношениях (3) можно записать:

$$\tau_T^{-HB} = 2,1 \tau_T^+. \quad (4)$$

Следует отметить, что нагрузка растяжением, при прочих равных условиях, обеспечивает минимальный уровень предела текучести металла при сдвиге, поэтому в модели будет анализироваться именно эта схема внешней нагрузки.

Напряжение внешней нагрузки, при которой достигается уровень касательных напряжений, равный пределу текучести при сдвиге, есть предел усталостной прочности.

Таким образом, учитывая зависимости (1) и (2) можно записать:

$$\begin{aligned} \tau_T^+ &= 0,55\sigma_T = K_T\sigma_{-1}^+; \\ \tau_T^{-HB} &= K.K.H. \sigma_{-1}^{+HB}, \end{aligned}$$

где  $K_T$  – коэффициент увеличения напряжений от дефекта поверхности (риски, надрезы и т.п.);  $\sigma_{-1}^+$  – предел усталостной прочности в зоне концентрации напряжения от поверхностного дефекта;  $K.K.H.$  – коэффициент концентрации напряжений от взаимодействия НВ и ММ;  $\sigma_{-1}^{+HB}$  – предел усталостной прочности в зоне НВ.

Учитывая равенство (4), получаем следующее:

$$K.K.H. \sigma_{-1}^{+HB} = 2,1 K_T \sigma_{-1}^+$$

или

$$\frac{\sigma_{-1}^+}{\sigma_{-1}^{+HB}} = \frac{K.K.H.}{2,1K_T} = 0,9 \frac{\tau_B^{MM} E_{HB}}{\sigma_{B(d)}^{HB} E_{MM} K_T}. \quad [16; 20] \quad (5)$$

Полученное уравнение (5) позволяет определить условия, при которых наиболее вероятно образование зародышей трещины от дефекта поверхности или от НВ.

Соотношение модулей упругости характеризует морфологический тип НВ, а  $\sigma_{B(d)}^{HB}$  – его размер (рис. 2) [22 – 26]:  $\frac{\sigma_{-1}^+}{\sigma_{-1}^{+HB}} < 1$  – наиболее вероятно зарождение трещины от поверхностного концентратора;  $\frac{\sigma_{-1}^+}{\sigma_{-1}^{+HB}} > 1$  – наиболее вероятной причиной зарождения является концентрация напряжений около НВ.

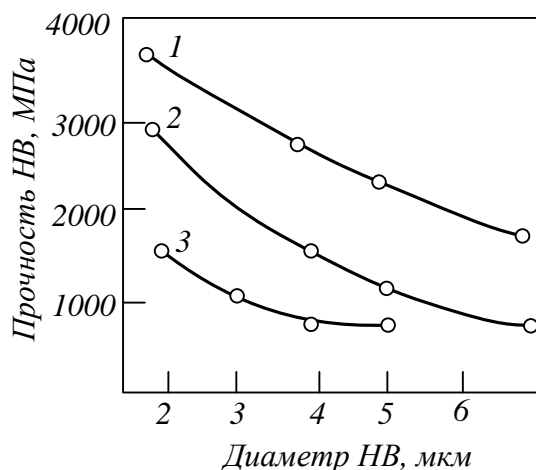


Рис. 2. Прочность HB в зависимости от их диаметра:  
 1 – HB состава 20 % SiO<sub>2</sub>; 80 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 2 – HB состава 10 % SiO<sub>2</sub>; 90 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 3 – HB корунд 100 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>  
 Fig. 2. The strength of HB depending on their diameter:  
 1 – HB composition 20% SiO<sub>2</sub>; 80% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;  
 2 – HB composition 10 % SiO<sub>2</sub>; 90 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;  
 3 – HB corundum 100 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

#### Анализ результатов многовариантных расчетов

На основе представленной модели провели расчеты для четырех морфологических типов HB (см. таблицу, характеристики HB взяты из работ [12 – 14]) и трех величин  $K_T$  для цилиндрических образцов диаметром 10 мм, равных (рис. 1):

- 1,0 – идеально полированной поверхности;
- 1,2 – кольцевой дефект (надрез) глубиной 0,05мм, радиус в вершине 4,0 мм;
- 1,5 – кольцевой дефект глубиной 0,05 мм, радиус в вершине 0,8 мм, или глубиной 0,24 мм, радиус 2,5 мм (рис. 3).

Зависимости величины  $K_T$  от радиуса поверхностного дефекта для цилиндрического образца диаметром 10 мм (рис. 3) взяты из работы [28].

Используя модель, провели расчеты для всех заданных параметров в зависимости от временного сопротивления стали. На рис. 4 приведен в качестве примера расчет для HB, состоящего из

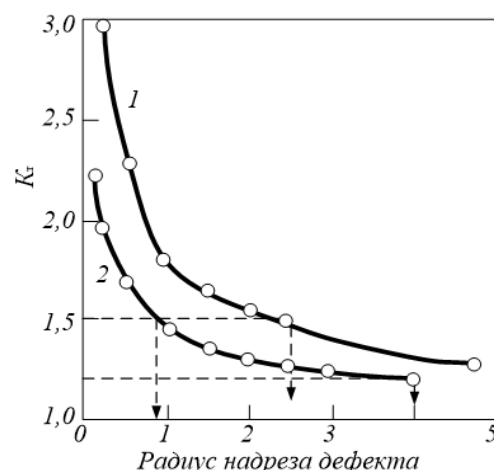


Рис. 3. Зависимость теоретического коэффициента концентрации напряжений от радиуса поверхностного дефекта [29]:  
 1 и 2 – глубина надреза 0,24 и 0,05 мм  
 Fig. 3. Dependence of the theoretical stress concentration coefficient on the radius of the surface defect [29]:  
 1 and 2 – incision depth of 0.24 and 0.05 mm

80 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 20 % SiO<sub>2</sub>. По линиям пересечения равновесного состояния ( $\sigma_{-1}^+/\sigma_{-1}^{-HB} = 1$ ) определяли граничные условия вероятного образования зародышевых усталостных трещин. Результаты моделирования представлены на рис. 5. При временном сопротивлении стали менее 800 – 900 МПа (рис. 4) модель показывает максимальную величину  $\sigma_{-1}^+/\sigma_{-1}^{-HB}$  в этом диапазоне. Это вызвано особенностью микроструктуры металла с прочностью 400 – 900 МПа, имеющего избыточный феррит, который располагается по границам с HB [17; 24]. В расчете приняли максимальное временное сопротивление феррита для низколегированных марок стали 500 МПа. В результате этого при усталостных испытаниях в таких сталях, как правило, не обнаруживается влияние HB на циклическую прочность (рис. 5). Влияние может быть установлено только при наличии крупных высокомодульных HB: для глинозема 5 мкм и более для глобуля (90 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;

#### Характеристики HB для расчета моделей Characteristics of the NV for model calculations

Тип HB	Состав HB, %		E, ГПа	d, мкм	$\sigma_b$ , МПа
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>			
Глинозем	100	–	380	3,0	1000
Недеформируемые:				5,0	600
Глобуль I	90	10	350	3,0	2100
				5,0	1000
				7,0	500
Глобуль II	80	20	320	3,0	3200
				5,0	2200
				7,0	1500
Пластичный алюмосиликат	25	65 + 10MgO	80	10	2600

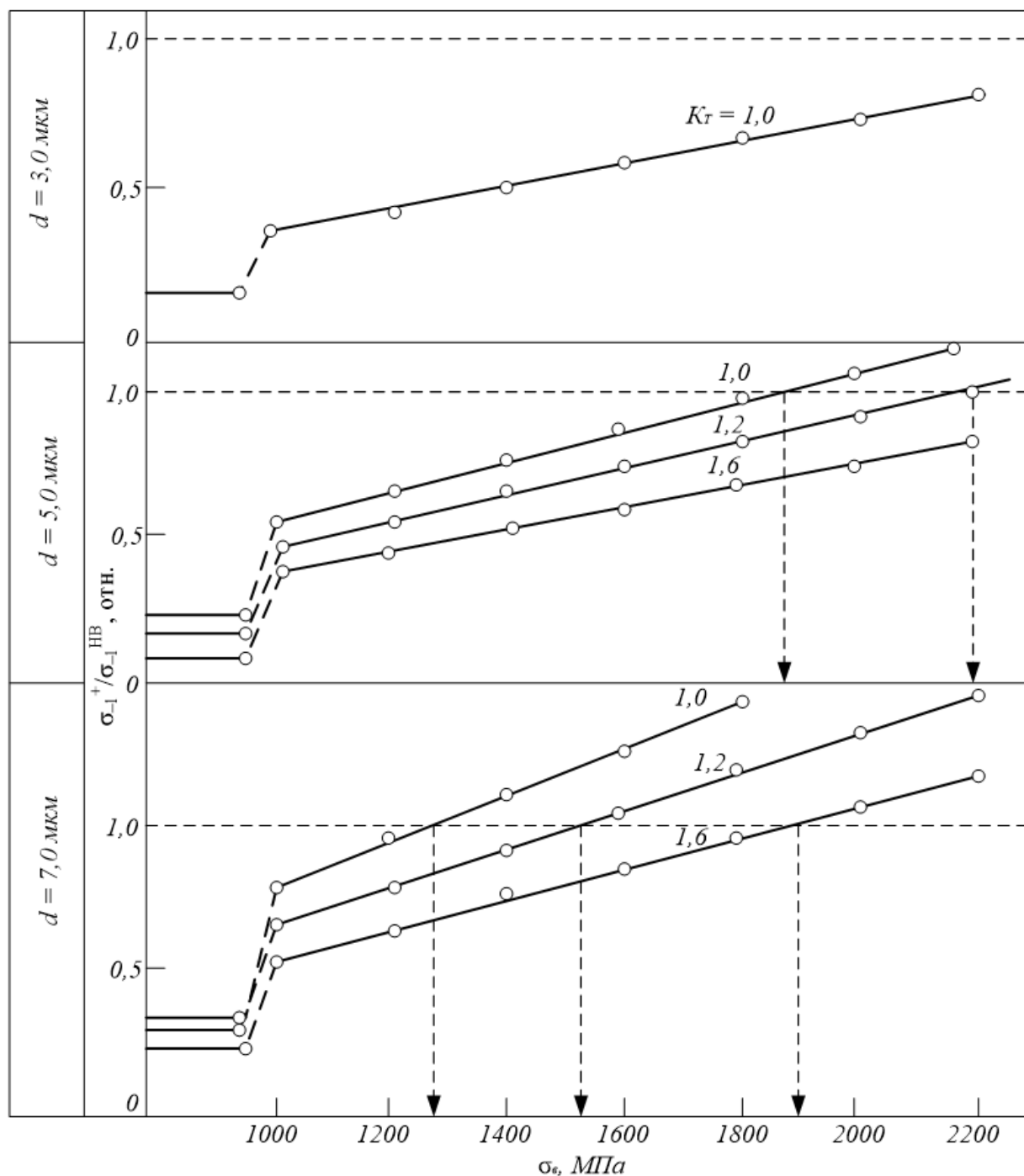


Рис 4. Зависимость величины  $\sigma_{-1}^+ / \sigma_{-1}^{-HB}$  от прочности стали ( $\sigma_s$ ), коэффициента концентрации напряжений ( $K_T$ ) и толщины HB ( $d$ ) для HB состава 80 %  $Al_2O_3$ ; 20 %  $SiO_2$ ;  $E = 380$  ГПа

Fig. 4. Dependence of the value of  $\sigma_{-1}^+ / \sigma_{-1}^{-HB}$  on the strength of steel ( $\sigma_s$ ), the stress concentration factor (SCF) and the thickness of the HB ( $d$ ) for the HB composition of 80 %  $Al_2O_3$ ; 20 %  $SiO_2$ ;  $E = 380$  GPa

10 %  $SiO_2$ ) 7,0 мкм и более, на хорошо подготовленных образцах ( $K_T = 1,0$ ). Увеличение размерного фактора HB повышает чувствительность результатов усталостных испытаний к загрязненности стали HB, пороговые временные сопротивления стали заметно снижаются (рис. 5). Ухудшение качества поверхности образцов (увеличение параметра  $K_T$ ) существенно повышает вероятность зарождения усталостной трещины от дефектов поверхности, снижая при этом чувствительность к HB.

Следует отметить существенное влияние морфологического типа HB на зону вероятного зарождения усталостных трещин. Например, если рассмотреть одинаковый размерный фактор HB ( $d = 3$  мкм), то граничные значения временного сопротивления при переходе от чистого глинозема ( $E = 380$  ГПа) к глобулю I ( $E = 350$  ГПа) возрастают с 950 – 1000 до 1700 МПа и более. Влияние HB типа глобуль II ( $E = 320$  ГПа) и пластичного силиката ( $E = 80$  ГПа) на усталостную прочность полностью отсутствует,



причем НВ в виде пластичного силиката не оказывают влияния на образование усталостных трещин при всех значениях  $K_T$  и размерного параметра.

Влияние НВ на процесс зарождения усталостных трещин при циклических нагрузках следует рассматривать не в плане общей загрязненности металла, а селективно, в зависимости от их морфологического типа. При исследовании влияния НВ на процесс зарождения усталостных трещин необходимо тщательно препарировать поверхность испытуемых образцов, в связи с тем, что даже неглубокие дефекты с большим радиусом закругления ( $l = 0,05$  мм,  $r = 4,0$  мм) могут существенно изменять порог чувствительности испытаний к их воздействию. Представленные результаты позволяют объяснить утверждение об отсутствии влияния НВ на усталостную прочность стали. По-видимому, исследователи проводили эксперименты в области параметров зоны ПД (рис. 5), где вероятное зарождение усталостной трещины определяется состоянием поверхности образца. В связи с этим, следует отметить, что выводы, приведенные в работе [15], являются частным случаем. При загрязненности стали, например, глиноземистыми включениями пороговые временные сопротивления могут быть гораздо ниже приведенных в этой работе.

Для обеспечения высокого уровня усталостной прочности высокопрочных марок стали (рессорно-пружинные, стали для торсионных валов, автомобильных осей и т.п.) необходимо использовать технологии выплавки и раскисления, формирующие пластичные НВ с модулем Юнга не более 200 – 210 МПа. Такие НВ содержат не более 35 – 40 %  $Al_2O_3$  и не менее 50 %  $SiO_2$  [17]. В жидкой стали они находятся в расплавленном, жидкоподвижном состоянии, легко коалесцируют и ассимилируются печным шлаком соответствующего состава. В результате этого возможно минимизировать или совсем исключить влияние НВ на образование усталостных трещин. Снижение влияния фактора поверхности можно осуществить повышением чистоты ее обработки. При применении стальных изделий с черновой поверхностью (пружины, рессоры) существенное влияние на усталостную прочность может оказывать поверхностный обезуглероженный слой, в котором после финишной термической обработки будут иметь место пониженные прочностные и усталостные свойства относительно сердцевины (образца, изделия) [29]. В этом случае перспективна дробеструйная обработка поверхности, которая частично удаляет менее прочный

обезуглероженный слой и формирует сжимающие напряжения в поверхностном слое [30 – 32].

### Выводы

При циклической нагрузке наиболее опасными являются напряжения растяжения, которые формируют нормальные растягивающие напряжения в плоскости скольжения дислокаций, снижая тем самым сопротивление деформации ( $\tau_T^+$ ) в этой плоскости.

Влияние НВ на возможность образования усталостных трещин индивидуально, зависят от морфологии НВ ( $E_{НВ}$ ), размерного фактора (диаметра НВ). Крупные высокомодульные НВ диаметром 5,0 – 7,0 мкм и более могут быть ответственны за образование трещин во всем диапазоне прочностных свойств стали вплоть от 500 до 2000 МПа.

Состояние поверхности образцов снижает чувствительность стали к образованию усталостных трещин. В этом случае превалирует фактор дефектов поверхности.

Пластичные низко модульные алюмосиликатные НВ с модулем Юнга не более чем у ММ (200 – 210 ГПа) не вызывают образование трещин во всем диапазоне величины  $\sigma_B$ .

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Попелюх А.И., Веселов С.В., Мункуева Д.Д., Тимонин В.В., Карпов В.Н. Влияние неметаллических включений на сопротивление стали разрушению при многократном динамическом сжатии. *Металловедение*. 2017;2(75):67–78.
2. Zhang J.M., Li S.X., Yang Z.G., Li G.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*. 2007;29(4):765–771. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.06.004>
3. Dominguez G.M.A. Prediction of very high cycle fatigue failure for high strength steels, based on the inclusion geometrical properties. *Mechanics of Materials*. 2008;40(8):636–640. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2008.03.001>
4. Zhang C., Wang R., Zhu H. experimental study on mechanical properties of q690 high strength steel after fatigue damage. *Jianzhu Jiegou Xuebao*. 2021;T.42(4):17–184.
5. Tong L., Niu L., Ren Zh., Zhao X.L. experimental research on fatigue performance of high-strength structural steel series. *Journal of Constructional Steel Research*. 2021;183:106743.
6. Yang Z.G., Zhang J.M., Li S.X., Li G.Y., Wang Q.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. On the criti-

- cal inclusion size of high strength steels under ultra-high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;427(1-2):167–174. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.068>
7. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. *Усталость металлов*. М.: Наука, 2015. – 484 с.
  8. Oberreiter M., Horvath M., Stoschka M., Fladischer S. *Effect of surface finishing state on fatigue strength of cast aluminium and steel alloys*. Fladischer S. *Materials*. 2023;16.(13):4755.
  9. Bae D.Su., Lee J.K. Effect of surface roughness on fatigue strength in mar-tensitic stainless steel. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2024;25.(10):2125–2131.
  10. Guo H., Wei H., Li G., Wang Ya. Experimental research on fatigue performance of corroded q690 high-strength steel. *Journal of Materials in Civil Engineering*. 2021;33(11):04021304.
  11. Zhao X., Zhang W., Chen H. Comparative research on fatigue performance of high-strength bainitic steel with or without corrosion. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020;29(11):7488–7498.
  12. Шпис Х.И. *Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации*. Пер. с нем. Москва: Металлургия. 1971:127.
  13. Sumita M., Uchiyama J., Araki T. Araki: A Model Experiment on Relationship between Fatigue Properties of Steel and Size, Shape, and Distribution of Inclusions. *Tetsu To Hagane*. 1971;57(2):289 – 334.
  14. Murakami Yu. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002:386.
  15. Терентьев В.Ф., Перухов А.Н. *Усталость высокопрочных металлических материалов*. Москва: ИМЕТ РАН-ЦИАМ, 2013:514.
  16. Frith P.H. Fatigue tests on rolled alloy steels made in electric and open-hearth furnaces *J. iron and Steel Inst.* 1955;180(1):26–38.
  17. Павлов В.В. *Неметаллические включения, усталость, дефекты контактной усталости*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ. 2021:144.
  18. Bhat S.P., Fine M.E. Fatigue crack nucleation in iron and a high strength low alloy steel. *Materials Science and Engineering*. 2001;314(1-2):90–96.
  19. Гуртов В.А., Осауленко Р.Н. *Физика твердого тела для инженеров*. Москва: Техносфера. 2012:558.
  20. Toribio J., González B., Matos J.C. transient and steady state regimes of fatigue crack growth in high strength steel. *Key Engineering Materials*. 2012;525-526:553–556.
  21. Саррак В.Н. О хрупком разрушении стали. В кн.: *Металловеды*. Иркутск: изд. Иркутского ун-та. 2009:258–261.
  22. Павлов В.В., Корнева Л.В. Взаимодействие системы «металлическая матрица – неметаллическое включение» в рельсовой стали. В кн.: *Сб. науч. докладов «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений»*. Екатеринбург. 2010:133–148.
  23. Павлов В.В., Корнева Л.В. Разработка методики оценки скопления рельсовой стали к образованию дефектов контактно усталостного происхождения. В кн.: *Сб. науч. докладов «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений»*. Екатеринбург. 2011:117–137.
  24. Павлов В.В., Темлянцев М.В., Трошкина А.В. О связи усталостных показателей с прочностными свойствами стали и роли неметаллических включений. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2020;(2):44–50.
  25. Павлов В.В., Темлянцев М.В., Бухмиров В.В. Увеличение усталостной прочности стали высокопрочных марок. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;Т.66.(5):522–527.
  26. Одинг И.А. *Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов*. Москва: Машгиз. 1962:260.
  27. Федюкин В.К. *Критический анализ учения о сопротивлении материалов*. Санкт-Петербург: изд. Михайлова В.А. 2006;251.
  28. Нордлинг К., Остерман Д. *Справочник по физике для ученого и инженера*. Санкт-Петербург: БХВ-Петербург. 2011;522.
  29. Park Ye.Ch., An Ch.B., Kim M., Sim H.Bo. Effect of the depth of decarburized layer in sk15 tension clamp on fatigue strength. *Applied Sciences (Switzerland)*. 2021;11(9):3841.
  30. Tekeli S. Enhancement of fatigue strength of sae 9245 steel by shot peening. *Materials Letters*. 2002;57.(3):604–608.
  31. De la rosa C.E.F., Trejo M.H., Román M.C., López E.A. Effect of decarburization on the residual stresses produced by shot peening in automotive leaf springs. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016;25(7):2596–2603.
  32. Malikoutsakis M., Gakias Ch., Makris I., Kinzel P., Müller E., Pappa M., Michailidis N., Savaidis G. on the effects of heat and surface treatment on the fatigue performance of high-strength leaf springs. *MATEC Web of Conferences*. 2021;349:04007.



## REFERENCES

1. Popelyukh A.I., Veselov S.V., Munkueva D.D., Timonin V.V., Karpov V.N. The effect of nonmetallic inclusions on the fracture resistance of steel under repeated dynamic compression. *Metallovedenie*. 2017;2(75):67–78. (In Russ.).
2. Zhang J.M., Li S.X., Yang Z.G., Li G.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*. 2007;29(4):765–771. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.06.004>
3. Dominguez G.M.A. Prediction of very high cycle fatigue failure for high strength steels, based on the inclusion geometrical properties. *Mechanics of Materials*. 2008;40(8):636–640. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2008.03.001>
4. Zhang C., Wang R., Zhu H. experimental study on mechanical properties of q690 high strength steel after fatigue damage. *Jianzhu Jiegou Xuebao*. 2021;42(4):17–184.
5. Tong L., Niu L., Ren Zh., Zhao X.L. experimental research on fatigue performance of high-strength structural steel series. *Journal of Constructional Steel Research*. 2021;183:106743.
6. Yang Z.G., Zhang J.M., Li S.X., Li G.Y., Wang Q.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. On the critical inclusion size of high strength steels under ultra-high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;427(1-2):167–174. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.068>
7. Terent'ev V.F., Korableva S.A. *Metal fatigue*. Moscow: Nauka, 2015:484. (In Russ.).
8. Oberreiter M., Horvath M., Stoschka M., Fladischer S. Effect of surface finishing state on fatigue strength of cast aluminium and steel alloys. *Fladischer S. Materials*. 2023;16(13):4755.
9. Bae D.Su., Lee J.K. Effect of surface roughness on fatigue strength in mar-tensitic stainless steel. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2024;25(10):2125–2131.
10. Guo H., Wei H., Li G., Wang Ya. experimental research on fatigue performance of corroded q690 high-strength steel. *Journal of Materials in Civil Engineering*. 2021;33(11).
11. Zhao X., Zhang W., Chen H. comparative research on fatigue performance of high-strength bainitic steel with or without corrosion. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020;29(11):7488–7498.
12. Shpis H.I. *Behavior of non-metallic inclusions in steel during crystallization and deformation*. Translated from German. Moscow: Metallurgy. 1971:127. (In Russ.).
13. Sumita M., Uchiyama J., Araki T. Araki: A Model Experiment on Relationship between Fatigue Properties of Steel and Size, Shape, and Distribution of Inclusions. *Tetsu To Hagane*. 1971;57(2):289–334.
14. Murakami Yu. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002:386.
15. Terent'ev V.F., Petukhov A.N. *Fatigue of high-strength metal materials*. Moscow: IMET RAN-TsIAM, 2013:514. (In Russ.).
16. Frith P.H. Fatigue tests on rolled alloy steels made in electric and open-hearth furnaces *J. iron and Steel Inst*. 1955;180(1):26–38.
17. Pavlov V.V. *Non-metallic inclusions, fatigue, contact fatigue defects*. Novokuznetsk: IS Sibgiu. 2021:144. (In Russ.).
18. Bhat S.P., Fine M.E. Fatigue crack nucleation in iron and a high strength low alloy steel. *Materials Science and Engineering*. 2001;14(1-2):90–96.
19. Gurtov V.A., Osaulenko R.N. *Solid State Physics for Engineers. Textbook*. Moscow: Tekhnosfera. 2012:558. (In Russ.).
20. Toribio J., González B., Matos J.C. transient and steady state regimes of fatigue crack growth in high strength steel. *Key Engineering Materials*. 2012.525-526:553–556.
21. Sarraak V.N. On brittle fracture of steel. *In the collection "Metal scientists"*. Irkutsk: Irkutsk University Press. 2009:258–261. (In Russ.).
22. Pavlov V.V., Korneva L.V. Interaction of the "metal matrix - non-metallic inclusion" system in rail steel. In: *The collection of scientific reports "Improving the quality and operating conditions of rails and rail fastenings"*. Ekaterinburg. 2010:133–148. (In Russ.).
23. Pavlov V.V., Korneva L.V. Development of a methodology for assessing the accumulation of rail steel to the formation of defects of contact fatigue origin. In: *The collection of scientific reports "Improving the quality and operating conditions of rails and rail fastenings"*. Ekaterinburg. 2011:117–137. (In Russ.).
24. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Troshkina A.V. On the relationship between fatigue performance and strength properties of steel and the role of non-metallic inclusions. *Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science*. 2020;(2):44–50. (In Russ.).
25. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Troshkina A.V. On the relationship between fatigue performance and strength properties of steel and the role of non-metallic inclusions. *Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science*. 2020;(2):44–50. (In Russ.).

26. Oding I.A. *Permissible stresses in mechanical engineering and cyclic strength of metals*. Moscow: Mashgiz. 1962:260. (In Russ.).
27. Fedyukin V.K. *Critical analysis of the theory of resistance of materials*. St. Petersburg: Mikhailov V.A. Publishing House, 2006:251. (In Russ.).
28. Nordling K., Osterman D. *Handbook of Physics for Scientists and Engineers*. St. Petersburg: BHV-Petersburg. 2011:522. (In Russ.).
29. Park Ye.Ch., An Ch.B., Kim M., Sim H.Bo. Effect of the depth of decarburized layer in sk15 tension clamp on fatigue strength. *Applied Sciences (Switzerland)*. 2021;11(9):3841.
30. Tekeli S. Enhancement of fatigue strength of sae 9245 steel by shot peening. *Materials Letters*. 2002;57(3):604–608.
31. De la rosa C.E.F., Trejo M.H., Román M.C., López E.A. Effect of decarburization on the residual stresses produced by shot peening in automotive leaf springs. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016;25(7):2596–2603.
32. Malikoutsakis M., Gakias Ch., Makris I., Kinzel P., Müller E., Pappa M., Michailidis N., Savaidis G. on the effects of heat and surface treatment on the fatigue performance of high-strength leaf springs. *MATEC Web of Conferences*. 2021;349:04007.

**Сведения об авторах:**

**Вячеслав Владимирович Павлов**, заместитель директора по техническим вопросам, Сибирская горно-металлургическая компания

**Михаил Викторович Темлянец**, д.т.н., проректор по реализации стратегического проекта, Сибирский государственный индустриальный университет

**ORCID:** 0000-0001-7985-5666

**E-mail:** uchebn\_otdel@sibsiu.ru

**SPIN-код:** 6169-5458

**Information about the Authors**

**Vyacheslav V. Pavlov**, Deputy Technical Director, Siberian Mining and Metallurgical Company

**Mikhail V. Temlyantsev**, Dr. Sci. (Eng.), Vice-Rector for Strategic Project Implementation, Siberian State Industrial University

**ORCID:** 0000-0001-7985-5666

**E-mail:** uchebn\_otdel@sibsiu.ru

**SPIN-код:** 6169-5458

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 25.06.2025

После доработки 31.07.2025

Принята к публикации 04.08.2025

Received 25.06.2025

Revised 31.07.2025

Accepted 04.08.2025

**Обзорная статья**

УДК 621.793.71

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-115-130

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ И ОБЛАСТЬ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ**

© 2025 г. В. К. Дробышев, С. В. Коновалов, И. А. Панченко

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

**Аннотация.** Представлены современные направления исследований высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), включая их фундаментальные аспекты, методы изготовления, упрочнения, а также области их применения. Проанализированы основные механизмы формирования микроструктуры и фазового состава ВЭС, подчеркивается центральная роль высокой конфигурационной энтропии в стабилизации однофазных твердорастворных структур и создании уникальных свойств, превосходящих традиционные сплавы. Систематизированы четыре основных направления исследований: термодинамическое обоснование фазообразования, микроструктурные трансформации, механические и функциональные свойства, а также разработка новых классов сплавов и легирующих концепций. Особое внимание уделено комплексному анализу различных методов производства ВЭС, начиная от традиционных плавочно-литейных технологий (вакуумная индукционная плавка, вакуумно-дуговой переплав, электрошлаковая плавка) и порошковых методов до современных инновационных аддитивных подходов (селективное лазерное сплавление, электроннолучевое плавление, лазерная наплавка). Показано, как различные технологии синтеза обеспечивают контроль над микроструктурой, размером зерен и фазовым распределением. Рассматриваются механизмы упрочнения ВЭС (твердо-растворное и осадочное упрочнение наночастицами), а также создание гетерогенных структур и упрочнение дефектами, что позволяет достигать оптимального сочетания прочности и пластичности. Обозначены основные области практического применения ВЭС — от аэрокосмической и энергетической промышленности до биомедицинского оборудования, защитных покрытий и каталитических применений. Подчеркивается растущее значение ВЭС в экстремальных условиях эксплуатации благодаря их термостабильности и коррозионной устойчивости. В заключительной части определены перспективные направления дальнейших исследований, включая развитие методов масштабирования производства, стандартизации материалов и использования вычислительных моделей для ускоренной разработки новых композиций. Подчеркивается необходимость междисциплинарного подхода, объединяющего передовые технологии производства с фундаментальными исследованиями, что открывает широкие перспективы для успешного внедрения ВЭС в высокотехнологичные сферы современной промышленности.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийные сплавы, микроструктура, осадочное упрочнение, электронная микроскопия, фазовый состав, механические свойства

**Финансирование.** Исследование выполнено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

**Для цитирования:** Дробышев В.К., Коновалов С.В., Панченко И.А. Обзор направлений исследований и областей применений высокоэнтропийных сплавов. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):115–130. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-115-130](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-115-130)

*Review article***STUDY OF HIGH-ENTROPY ALLOYS AND THEIR APPLICATION FIELDS**

© 2025 V. K. Drobyshev, S. V. Konovalov, I. A. Panchenko

Siberian State Industrial University (Russia, 654007, Kemerovo region – Kuzbass, Novokuznetsk, Kirov str., 42)

**Abstract.** This paper presents a comprehensive overview of the current research directions in high-entropy alloys (HEAs), encompassing their fundamental aspects, processing routes, strengthening mechanisms, and application fields. The primary mechanisms governing the formation of the microstructure and phase composition in HEAs are analyzed, emphasizing the central role of high configurational entropy in stabilizing single-phase solid solutions and enabling the development of unique properties that surpass those of conventional alloys. The review systematically consolidates four primary research domains: the thermodynamic principles of phase formation, microstructural transformations, mechanical and functional properties, and the development of novel alloy classes and alloying strategies. Particular emphasis is placed on a comparative analysis of various HEA manufacturing methods, ranging from traditional melting and casting technologies—such as vacuum induction melting, vacuum arc remelting, and electroslag remelting—to powder metallurgy routes and modern innovative additive approaches, including selective laser melting, electron beam melting, and laser cladding. The study demonstrates how these diverse synthesis techniques enable control over microstructure, grain size, and phase distribution. The strengthening mechanisms of HEAs are examined, including solid-solution strengthening and precipitation hardening by nanoparticles, as well as the creation of heterogeneous structures and defect-mediated strengthening. These mechanisms are shown to be key to achieving an optimal balance of strength and ductility. The principal areas of practical HEA application are outlined, spanning the aerospace and energy industries to biomedical devices, protective coatings, and catalytic applications. The growing importance of HEAs for service under extreme conditions is highlighted, owing to their exceptional thermal stability and corrosion resistance. In conclusion, the review identifies promising avenues for future research, which include the development of scalable production methods, material standardization, and the implementation of computational models for the accelerated design of new compositions. The necessity of an interdisciplinary approach that integrates advanced manufacturing technologies with fundamental research is underscored, pointing towards broad prospects for the successful implementation of HEAs in high-tech sectors of modern industry.

**Keywords:** high-entropy alloys, microstructure, precipitation hardening, electron microscopy, phase composition, mechanical properties

**Funding.** The study was conducted within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation № 075-00087-2401.

**For citation:** Drobyshev V.K., Konovalov S.V., Panchenko I.A. Review of research areas and application areas of high-entropy alloys. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):115–130. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-115-130](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-115-130)

**Введение**

Высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) представляют собой инновационный класс материалов с многокомпонентным составом, включающим пять и более элементов в эквиатомных (равных) или близких концентрациях, что обеспечивает уникальные свойства, превосходящие традиционные сплавы [1]. За последние десятилетия ВЭС привлекли значительное внимание научного сообщества благодаря своему потенциалу для создания материалов с исключительным сочетанием механических, коррозионных и функциональных характеристик [2].

В настоящей работе проведен анализ современного состояния исследований ВЭС. Обзор

охватывает фундаментальные направления исследований, направленные на изучение фазообразования, микроструктуры и механических свойств ВЭС, с особым акцентом на огнеупорные сплавы и материалы с гетерогенной микроструктурой.

Рассмотрены методы изготовления ВЭС: от традиционных технологий (плавка и литье, механическое легирование) до современных инновационных подходов (аддитивные технологии). Особое внимание уделено анализу механизмов упрочнения, включая твердо-растворное упрочнение, создание гетерогенных микроструктур и упрочнение дефектами кристаллической структуры.

Проведен сравнительный анализ различных методов изготовления и упрочнения материалов с точки зрения их преимуществ, ограничений и целевых применений. Систематизированы области применения ВЭС в аэрокосмической, энергетической, биомедицинской промышленности и защитных покрытиях. Современные исследования ВЭС направлены на расширение их практического применения через оптимизацию состава, совершенствование технологий производства, открывая новые возможности для создания материалов, работающих в экстремальных условиях.

### Основные результаты

Исследования ВЭС объединяют четыре основных направления: термодинамическое обоснование фазообразования, микроструктурные трансформации, механические и функциональные свойства, а также разработку новых классов сплавов и легирующих концепций. Эти направления формируют основу для дальнейшего развития ВЭС как перспективных материалов для экстремальных и специализированных приложений.

Первое направление связано с изучением фазообразования и термодинамической стабилизации простых твердых растворов в многокомпонентных системах. Исследования показывают, что высокая конфигурационная энтропия смешения способствует формированию однофазных структур при  $\Delta S_{\text{mix}} > 1,5R$ , тогда как более низкая энтропия ведет к многофазным системам с интерметаллическими соединениями [2]. В работе [3] на примере огнеупорных высокоэнтروпийных сплавов исследуется относительный вклад энтропийных и энтальпийных факторов, а также электрохимического взаимодействия компонентов в формирование итогового фазового состава.

Второе направление посвящено исследованию микроструктуры и ее эволюции под воздействием термической обработки и деформации. Параметры охлаждения заготовки и последующей механической обработки определяют морфологию зерен и распределение вторичных фаз, что напрямую влияет на механические свойства сплавов [4; 5]. В работах [6; 7] используют атомно-зондовую томографию (АЗТ) для выявления локальных химических неоднородностей, влияющих на образование осадочных фаз ( $L1_2$ ) в высокоэнтропийных сплавах.

Третье направление охватывает механические и функциональные свойства. В работе [3; 8] систематизируют данные по прочностным характеристикам при высоких температурах и усталостным свойствам ВЭС, отмечая их превосходство над традиционными никелевыми сплавами. Использование ВЭС в металломат-

ричных композитах демонстрирует высокую твердость и стабильность микроструктуры. Изучение коррозионной стойкости и износостойкости ВЭС в агрессивных средах подтверждает их потенциал для защитных покрытий [9].

Четвертое направление связано с разработкой новых классов ВЭС и методов легирования. В работах [9 – 11] предлагают концепции легирования с привлечением алюминия и цирконием, а также варьирование содержания марганца и железа для улучшения баланса прочности и пластичности через создание твердо-растворных и дисперсионно-упрочняющих фаз. В работе [9] рассмотрено влияние изменения состава циркония и марганца на структуру, а также на механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы  $\text{CoCrZrMnNi}$ . Увеличение содержания циркония с 8 до 28 ат. % способствует формированию мелкозернистой структуры (размер зерна уменьшается с 30 до 5 мкм) и более однородному элементному распределению (рис. 1).

Оптимальными механическими характеристиками обладает сплав  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$ , демонстрирующий наибольшие нанотвердость (10 ГПа) и модуль Юнга (161 ГПа). Однако при увеличении нагрузки индентирования до 5 Н микротвердость этого сплава снижается по сравнению с материалом с более высоким содержанием циркония ( $\text{Co}_{18,7}\text{Cr}_{16,5}\text{Zr}_{28,9}\text{Mn}_{17,4}\text{Ni}_{18,6}$ ), что указывает на более универсальные механические свойства сплавов с содержанием циркония около 20 – 30 ат. %. Результаты исследования подтверждают, что упрочняющее действие циркония обусловлено механизмом твердорастворного упрочнения.

В работах [10; 11] высокоэнтропийный сплав  $\text{Al}_{2,1}\text{Co}_{0,3}\text{Cr}_{0,5}\text{FeNi}_{2,1}$ , изготовленный методом проволочной дуговой аддитивной печати, характеризуется дендритной микроструктурой с размерами зерен 4 – 15 мкм и разделением на дендритные и междендритные области. По данным электронной микроскопии дендриты обогащены алюминием и никелем, междендритные зоны – хромом и железом, а кобальт распределен равномерно (рис. 2).

Основными фазами являются кубический  $\text{Al}_3\text{Ni}$  и сферический  $(\text{Ni},\text{Co})_3\text{Al}_4$ , при этом вдоль границ субмикронных (40 – 100 нм)  $\text{Al}_3\text{Ni}$  фаз обнаружены дисперсные частицы  $(\text{Ni},\text{Co})_3\text{Al}_4$  размером 7 – 10 нм. Такая микроструктура свидетельствует о реализации двух механизмов упрочнения (твердорастворного и дисперсионного), что позволяет прогнозировать высокие прочностные свойства сплава. (рис. 3).

В работе [11] показано, что сплав  $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$ , полученный вакуумно-

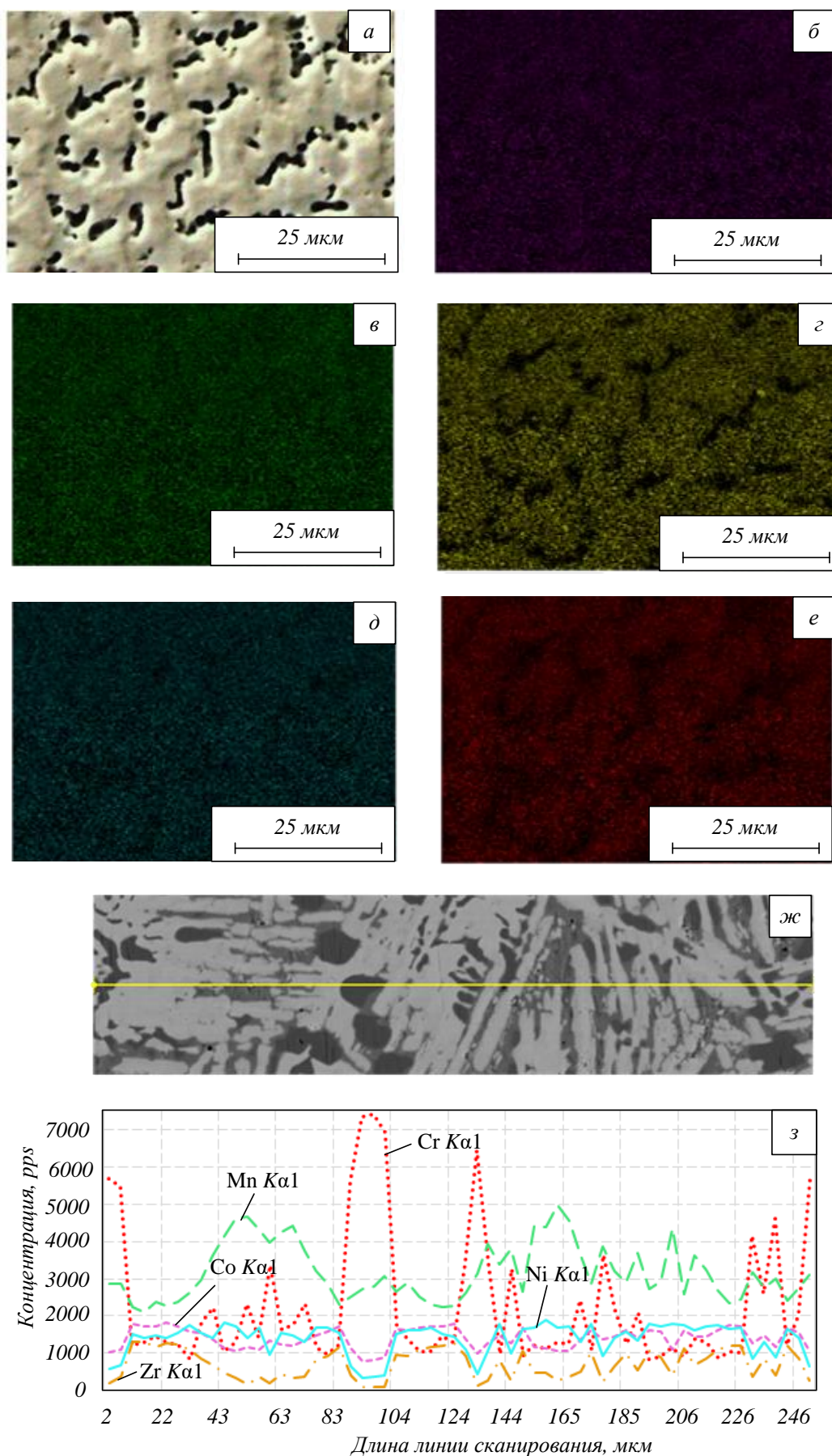


Рис. 1. Элементное картирование и определение концентрационной неоднородности сплава  $\text{Co}_{18,7}\text{Cr}_{16,5}\text{Zr}_{28,9}\text{Mn}_{17,4}\text{Ni}_{18,6}$  вдоль линии протяженностью 246  $\mu\text{m}$  [9]  
 Fig. 1. Elemental mapping and determination of concentration heterogeneity of the  $\text{Co}_{18,7}\text{Cr}_{16,5}\text{Zr}_{28,9}\text{Mn}_{17,4}\text{Ni}_{18,6}$  alloy along a line with a length of 246  $\mu\text{m}$  [9]

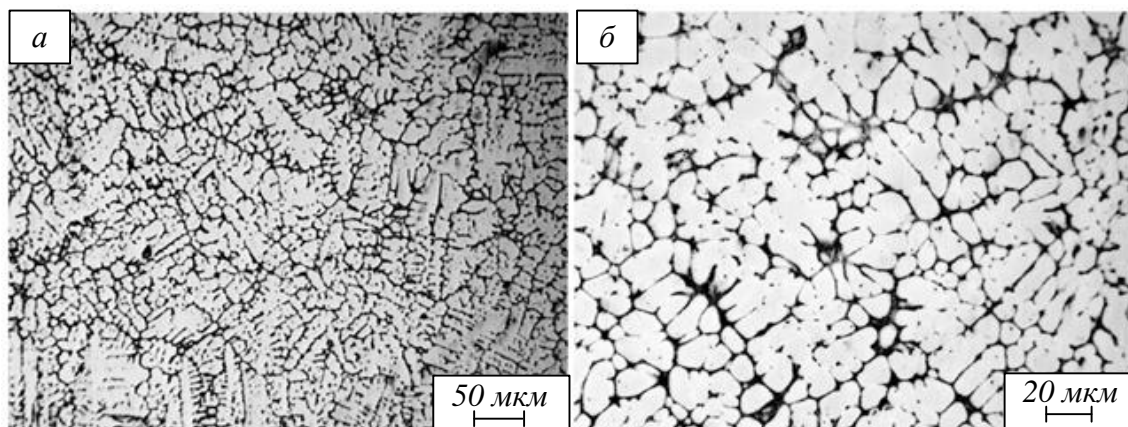


Рис. 2. Структура поперечного сечения высокоэнтропийного сплава (оптическая микроскопия протравленного микрошлифа)  
Fig. 2. Cross-sectional structure of a high-entropy alloy (optical microscopy of an etched microsection)

индукционной плавкой, представляет собой однофазный твердый раствор с ОЦК-решеткой и дендритной микроструктурой третьего порядка, причем шары дендритных ветвей обогащены хромом, железом и кобальтом, а междендритные зоны – марганцем и никелем. Распределение элементов указывает на их частичную рекристаллизацию и осаждение вторичных фаз в интердендритных пространствах. Механические испытания продемонстрировали высокую (свыше 80 %) пластичность и предел текучести 236 МПа. Снижение содержания железа и увеличение марганца приводят к повышенной скорости натяжения и росту степени охрупчивания, а присутствие сферических включений, обогащенных марганцем и хромом, свидетельствует о влиянии неорганических фаз на механическое разрушение (рис. 4, табл. 1).

В работе [12] рассматривают перспективность гибридных композитов и керамических ВЭС для инженерных приложений, сочетающих механические свойства с функциональными возможностями (катализом, термической стойкостью). Чтобы обеспечить структурные особенности и упрочняющие механизмы высокоэнтропийных сплавов, применяются различные технологии синтеза: литье, порошковая металлургия, аддитивные и гибридные методы. Каждый из этих подходов позволяет управлять скоростью охлаждения, размером зерна и распределением фаз, формируя специфические свойства ВЭС.

Литье в постоянные и переплавные формы обеспечивает высокую производительность, но ограничивает контроль над скоростью охлаждения и, следовательно, над размером зерна и распределением фаз [13]. К основным технологиям получения высокоэнтропийных сплавов относятся вакуумная индукционная плавка, вакуумно-дуговой переплав и электрошлаковая плавка. Среди них процесс вакуумно-индукционной плавки (ВИП) позволяет точно контролировать состав и чистоту

сплавов, что имеет решающее значение для уникальных свойств ВЭС. Далее будут приведены ключевые преимущества метода ВИП при изготовлении высокоэнтропийных сплавов. Технология ВИП работает в условиях высокого вакуума, что значительно снижает загрязнение реактивными газами, это необходимо для производства чистых и бездефектных сплавов. Возможность испарения нескольких легирующих элементов и контролируемой их конденсации обеспечивает точный состав, что приводит к желаемым механическим и термическим свойствам материала. Вакуумно-индукционный переплав обеспечивает получение химически однородных слитков, что является преимуществом по сравнению с традиционными дугowymi методами, зачастую требующей многократных переплавов для достижения гомогенности состава. Процесс быстрого затвердевания, свойственный ВИП, способствует образованию фаз твердого раствора, в результате чего образуются отдельные микроструктуры, повышающие механическую прочность и коррозионную стойкость материала. Технология ВИП может работать с элементами с высокой температурой плавления, что делает его пригодным для сложных теплообменников, например, для высокотемпературных применений.

Наряду с литейными методами, для получения материалов также широко используются подходы порошковой металлургии. Механическое легирование исходных металлических и оксидных порошков в шаровых мельницах с последующим горячим изостатическим прессованием и спеканием позволяет формировать наноструктурированные ВЭС с тонкодисперсными упрочняющими фазами. В работах [14; 15] отмечено, что такой подход дает возможность вводить слаборастворимые металлы и керамические частицы, обеспечивая твердо-растворное и



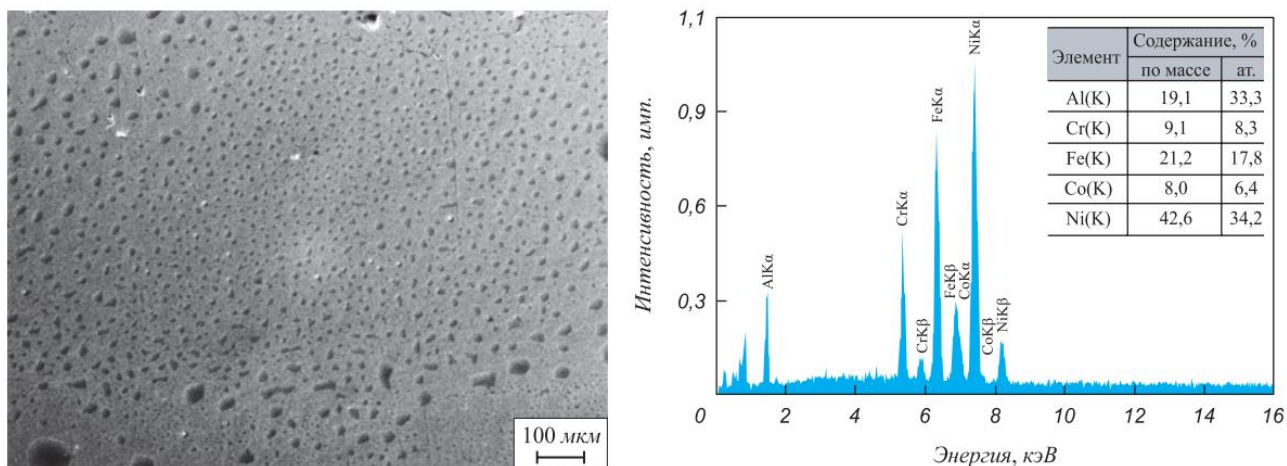


Рис. 3. Структура (а) и энергетические спектры (б) сплава системы FeCoCrNiAl  
Fig. 3. Structure (a) and energy spectra (b) of the FeCoCrNiAl system alloy

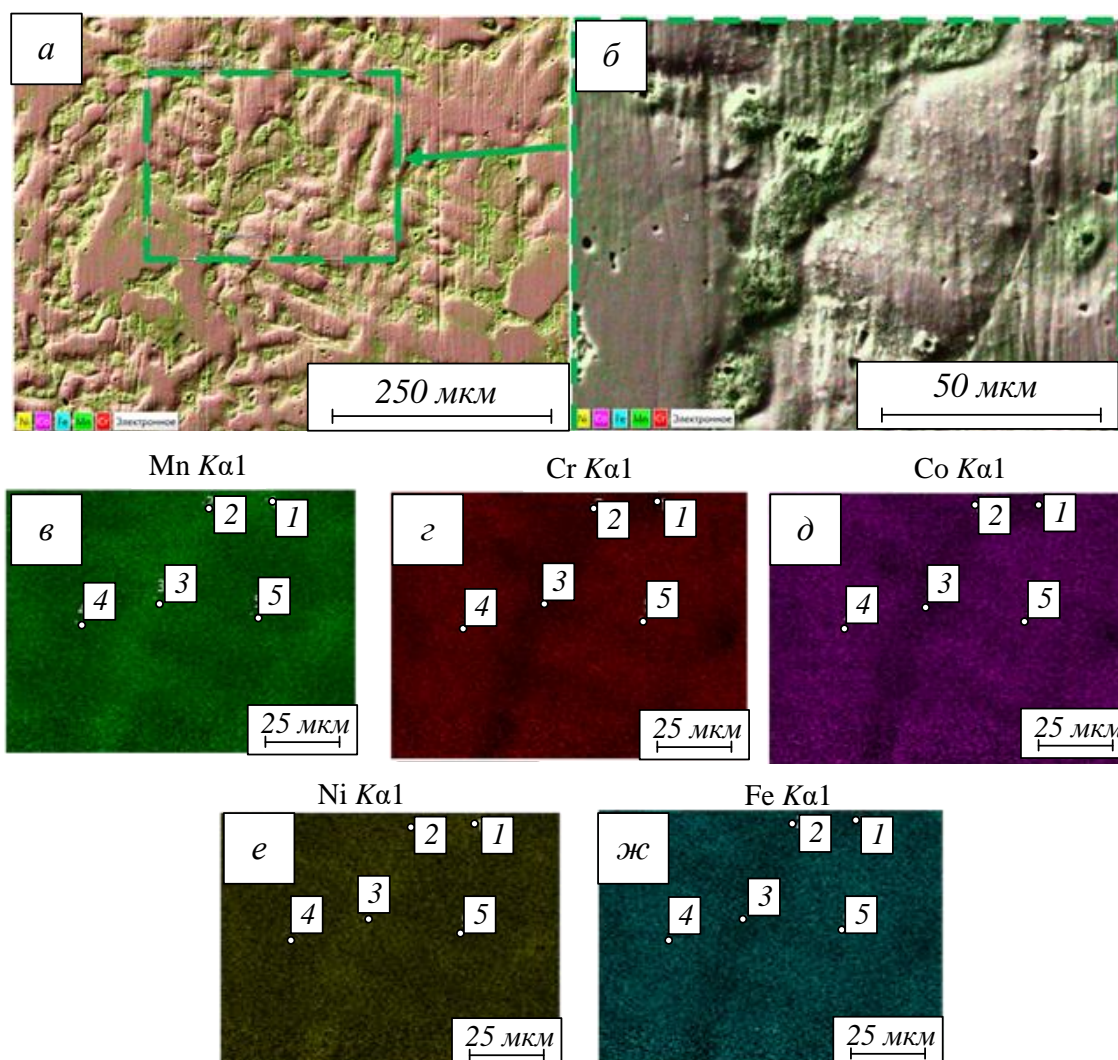


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности ВЭС и элементное картирование дендритной и междендритной области  
Fig. 4. Electron microscopic image of the surface structure of the HES and elemental mapping of the dendritic and interdendritic region

**Результаты микрорентгеноспектрального анализа ВЭС**  
**Table 1. Results of the micro-X-ray spectral analysis of the WES**

Область	Содержание, атом. %, элемента				
	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Спектр 1 (междендритная область)	12,41	43,41	5,34	13,85	25,00
Спектр 2 (междендритная область)	16,28	37,92	7,65	17,69	20,47
Спектр 3 (междендритная область)	14,20	40,20	6,56	15,32	23,71
Спектр 4 (дендритная область)	21,74	28,59	11,12	21,32	17,24
Спектр 5 (дендритная область)	22,89	27,81	11,77	21,58	15,95
В среднем	16,16	37,53	7,67	17,05	21,06

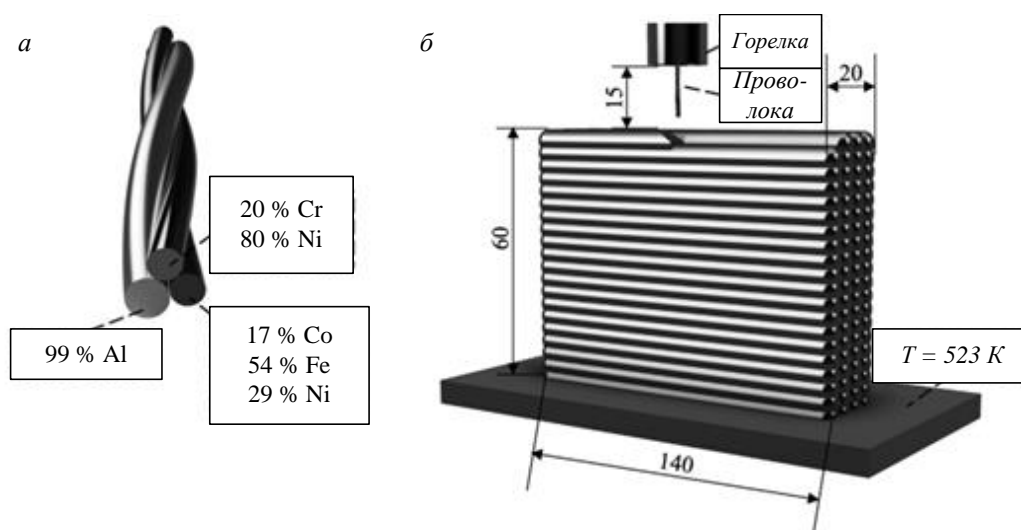


Рис. 5. Трехжильный кабель (а) и схема аддитивного производства с использованием дуговой проволоки (б)  
 Fig. 5. Three-core cable used (a) and schematic of arc wire additive manufacturing (b)

осадочное упрочнение в одной матрице. Ключевым ограничением остается необходимость оптимизации давления, температуры спекания и времени выдержки для предотвращения чрезмерного роста зерна и ухудшения пластичности.

Современный этап изготовления ВЭС тесно связан с развитием аддитивных технологий (рис. 5) [16]. Селективное лазерное сплавление (СЛС), электроннолучевое плавление (ЕВМ) и лазерное напыление позволяют получать сложные геометрические формы с минимальным объемом отходов и высокой скоростью изготовления [16; 17]. В образцах системы CoCrFeNi, изготовленных методом СЛС, наблюдается сверхтонкая микроструктура с зернами порядка 100 – 200 нм, что приводит к высокому пределу текучести (более 800 МПа) и отличной пластичности (более 15 %). Отмечено, что высокие скорости охлаждения позволяют формировать метастабильные фазы и подавлять рост интерметаллидов, однако основными недостатками, связанными с этим процессом, являются остаточная пористость из-за неполного плавления порошка

и возникновение термических напряжений при послойном формировании.

Лазерная наплавка и плазменное напыление представляют отдельную категорию аддитивных покрытий. В работах [18;19] описано использование лазерного напыления для формирования высокопрочных поверхностных слоев ВЭС на стальных подложках, что позволяет увеличить износостойкость в 2 – 3 раза по сравнению с традиционными никелевыми покрытиями. Проведено сравнение плазменно-дугового и плазменно-порошкового напыления, отмечены более высокая плотность и гладкость покрытия после плазменно-порошкового напыления, но при этом указана сложность контроля тепловложений и риска перегрева подложки [20;21].

Гибридные методы синтеза ВЭС стремятся объединить преимущества традиционных и аддитивных технологий [22; 23]. Предложена схема механического легирования с последующим СЛС сплавлением порошковой заготовки. Заготовку подвергали лазерному плавлению, что сохраняло упрочняющие фазы и формировало од-

нородную микроструктуру. В работах [24; 25] комбинируют индукционную плавку с последующим порошковым спеканием, добиваясь тонкого контроля фазовых превращений и минимизации дефектов.

Эволюция методов изготовления ВЭС прошла путь от классических методов литья и порошкового производства до современных аддитивных и гибридных подходов. Использование многокомпонентного порошкового синтеза с лазерным и электроннолучевым сплавлением позволяет создавать сложные структурные материалы с оптимальными сочетаниями прочности, твердости и пластичности. Будущее направление развития связано с оптимизацией параметров аддитивного производства, внедрением вычислительных методов для предсказания свойств и разработкой энергоэффективных гибридных процессов, обеспечивающих промышленную конкурентоспособность ВЭС в промышленных отраслях. Выбор технологий синтеза и обработки (от литья и порошковых методов до аддитивных и гибридных подходов) создает микроструктуру с заданным размером зерна, распределением фаз и дефектным состоянием. Эти особенности напрямую определяют механизмы упрочнения ВЭС (от твердо-растворного до осадочного и градиентного), обеспечивая их выдающиеся прочностные и пластические характеристики.

Методы упрочнения высокоэнтروпийных сплавов (ВЭС) базируются на управлении микроструктурными и фазовыми характеристиками, сформированными на этапе синтеза, и позволяют существенно повысить прочность без значительной потери пластичности. Основные механизмы упрочнения материалов включают твердо-растворное, зернограницное, деформационное и дисперсионное упрочнение.

Высокая энтропия смешения в ВЭС приводит к значительным флуктуациям локального состава и сильным искажениям решетки, что препятствует движению дислокаций. Разработана теория упрочнения [26] на основе твердо-растворных эффектов, показывая, что энергия взаимодействия дислокаций с полями напряжений из-за искажений решетки, составляет основу высокой прочности ВЭС. Подтверждено, что степень искажения решетки напрямую коррелируется с различием атомных радиусов компонентов, и предложено оптимизировать соотношение легких и тяжелых элементов для максимального эффекта упрочнения [27].

Формирование осадочных фаз ( $L_{12}$ -структуры) тормозит движение дислокаций. Осадочное упрочнение за счет  $L_{12}$ -фазы в сплавах CoCrFeNi повышает предел текучести более чем на 30 % без значительного ухудшения пла-

стичности [28]. Нанопреципитаты образуются при термической обработке в интервале температур 700 – 900 °С, создавая плотную сеть препятствий для дислокаций. При сравнении традиционных и аддитивных методов формирования осадочных фаз, отмечено более однородное распределение наночастиц при селективном лазерном сплавлении [29].

Создание градиентных или бимодальных структур позволяет сочетать высокую прочность мелкозернистых областей с пластичностью крупных зерен. В работе [30] разработали многослойные сплавы с градиентным размером зерна, демонстрируя увеличение сочетания прочности и пластичности на 20 % по сравнению с однородными структурами. В работе [31] применили лазерную наплавку для формирования градиента твердо-растворных и осадочных фаз по толщине покрытия, что обеспечило одновременное упрочнение поверхности и сохранение пластичности основы.

Быстрое охлаждение при аддитивном производстве и термической обработке создает высокую плотность дефектов (дислокаций, малоугловых искаженных границ зерен) [32]. В работе [33] для образцов системы CoCrFeNi, полученных методом СЛС, установлено, что увеличение механических свойств достигается за счет нескольких механизмов. Показана значительная роль зернограницного упрочнения (эффект Холла-Петча), а также выявлено, что контролируемые деформационные процессы в ходе спекания приводят к увеличению плотности дислокаций, что усиливает сопротивление пластической деформации.

Многомеханическое упрочнение, основанное на комбинации твердо-растворного, осадочного и градиентного подходов, является ключом к достижению оптимального баланса между прочностью и пластичностью [34]. Синергия нескольких механизмов упрочнения позволяет преодолевать классический компромисс прочность – пластичность. Современные гибридные методы синтеза (механическое легирование с последующим лазерным плавлением) демонстрируют эффективность одновременного формирования осадочных фаз и дефектного состояния для комплексного упрочнения [35]. Методы упрочнения ВЭС опираются на управление дислокационной и фазовой структурами через выбор соответствующих термических и механических режимов. Последовательное и комбинированное применение твердо-растворного, осадочного, градиентного и дефектного упрочнения открывает путь к созданию материалов с оптимальными механическими характеристиками [36].

Высокоэнтропийные сплавы применяются в реакторах и трубопроводах, эксплуатирующиеся в

агрессивных средах кислот, щелочей и органических растворителей. Высокий уровень легирования хромом, алюминием и титаном обеспечивает формирование защитных оксидных слоев, препятствующих коррозии и эрозии [37]. Защитные покрытия из ВЭС на основе Ni – Cr – Al обладают высокой пульсационной коррозионной стойкостью в морской воде, что продлевает срок службы корпусов и турбинных лопаток морских судов [38].

ВЭС перспективны для высоконагруженных компонентов двигателей и подвесок, где требуется сочетание ударной прочности и износостойкости. Легированные композиции на основе Al – Co – Cr – Fe демонстрируют улучшенные трибологические характеристики и стабильно высокую механическую прочность при эксплуатации в температурном диапазоне от –40 до +200 °C [39 – 41].

Некоторые ВЭС (на основе Ti – Zr – Nb – Mo) обладают низкой токсичностью и оптимальным модулем упругости, близким к костной ткани, что снижает эффект «полевого» перегрева и повышает остеоинтеграцию. Сплавы без никеля особенно перспективны для кардиостимуляторов и ортопедических имплантатов [42].

Методы напыления плазмой и лазером позволяют наносить ВЭС-покрытия толщиной до нескольких миллиметров на металлические подложки, значительно повышая износостойкость, коррозионную и термическую устойчивость поверхностных слоев. Такие покрытия успешно применяются в горнорудной и строительной технике [43].

ВЭС проявляют уникальные магнитные, электрические и каталитические свойства. Сплавы на основе Co – Fe – Ni показывают малое сопротивление магнитному намагничиванию, что важно для трансформаторов и датчиков. Катализаторы на базе ВЭС эффективны в реакциях выделения водорода и окисления углеводородов, заменяя дорогие благородные металлы [44; 45].

Благодаря сочетанию высокой прочности, термостойкости и коррозионной устойчивости ВЭС используются в компонентах ракетных двигателей, ядерных реакторов и теплообменников промышленного оборудования для агрессивных сред. Разрабатываются сплавы с программируемыми фазами для адаптивных структур, способных изменять свойства под нагрузкой или температурой [46; 47].

Высокоэнтропийные сплавы охватывают широкий спектр отраслей (от аэрокосмической и энергетической до биомедицинской и электронной) благодаря их уникальным механическим, коррозионным и функциональным характеристикам. Их применение продолжает расширяться по мере развития технологий синтеза, упрочнения и покрытия [48 – 50].

### Обсуждение результатов

В результате комплексного анализа исследований по высокоэнтропийным сплавам выявлено несколько ключевых направлений, которые формируют современную парадигму их изучения и развития. Центральным аспектом становится аддитивное производство, на которое приходится значительная доля работ последних лет. В работе [16] представлен обзор практических достижений и технологических ограничений при 3D-печати ВЭС: отмечена исключительная гибкость СЛС в управлении микроструктурой, но указана необходимость точного контроля параметров лазерного луча и режима охлаждения для предотвращения пористости и растрескивания. Работы [19; 22; 23] дополняют эту картину, рассматривая особенности порошков для лазерного сплавления, а также влияние размера и формы частиц на качество слоев и механические свойства готовых образцов. В области упрочнения ключевую роль играет легирование металлоидом кремнием. Добавление Si в систему CoCrFeNi-ВЭС повышает твердо-растворное и осадочное упрочнение за счет формирования сильных искажений решетки и стабильных L1<sub>2</sub>-наночастиц, что обеспечивает рекордное сочетание прочности и пластичности [17]. В работе [18] продемонстрировано, что реализация TRIP-эффекта (пластичность, индуцированная превращением) в высокоэнтропийных системах обеспечивает дополнительный механизм пластической деформации, что способствует повышению их усталостной прочности.

Металломатричные композиты на основе ВЭС рассматриваются как перспективные материалы для экстремальных условий. В работе [8] анализируются методы интеграции ВЭС в алюминиевые и титановые матрицы для повышения твердости, усталостной прочности и термостойкости композитов. Также рассматриваются ограничения такого подхода, связанные с несовместимостью коэффициентов термического расширения и образованием трещин на межфазной границе.

Легкие высокоэнтропийные сплавы становятся все более востребованными в аэрокосмических и автомобильных отраслях. Переход к Al- и Mg-богатым системам подчеркивает необходимость обеспечения оптимального соотношения прочности и пластичности путем регулирования фазового состава и параметров термической обработки [40]. В работе [31] показано, что тугоплавкие легкие сплавы требуют особых условий плавки и медленного охлаждения для предотвращения образования хрупких интерметаллидов.

ВЭС на основе вольфрам, ниобий и тантал привлекают внимание своей высокой термостабильностью. Повышение пластичности и сни-

жение стоимости этих сплавов может быть достигнуто применением комбинированных методов литья и порошковой металлургии, а также легирования кремнием и алюминием для обеспечения образования прочных оксидных защитных слоев.

Биомедицинское применение ВЭС активно развивается. Безникелевые Ti – Zr – Nb – Mo системы демонстрируют отличную биосовместимость и коррозионную устойчивость в биологических средах, а также требуют дальнейшего изучения в долгосрочных имплантационных испытаниях [42].

Дальнейшее исследование высокоэнтропийных сплавов направлено на междисциплинарное изучение материалов: сочетании аддитивных технологий, управляемых легированием и инновационными методами упрочнения, подкрепленное современными термодинамикой и моделированием. Объединение усилий теоретиков, экспериментаторов и инженеров позволит реализовать потенциал ВЭС в аэрокосмической, энергетической, биомедицинской и других высокотехнологичных отраслях (табл. 2).

### Выводы

Анализ основных направлений исследований ВЭС демонстрирует их быстрое развитие от

фундаментальных концепций к практическим применениям. Современные исследования охватывают широкий спектр аспектов: от фазообразования и микроструктуры до функциональных свойств и новых классов материалов. Междисциплинарный характер исследований ВЭС способствует развитию новых теоретических подходов и экспериментальных методов.

Ключевые направления дальнейших исследований в данной области включают разработку методологий создания материалов с заранее заданным комплексом свойств, совершенствование экономически эффективных технологий их производства, а также расширение сфер применения в высокотехнологичных отраслях. Успешная коммерциализация ВЭС требует решения технологических вызовов, включая масштабирование производства, стандартизацию и снижение стоимости.

Современное состояние исследований ВЭС характеризуется переходом от изучения модельных систем к разработке практических материалов. Этот переход требует интеграции фундаментальных знаний с инженерными подходами и создания эффективных технологических решений для промышленного внедрения рассматриваемого класса инновационных материалов.

Т а б л и ц а 2

**Сравнение методов изготовления и упрочнения высокоэнтропийных сплавов**  
**Table 2. Comparison of methods of manufacturing and hardening of high-entropy alloys**

Метод изготовления / упрочнения	Краткая характеристика	Преимущества	Применение
Плавка и литье	Классический способ, массовое производство	Простота, но ограниченная однородность	Структурные материалы
Механическое легирование	Получение наноструктур, порошков	Высокая дисперсность	Композиционные материалы
Аддитивные технологии	3D-печать, лазерное сплавление	Сложные формы	Медицина
Термальное напыление	Покрытия ВЭС	Улучшение поверхностных свойств	Защитные покрытия
Осадочное упрочнение (L1 <sub>2</sub> -фаза)	Введение нанопреципитатов	Высокая прочность и пластичность	Высоконагруженные детали
Гетерогенная микроструктура	Бимодальные структуры	Баланс прочности и пластичности	Структурные материалы

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ye Y., Wang Q., Lu J., Liu C., Yang Y. High-entropy alloy: challenges and prospects. *Materials Today*. 2016;19(6):349–362. <https://doi.org/10.1016/J.MATOD.2015.11.026>
2. Krishna S., Noble N., Radhika N., Saleh B. A comprehensive review on advances in high entropy alloys: Fabrication and surface modification methods, properties, applications, and future prospects. *Journal of Manufacturing Processes*. 2024;109(2022):583–606. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.12.039>
3. Kaushik N., Meena A., Mali H. High entropy alloy synthesis, characterisation, manufacturing & potential applications: a review. *Materials and Manufacturing Processes*. 2021;371(1):1–25. <https://doi.org/10.1080/10426914.2021.2006223>
4. Nene S., Sinha S., Yadav D., Dutta A. Metallurgical aspects of high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;1005:175849. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175849>
5. Zhuo L., Xie Y., Chen B. A review on recent progress of refractory high entropy alloys: from fundamental research to engineering applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;33:1097–1129. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.131>
6. Dewangan S., Mangish A., Kumar S., Sharma A., Ahn B., Kumar V. A review on High-Temperature Applicability: A milestone for high entropy alloys. *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 2022;35: 101211. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2022.101211>
7. Sohrabi M., Kalhor A., Mirzadeh H., Rodak K., Kim H. Tailoring the strengthening mechanisms of high-entropy alloys toward excellent strength-ductility synergy by metalloid silicon alloying: A review. *Progress in Materials Science*. 2024;144:101295. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2024.101295>
8. Pandey V., Seetharam R., Chelladurai H. A comprehensive review: Discussed the effect of high-entropy alloys as reinforcement on metal matrix composite properties, fabrication techniques, and applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;1002:175095. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175095>
9. Коновалов С.В., Дробышев В.К., Панченко И.А., Ли Х. Структура и механические свойства высокоэнтروпийных сплавов системы  $\text{CoCrZrMnNi}$ , полученных вакуумно-индукционной плавкой, с разным содержанием Zr и Mn. *Frontier Materials & Technologies*. 2025;(1):21–34. <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-1-71-2>
10. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy FeCoCrNiAl alloy coating. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(7):467–470. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-7-467-470>
11. Drobyshev V.K. Microstructural and fractographic analysis of non-equiatomic alloy of Co – Cr – Fe – Mn – Ni system. *Non-Ferrous Metals*. 2024;(2):63–68. <https://doi.org/10.17580/nfm.2024.02.10>
12. Kamal M., Ragunath S., Reddy M., Radhika N., Bassiouny S. Recent Advancements in Lightweight High Entropy Alloys- A Comprehensive Review. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*. 2024;7(5):699–720. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.06.001>
13. Xie X., Li N., Liu W., Huang S., He X., Yu Q., Xiong H., Wang E., Hou X. Research Progress of Refractory High Entropy Alloys: A Review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2022;35(142). <https://doi.org/10.1186/s10033-022-00814-0>
14. Ragunath S., Radhika N., Saleh B. Advancements and future prospects of additive manufacturing in high-entropy alloy applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;997:174859. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.174859>
15. Nair B., Supekar R., Javid M., Wang W., Zou Y., McDonald A., Mostaghimi J., Stoyanov P. High-Entropy Alloy Coatings Deposited by Thermal Spraying: A Review of Strengthening Mechanisms, Performance Assessments and Perspectives on Future Applications. *Metals*. 2023;13(3):579. <https://doi.org/10.3390/met13030579>
16. Osintsev K.A., Konovalov S.V., Gromov V.E. Research on the structure of  $\text{Al}_{2.1}\text{Co}_{0.3}\text{Cr}_{0.5}\text{FeNi}_{2.1}$  high-entropy alloy at submicro- and nano-scale levels. *Materials Letters*. 2021;294:129717. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129717>
17. Moghaddam A., Shaburova N., Samodurova M., Abdollahzadeh A., Trofimov E. Additive manufacturing of high entropy alloys: A practical review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;77:131–162. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.029>
18. Mehranpour M., Sohrabi M., Jalali A., Kalhor A., Heydarinia A., Aghdam M., Mirzadeh H., Malekan M., Shahmir H., Rodak K., Kim H. Coupling different strengthening mechanisms with transformation-induced plasticity (TRIP) effect in advanced high-entropy alloys: a comprehensive review. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;926:147914.



- <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.147914>
19. Kumar A., Singh A., Suhane A. Mechanically alloyed high entropy alloys: Existing challenges and opportunities. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;17:2431–2456. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.141>
  20. Jarlöv A., Zhu Z., Ji W., Gao S., Hu Z., Vivegananthan P., Tian Y., Kripalani D., Fan H., Seet H., Han C., Tan L., Liu F., Nai M., Zhou K. Recent progress in high-entropy alloys for laser powder bed fusion: Design, processing, microstructure, and performance. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2024;161:100834. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2024.100834>
  21. Adhikari J., Saha P., Mandal P., Sinha S., Seikh A., Mohammed J., Ghosh M. A Review on High Entropy Alloys as Metallic Biomaterials: Fabrication, Properties, Applications, Challenges, and Future Prospects. *Biomedical Materials & Devices*. 2025. <https://doi.org/10.1007/s44174-025-00314-4>
  22. Castro D., Jaeger P., Baptista, A., Oliveira, J. An Overview of High-Entropy Alloys as Biomaterials. *Metals*. 2021;11(4):648. <https://doi.org/10.3390/MET11040648>
  23. Li W., Xie D., Li D., Zhang Y., Gao Y., Liaw P. Mechanical behavior of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2021;118:100777. <https://doi.org/10.1016/J.PMATSCI.2021.100777>
  24. Tang Y., Wang R., Xiao B., Zhang Z., Li S., Qiao J., Bai S., Zhang Y., Liaw P. A review on the dynamic-mechanical behaviors of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2023;135:101090. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101090>
  25. Zhu Z., Li Z., Liu Z., Gu C., Zhang Q., Wang L. Advanced Development of High-Entropy Alloys in Catalytic Applications. *Small methods*. 2025. <https://doi.org/10.1002/smt.202500411>
  26. Ren J., Chen L., Wang H., Yuan Z. High-entropy alloys in electrocatalysis: from fundamentals to applications. *Chemical Society reviews*. 2023;52:8319–8373. <https://doi.org/10.1039/d3cs00557g>
  27. Liu C., Wang Y., Zhang Y., Wang L. Additively Manufactured High-Entropy Alloys: Exceptional Mechanical Properties and Advanced Fabrication. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2024;37:3–16. <https://doi.org/10.1007/s40195-023-01644-2>
  28. Zhang W., Chabok A., Kooi B., Pei Y. Additive manufactured high entropy alloys: A review on the microstructure and properties. *Materials & Design*. 2022;220:110875. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110875>
  29. Cagirci M., Guo S., Ding J., Ramamurty U., Wang P. Additive manufacturing of high-entropy alloys: Current status and challenges. *Smart Materials in Manufacturing*. 2024;2:100058. <https://doi.org/10.1016/j.smmf.2024.100058>
  30. Torralba J., Campos M. High Entropy Alloys Manufactured by Additive Manufacturing. *Metals*. 2020;10(5):639. <https://doi.org/10.3390/met10050639>
  31. Gürkan D., Dilibal S. High-entropy alloys in wire arc additive manufacturing: a review. *Advanced Manufacturing Research*. 2025. <https://doi.org/10.21595/amr.2025.24828>
  32. Li J., Huang Y., Meng X., Xie Y. A Review on High Entropy Alloys Coatings: Fabrication Processes and Property Assessment. *Advanced Engineering Materials*. 2019;21. <https://doi.org/10.1002/adem.201900343>
  33. Arif Z., Khalid M., Rehman E., Ullah S., Atif M., Tariq A. A review on laser cladding of high-entropy alloys, their recent trends and potential applications. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021; 68:225–273. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.06.041>
  34. Shojaei Z., Khayati G., Darezereshki E. Review of electrodeposition methods for the preparation of high-entropy alloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2022;29:1683–1696. <https://doi.org/10.1007/s12613-022-2439-y>
  35. Xiong W., Guo A., Zhan S., Liu C., Yeh J., Cao S. Refractory high-entropy alloys: A focused review of preparation methods and properties. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;142:196–215. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.08.046>
  36. Soni V., Sinha A. Effect of Alloying Elements, Phases and Heat Treatments on Properties of High-Entropy Alloys: A Review. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2022;76. <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02777-1>
  37. Xiao N., Guan X., Wang D., Yan H., Cai M., Jia N., Zhang Y., Esling C., Zhao X., Zuo L. Impact of W alloying on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of face-centered cubic high entropy alloys: A review. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2023;30:1667–1679. <https://doi.org/10.1007/s12613-023-2641-6>
  38. Anne B., Shaik S., Tanaka M., Basu A. A crucial review on recent updates of oxidation behavior in high entropy alloys. *SN Applied Sciences*. 2021;3(336). <https://doi.org/10.1007/s42452-021-04374-1>



39. Dada M., Popoola P., Mathe N. Recent advances of high entropy alloys for aerospace applications: a review. *World Journal of Engineering*. 2021;20(1):43–74.  
<https://doi.org/10.1108/wje-01-2021-0040>
40. Pickering E., Carruthers A., Barron P., Middleburgh S., Armstrong D., Gandy A. High-Entropy Alloys for Advanced Nuclear Applications. *Entropy*. 2021;23(1):98.  
<https://doi.org/10.3390/e23010098>
41. Lone N., Czerwinski F., Chen D. Present challenges in development of lightweight high entropy alloys: A review. *Applied Materials Today*. 2024;39:1022996.  
<https://doi.org/10.1016/j.apmt.2024.102296>
42. Zhu D., Hu S., Fu Y., Zhao N., Liu D. A review of preparation methods, friction and wear, corrosion, and biocompatibility of biomedical high-entropy alloys. *Journal of Materials Science*. 2024; 59:1153–1183.  
<https://doi.org/10.1007/s10853-023-09314-5>
43. De Oliveira T., Fagundes D., Capellato P., Sachs D., Da Silva A. A Review of Biomaterials Based on High-Entropy Alloys. *Metals*. 2022;12(11):1940.  
<https://doi.org/10.3390/met12111940>
44. Arun S., Radhika N., Saleh B. Exploring the Potential of High Entropy Alloys: A Comprehensive Review on Microstructure, Properties, and Applications. *Johnson Matthey Technology Review*. 2023;68(4):549–566.  
<https://doi.org/10.1595/205651324x17028969538851>
45. Cagirci M., Guo S., Ding J., Ramamurty U., Wang P. Additive manufacturing of high-entropy alloys: Current status and challenges. *Smart Materials in Manufacturing*. 2024;2:100058  
<https://doi.org/10.1016/j.smmf.2024.100058>
46. Torralba, J., Campos, M. High Entropy Alloys Manufactured by Additive Manufacturing. *Metals*. 10(5):639.  
<https://doi.org/10.3390/met10050639>
47. Gürkan D., Dilibal S. High-entropy alloys in wire arc additive manufacturing: a review. *Advanced Manufacturing Research*. 2025.  
<https://doi.org/10.21595/amr.2025.24828>
48. Li J., Huang Y., Meng X., Xie Y. A Review on High Entropy Alloys Coatings: Fabrication Processes and Property Assessment. *Advanced Engineering Materials*. 2019;21(8):1900343.  
<https://doi.org/10.1002/adem.201900343>
49. Xiao N., Guan X., Wang D., Yan H., Cai M., Jia N., Zhang Y., Esling C., Zhao X., Zuo L. Impact of W alloying on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of face-centered cubic high entropy alloys: A review. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2023;30:1667–1679.  
<https://doi.org/10.1007/s12613-023-2641-6>
50. Miracle D.B. High-entropy alloys: a critical review. *Materials Research Letters*. 2017;5(1):1–19.

## REFERENCES

1. Ye Y., Wang Q., Lu J., Liu C., Yang Y. High-entropy alloy: challenges and prospects. *Materials Today*. 2016;19(6):349–362.  
<https://doi.org/10.1016/J.MATTOD.2015.11.026>
2. Krishna S., Noble N., Radhika N., Saleh B. A comprehensive review on advances in high entropy alloys: Fabrication and surface modification methods, properties, applications, and future prospects. *Journal of Manufacturing Processes*. 2024;109(2022):583–606.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.12.039>
3. Kaushik N., Meena A., Mali H. High entropy alloy synthesis, characterisation, manufacturing & potential applications: a review. *Materials and Manufacturing Processes*. 2021;371(1):1–25.  
<https://doi.org/10.1080/10426914.2021.2006223>
4. Nene S., Sinha S., Yadav D., Dutta A. Metallurgical aspects of high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;1005:175849.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175849>
5. Zhuo L., Xie Y., Chen B. A review on recent progress of refractory high entropy alloys: from fundamental research to engineering applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;33:1097–1129.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.131>
6. Dewangan S., Mangish A., Kumar S., Sharma A., Ahn B., Kumar V. A review on High-Temperature Applicability: A milestone for high entropy alloys. *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 2022;35: 101211.  
<https://doi.org/10.1016/j.jestch.2022.101211>
7. Sohrabi M., Kalhor A., Mirzadeh H., Rodak K., Kim H. Tailoring the strengthening mechanisms of high-entropy alloys toward excellent strength-ductility synergy by metalloid silicon alloying: A review. *Progress in Materials Science*. 2024;144:101295.  
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2024.101295>
8. Pandey V., Seetharam R., Chelladurai H. A comprehensive review: Discussed the effect of high-entropy alloys as reinforcement on metal matrix composite properties, fabrication techniques, and applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;1002:175095.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175095>
9. Konovalov S.V., Drobyshev V.K., Panchenko I.A., Li H. Structure and mechanical properties of high-entropy alloys of the cocrzrm-nni sys-

- tem obtained by vacuum induction melting with different Zr and Mn contents. *Frontier Materials & Technologies*. 2025;(1):21–34. (In Russ.). <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-1-71-2>
10. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy FeCoCrNiAl alloy coating. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(7):467–470. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-7-467-470>
  11. Drobyshev V.K. Microstructural and fractographic analysis of non-equiatom alloy of Co – Cr – Fe – Mn – Ni system. *Non-Ferrous Metals*. 2024;(2):63–68. <https://doi.org/10.17580/nfm.2024.02.10>
  12. Kamal M., Ragunath S., Reddy M., Radhika N., Bassiouny S. Recent Advancements in Lightweight High Entropy Alloys- A Comprehensive Review. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*. 2024;7(5):699–720. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.06.001>
  13. Xie X., Li N., Liu W., Huang S., He X., Yu Q., Xiong H., Wang E., Hou X. Research Progress of Refractory High Entropy Alloys: A Review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2022;35(142). <https://doi.org/10.1186/s10033-022-00814-0>
  14. Ragunath S., Radhika N., Saleh B. Advancements and future prospects of additive manufacturing in high-entropy alloy applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;997:174859. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.174859>
  15. Nair B., Supekar R., Javid M., Wang W., Zou Y., McDonald A., Mostaghimi J., Stoyanov P. High-Entropy Alloy Coatings Deposited by Thermal Spraying: A Review of Strengthening Mechanisms, Performance Assessments and Perspectives on Future Applications. *Metals*. 2023;13(3):579. <https://doi.org/10.3390/met13030579>
  16. Osintsev K.A., Konovalov S.V., Gromov V.E. Research on the structure of Al<sub>2</sub>.1Co<sub>0.3</sub>Cr<sub>0.5</sub>FeNi<sub>2.1</sub> high-entropy alloy at submicro- and nano-scale levels. *Materials Letters*. 2021;294:129717. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129717>
  17. Moghaddam A., Shaburova N., Samodurova M., Abdollahzadeh A., Trofimov E. Additive manufacturing of high entropy alloys: A practical review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;77:131–162. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.029>
  18. Mehranpour M., Sohrabi M., Jalali A., Kalhor A., Heydarinia A., Aghdam M., Mirzadeh H., Malekan M., Shahmir H., Rodak K., Kim H. Coupling different strengthening mechanisms with transformation-induced plasticity (TRIP) effect in advanced high-entropy alloys: a comprehensive review. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;926:147914. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.147914>
  19. Kumar A., Singh A., Suhane A. Mechanically alloyed high entropy alloys: Existing challenges and opportunities. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;17:2431–2456. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.141>
  20. Jarlöv A., Zhu Z., Ji W., Gao S., Hu Z., Vivegananthan P., Tian Y., Kripalani D., Fan H., Seet H., Han C., Tan L., Liu F., Nai M., Zhou K. Recent progress in high-entropy alloys for laser powder bed fusion: Design, processing, microstructure, and performance. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2024;161:100834. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2024.100834>
  21. Adhikari J., Saha P., Mandal P., Sinha S., Seikh A., Mohammed J., Ghosh M. A Review on High Entropy Alloys as Metallic Biomaterials: Fabrication, Properties, Applications, Challenges, and Future Prospects. *Biomedical Materials & Devices*. 2025. <https://doi.org/10.1007/s44174-025-00314-4>
  22. Castro D., Jaeger, P., Baptista, A., Oliveira, J. An Overview of High-Entropy Alloys as Biomaterials. *Metals*. 2021;11(4):648. <https://doi.org/10.3390/MET11040648>
  23. Li W., Xie D., Li D., Zhang Y., Gao Y., Liaw P. Mechanical behavior of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2021;118:100777. <https://doi.org/10.1016/J.PMATSCI.2021.100777>
  24. Tang Y., Wang R., Xiao B., Zhang Z., Li S., Qiao J., Bai S., Zhang Y., Liaw P. A review on the dynamic-mechanical behaviors of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2023;135:101090. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101090>
  25. Zhu Z., Li Z., Liu Z., Gu C., Zhang Q., Wang L. Advanced Development of High-Entropy Alloys in Catalytic Applications. *Small methods*. 2025. <https://doi.org/10.1002/smt.202500411>
  26. Ren J., Chen L., Wang H., Yuan Z. High-entropy alloys in electrocatalysis: from fundamentals to applications. *Chemical Society reviews*. 2023;52:8319–8373. <https://doi.org/10.1039/d3cs00557g>
  27. Liu C., Wang Y., Zhang Y., Wang L. Additively Manufactured High-Entropy Alloys: Exceptional Mechanical Properties and Advanced Fabrication. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2024;37:3–16.

- <https://doi.org/10.1007/s40195-023-01644-2>
28. Zhang W., Chabok A., Kooi B., Pei Y. Additive manufactured high entropy alloys: A review on the microstructure and properties. *Materials & Design*. 2022;220:110875. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110875>
  29. Cagirici M., Guo S., Ding J., Ramamurty U., Wang P. Additive manufacturing of high-entropy alloys: Current status and challenges. *Smart Materials in Manufacturing*. 2024;2:100058 <https://doi.org/10.1016/j.smmf.2024.100058>
  30. Torralba J., Campos M. High Entropy Alloys Manufactured by Additive Manufacturing. *Metals*. 2020;10(5):639. <https://doi.org/10.3390/met10050639>
  31. Gürkan D., Dilibal S. High-entropy alloys in wire arc additive manufacturing: a review. *Advanced Manufacturing Research*. 2025. <https://doi.org/10.21595/amr.2025.24828>
  32. Li J., Huang Y., Meng X., Xie Y. A Review on High Entropy Alloys Coatings: Fabrication Processes and Property Assessment. *Advanced Engineering Materials*. 2019;21. <https://doi.org/10.1002/adem.201900343>
  33. Arif Z., Khalid M., Rehman E., Ullah S., Atif M., Tariq A. A review on laser cladding of high-entropy alloys, their recent trends and potential applications. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021; 68:225–273. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.06.041>
  34. Shojaei Z., Khayati G., Darezereshki E. Review of electrodeposition methods for the preparation of high-entropy alloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2022;29:1683–1696. <https://doi.org/10.1007/s12613-022-2439-y>
  35. Xiong W., Guo A., Zhan S., Liu C., Yeh J., Cao S. Refractory high-entropy alloys: A focused review of preparation methods and properties. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;142:196–215. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.08.046>
  36. Soni V., Sinha A. Effect of Alloying Elements, Phases and Heat Treatments on Properties of High-Entropy Alloys: A Review. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2022;76. <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02777-1>
  37. Xiao N., Guan X., Wang D., Yan H., Cai M., Jia N., Zhang Y., Esling C., Zhao X., Zuo L. Impact of W alloying on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of face-centered cubic high entropy alloys: A review. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2023;30:1667–1679. <https://doi.org/10.1007/s12613-023-2641-6>
  38. Anne B., Shaik S., Tanaka M., Basu A. A crucial review on recent updates of oxidation behavior in high entropy alloys. *SN Applied Sciences*. 2021;3(336). <https://doi.org/10.1007/s42452-021-04374-1>
  39. Dada M., Popoola P., Mathe N. Recent advances of high entropy alloys for aerospace applications: a review. *World Journal of Engineering*. 2021;20(1):43–74. <https://doi.org/10.1108/wje-01-2021-0040>
  40. Pickering E., Carruthers A., Barron P., Middleburgh S., Armstrong D., Gandy A. High-Entropy Alloys for Advanced Nuclear Applications. *Entropy*. 2021;23(1):98. <https://doi.org/10.3390/e23010098>
  41. Lone N., Czerwinski F., Chen D. Present challenges in development of lightweight high entropy alloys: A review. *Applied Materials Today*. 2024;39:1022996. <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2024.102296>
  42. Zhu D., Hu S., Fu Y., Zhao N., Liu D. A review of preparation methods, friction and wear, corrosion, and biocompatibility of biomedical high-entropy alloys. *Journal of Materials Science*. 2024; 59:1153–1183. <https://doi.org/10.1007/s10853-023-09314-5>
  43. De Oliveira T., Fagundes D., Capellato P., Sachs D., Da Silva A. A Review of Biomaterials Based on High-Entropy Alloys. *Metals*. 2022;12(11):1940. <https://doi.org/10.3390/met12111940>
  44. Arun S., Radhika N., Saleh B. Exploring the Potential of High Entropy Alloys: A Comprehensive Review on Microstructure, Properties, and Applications. *Johnson Matthey Technology Review*. 2023;68(4):549–566. <https://doi.org/10.1595/205651324x17028969538851>
  45. Cagirici M., Guo S., Ding J., Ramamurty U., Wang P. Additive manufacturing of high-entropy alloys: Current status and challenges. *Smart Materials in Manufacturing*. 2024;2:100058 <https://doi.org/10.1016/j.smmf.2024.100058>
  46. Torralba, J., Campos, M. High Entropy Alloys Manufactured by Additive Manufacturing. *Metals*. 10(5):639. <https://doi.org/10.3390/met10050639>
  47. Gürkan D., Dilibal S. High-entropy alloys in wire arc additive manufacturing: a review. *Advanced Manufacturing Research*. 2025. <https://doi.org/10.21595/amr.2025.24828>
  48. Li J., Huang Y., Meng X., Xie Y. A Review on High Entropy Alloys Coatings: Fabrication Processes and Property Assessment. *Advanced Engineering Materials*. 2019;21(8):1900343. <https://doi.org/10.1002/adem.201900343>

49. Xiao N., Guan X., Wang D., Yan H., Cai M., Jia N., Zhang Y., Esling C., Zhao X., Zuo L. Impact of W alloying on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of face-centered cubic high entropy alloys: A review. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2023;30:1667–1679.  
<https://doi.org/10.1007/s12613-023-2641-6>

50. Miracle D.B. High-entropy alloys: a critical review. *Materials Research Letters*. 2017;5(1):1–19.

#### Сведения об авторах:

**Владислав Константинович Дробышев**, научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** drobyshev\_vk@sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0002-1532-9226

**SPIN-код:** 9629-4064

**Сергей Валерьевич Коновалов**, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирского государственного индустриального университета

**E-mail:** konovalov@sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0003-4809-8660

**SPIN-код:** 4391-7210

**Ирина Алексеевна Панченко**, к.т.н., заведующий научно-исследовательской лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирского государственного индустриального университета

**E-mail:** i.r.i.ss@yandex.ru

**ORCID:** 0000-0002-1631-9644

**SPIN-код:** 4253-6679

#### Information about the authors

**Vladislav K. Drobyshchev**, Researcher at the Research Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

**Email:** drobyshev\_vk@sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0002-1532-9226

**SPIN-код:** 9629-4064

**Sergey V. Kononov**, Dr. Sci. (Eng.), Prof., vice-rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University

**E-mail:** konovalov@sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0003-4809-8660

**SPIN-код:** 4391-7210

**Irina A. Panchenko**, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Scientific Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

**E-mail:** i.r.i.ss@yandex.ru

**ORCID:** 0000-0002-1631-9644

**SPIN-код:** 4253-6679

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 26.05.2025

После доработки 31.07.2025

Принята к публикации 04.08.2025

Received 26.05.2025

Revised 31.07.2025

Accepted 04.08.2025

## Оригинальная статья

УДК 330.101

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-131-143

## ТЕНЕВАЯ ГРАНЬ РЕФОРМ: ИНСТИТУЦИОНАЛЬНЫЕ ВЫЗОВЫ МОДЕРНИЗАЦИИ В УЗБЕКИСТАНЕ

© 2025 г. К. И. Курпаяниди

Международный институт пищевых технологий и инженерии (Республика Узбекистан, 150100, Фергана, ул. Аль-Ферганый, 204)

**Аннотация.** Теневая экономика как многослойный социально-экономический феномен представляет собой деятельность, осуществляемую вне официального контроля и статистического учета, включая циклы производства, распределения и потребления. В настоящей работе предлагается переосмысленный подход к ее анализу с учетом влияния на макроэкономические процессы и специфику проявления в Узбекистане. Актуальность исследования обусловлена системным характером теневого сектора, который снижает налоговые поступления, искажает статистику и тормозит рост, индицирует неэффективность политики. На основе выступлений Президента Шавката Мирзиёева (2024 – 2025 гг.) и данных статистики подчеркивается острота проблемы в строительстве, услугах и промышленности, где доля теневой активности превышает 40 %. Методология сочетает регрессионный анализ, косвенные индикаторы и качественные методы. Обзор литературы охватывает зарубежные концепции и отечественные подходы, классифицируя теневую экономику на «беловоротничковую», «серую» и «черную». Результаты показывают, что в 2024 г. ненаблюдаемая экономика Узбекистана составила 34,8 % ВВП (505,65 трлн сумов), с преобладанием в сельском хозяйстве (63,6 %) и строительстве (41,3 %). Коррупция (CPI 2024: 32 балла) выступает ключевым драйвером, усугубляемым фискальной нагрузкой, регуляторной плотностью и низким доверием. В обсуждении предлагается синкретический подход, объединяющий дисциплины для разработки стратегий: оптимизация налогов, цифровизация, усиление контроля. Заключение подчеркивает необходимость интеграции неформального сектора для устойчивого роста, с перспективой моделирования институциональных реформ.

**Ключевые слова:** теневая экономика, неформальный сектор, коррупция, фискальная политика, устойчивое развитие, институциональные реформы

**Для цитирования:** Курпаяниди К.И. Теневая грань реформ: институциональные вызовы модернизации в Узбекистане. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):131–143. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-131-143](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-131-143)

## THE SHADOW SIDE OF REFORMS: INSTITUTIONAL CHALLENGES OF MODERNIZATION IN UZBEKISTAN

© 2025 K. I. Kurpayanidi

International Institute of Food Technology and Engineering (204 Al-Fergani str., Ferghana, 150100, Republic of Uzbekistan)

**Abstract.** The shadow economy as a multi-layered socio-economic phenomenon is an activity carried out outside of official control and statistical accounting, including cycles of production, distribution and consumption. The article offers a rethought approach to its analysis, with an emphasis on the impact on macroeconomic processes and the specifics of its manifestation in Uzbekistan. The relevance of the study is due to the systemic nature of the shadow sector, which reduces tax revenues, distorts statistics and slows down growth, but also indicates policy inefficiency. Based on the speeches of President Shavkat Mirziyoyev (2024 – 2025)

and statistical data, the severity of the problem in construction, services and industry is highlighted, where the share of shadow activity exceeds 40 %. The methodology combines regression analysis, indirect indicators and qualitative methods. The literature review covers foreign concepts and domestic approaches, classifying the shadow economy into "white collar", "gray" and "black". The results show that in 2024 The unobserved economy of Uzbekistan accounted for 34.8 % of GDP (505.65 trillion soums), with a predominance in agriculture (63.6 %) and construction (41.3 %). Corruption (CPI 2024: 32 points) is a key driver, exacerbated by fiscal pressures, regulatory density, and low trust. The discussion suggests a syncretic approach that combines disciplines to develop strategies: tax optimization, digitalization, and increased control. The conclusion highlights the need to integrate the informal sector for sustainable growth, with the prospect of institutional reforms.

**Keywords:** shadow economy, informal sector, corruption, fiscal policy, sustainable development, institutional reforms

**For citation:** Kurpayanidi K.I. The shadow side of reforms: institutional challenges of modernization in Uzbekistan. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):131–143. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-131-143](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-131-143)

## Введение

Теневая экономика представляет собой многослойное явление, объединяющее деятельность экономических субъектов, осуществляемую вне границ официального государственного контроля и статистического учета. Этот феномен пронизывает общественно-экономические отношения, концентрируя в сегментах, недоступных для наблюдения и регулирования со стороны институциональных структур. Теневая экономика охватывает циклы производства, распределения и потребления товаров и услуг, а также предпринимательские инициативы, которые сознательно избегают взаимодействия с механизмами формальной экономической политики [1]. В настоящей работе представлены переосмысленный подход к анализу теневой экономики, ее влияния на макроэкономические процессы и особенности проявления в контексте Узбекистана.

Теневая экономика возникает в результате стремления экономических агентов минимизировать фискальные обязательства и обойти регуляторные нормы. Успешное уклонение от государственного надзора переводит такую деятельность в неформальный или нелегальный сектор, формируя параллельную экономическую реальность. Эта нерегулируемая сфера оказывает двойственное воздействие на экономическую систему [2]. С одной стороны, она сокращает налоговые поступления, ограничивая возможности государства обеспечивать общественные блага, что ведет к росту бюджетного дефицита или увеличению затрат на контрольно-надзорные меры. Это, в свою очередь, замедляет темпы экономического роста и усиливает диспропорции в распределении ресурсов. С другой стороны, существование теневого сектора может служить индикатором неэффективности экономической политики, стимулируя реформы и создавая предпосылки для

модернизации институциональной среды. Масштабы теневой экономики имеют не только экономические, но и социально-политические последствия, влияя на стабильность и доверие к государственным институтам.

В Узбекистане теневая экономика представляет собой значительный вызов для устойчивого развития, требующий детального анализа и выработки целенаправленных стратегий [3]. Президент Республики Узбекистан Шавкат Мирзиев обозначил эту проблему как одну из приоритетных, подчеркнув ее остроту на совещании 16 января 2024 г. В своем выступлении он отметил: «Значительная доля экономической активности в сферах услуг, строительства и промышленности остается в «тени», нанося колоссальный ущерб валовому внутреннему продукту и бюджету страны. В строительном секторе в 2023 г. более 40 % из 27 тысяч зарегистрированных компаний декларируют лишь одного сотрудника, несмотря на выполнение контрактов на миллиарды сумов» [4]. Эти данные иллюстрируют системный характер теневой экономики, которая подрывает фискальную базу, искажает статистическую картину и препятствует реализации долгосрочных целей экономического роста.

Актуальность изучения теневой экономики обусловлена скрытностью и сложностью, которые затрудняют ее учет в рамках традиционных статистических систем. Этот сектор представляет собой совокупность разнообразных социально-экономических процессов, отличающихся по происхождению, масштабам и механизмам функционирования [5]. Его многоаспектность проявляется в том, что он включает как легальную, но неформальную деятельность (самозанятость без регистрации), так и откровенно противоправные операции (нелегальное производство). Такая двойственность требует комплекс-

ного подхода к анализу, учитывающего экономические и институциональные факторы [6].

Теневая экономика представляет собой сложный социально-экономический феномен, который выходит за рамки официального контроля и оказывает значительное влияние на развитие государства. В Узбекистане ее масштабы, особенно в таких секторах как строительство, услуги и промышленность, подчеркивают необходимость разработки адресных мер по ее сокращению. Изучение теневой экономики требует интеграции количественных и качественных методов анализа, чтобы не только оценить ее размеры, но и выявить пути интеграции неформального сектора в легальную экономику. Дальнейшие исследования должны сосредоточиться на создании институциональных механизмов, способных минимизировать теневую активность и обеспечить устойчивый экономический прогресс.

### Методология исследования

Для анализа объемов теневой экономики применяли статистические методы, включая регрессионный анализ и оценку косвенных индикаторов (денежного оборота и энергопотребления), что помогло количественно измерить неучтенные экономические потоки. Дополнительно изучали экспертные мнения и стенограммы интервью с представителями академической среды, бизнеса и государственных структур. Этот качественный подход позволил выявить скрытые детерминанты теневой активности (институциональную слабость, коррупцию и недостатки налогового администрирования), а также оценить их влияние на экономическую систему.

Сравнительный анализ данных о теневой экономике в Узбекистане с аналогичными показателями других стран (включая государства с переходной экономикой и развитые рынки) выявил как общие закономерности, так и уникальные черты национального контекста. В Узбекистане значительная доля теневой активности сосредоточена в строительстве и сфере услуг, что отличает ее от стран с преобладанием нелегального производства. Этот подход не только обогатил понимание специфики проблемы, но и дал возможность заимствовать успешные практики противодействия из международного опыта.

На основе проведенного анализа были систематизированы ключевые причины теневой экономики в Узбекистане.

### Обсуждение результатов

Изучение теневой экономики как многоаспектного социально-экономического явления начинается с определения ее сути и содержательного наполнения. Отсутствие единого мнени-

ния в научной среде относительно дефиниции «теневой экономики» обуславливает разнообразие подходов к ее интерпретации в отечественной и зарубежной литературе. Концептуальное осмысление рассматриваемого феномена во многом опирается на зарубежные исследования, где теневая экономика обозначается множеством синонимичных терминов, отражающих ее многогранность. В англоязычной традиции используются следующие категории: *shadow economy* (теневая), *unsanctioned economy* (несанкционированная), *parallel economy* (параллельная), *second economy* (вторая) и *hidden economy* (скрытая). Французская научная школа предпочитает термины *économie inofficielle* (неофициальная), *économie informelle* (неформальная) и *économie souterraine* (подпольная), тогда как немецкая традиция закрепила понятие *Schattenwirtschaft* (теневая экономика), близкое к отечественным трактовкам. Этот терминологический плюрализм подчеркивает сложность явления и необходимость его структурирования для дальнейшего анализа.

Теневая экономика изначально воспринимается как «бесцветное» явление, не обладающее четкой идентичностью в институциональном контексте. Однако через призму аналитических метаморфоз она приобретает условные «цветовые» категории («беловоротничковая», «серая» и «чёрная»), что позволяет дифференцировать ее структурные элементы. Истоки этой классификации уходят корнями в знаковое выступление Эдвина Х. Сазерленда, президента Американского социологического общества на 34-м ежегодном собрании в 1939 г. В докладе «Преступник из числа белых воротничков» он впервые обратил внимание на преступления, совершаемые представителями бизнес-элиты в рамках их профессиональной деятельности, заложив основу для переосмысления коррупции и экономической девиации [7]. В 1949 г. его монография *White Collar Crime: The Uncut Version* систематизировала концепцию «беловоротничковой преступности», став поворотным моментом в криминологии и экономической теории (Sutherland, 1983) [8]. Этот подход изменил фокус исследований, сместив его с традиционных правонарушений на институциональные формы экономической патологии.

Развитие методологии оценки теневой экономики в конце XX в. связано с именами зарубежных ученых (Фридрих Шнайдер), чьи исследования признаны эталонными в рассматриваемой области [9]. Австрийский экономист разработал комплексные подходы к измерению теневого сектора, демонстрируя, что его масштабы достигают пиковых значений в развивающихся



странах и государствах с переходной экономикой, тогда как в развитых экономиках этот показатель существенно ниже. По оценкам Шнайдера, теневая экономика в развивающихся странах может составлять до 40 – 50 % ВВП, что обусловлено низким уровнем институционального контроля, высокой коррупцией и слабостью налоговых систем. В развитых же страна (государства ОЭСР) ее доля редко превышает 10 – 15 %, что объясняется более эффективной системой правоприменения и прозрачностью экономических операций. Эти выводы стали отправной точкой для дальнейших исследований, подчеркивая глобальную неоднородность теневой экономики.

Отечественные ученые внесли значительный вклад в осмысление теневой экономики как многокомпонентного явления. Абдуллаева М. рассматривает ее как совокупность скрытых экономических процессов, ускользающих от официального учета и оказывающих дестабилизирующее воздействие на социальную и экономическую устойчивость [10]. Ее подход акцентирует внимание на системной природе теневой активности, подчеркивая ее взаимосвязь с коррупцией и неформальными практиками. В отличие от западных исследований, акцент М. Абдуллаевой смещен на социальные последствия, что делает ее анализ особенно актуальным для стран с переходной экономикой, где теневая деятельность часто компенсирует недостатки формальных институтов.

Ахмедов Ф. и Рахманов Л. в своих работах выделяют коррупцию как ключевой катализатор теневой экономики, подчеркивая, что борьба с этим явлением не только повышает уровень законности, но и способствует сокращению неформального сектора [11; 12]. Они утверждают, что усиление прозрачности и институциональной дисциплины создает предпосылки для справедливого экономического роста, минимизируя теневые потоки. Такой подход перекликается с глобальными трендами, однако адаптирован к специфике постсоветского пространства, где коррупция остается системным вызовом.

Глубокий анализ теневой экономики с точки зрения уголовно-правовых рамок представлен в работе [13], в которой исследуют коррупцию, взяточничество и коммерческий подкуп как составные элементы теневого сектора, уделяя внимание их правовой квалификации и отличительным признакам. Теневая экономика не ограничивается экономическими процессами, а пронизывает правовую сферу, создавая условия для институциональной деградации. Такой междисциплинарный подход позволяет рассматривать теневую экономику не только как экономи-

ческий, но и как юридический феномен, требующий комплексных мер регулирования.

В работе [14] рассматриваются методологические аспекты изучения теневой экономики, подчеркивая роль выборочных обследований как одного из ключевых инструментов. Однако они указывают на присущие этому методу ограничения, включая зависимость от субъективной готовности респондентов предоставлять достоверные данные и сложность оценки масштабов нелегальной деятельности. Эти выводы подтверждают необходимость разработки более точных аналитических инструментов (косвенные методы (анализ потребления электроэнергии, денежного оборота), которые активно применялись Шнайдером и его последователями. Указанные ограничения подчеркивают вызовы, с которыми сталкиваются исследователи при попытке измерить скрытые экономические процессы.

Современное понимание теневой экономики выделяет три ключевые категории, различающиеся по степени легальности и институциональной вовлеченности:

1. «Беловоротничковая» теневая экономика (*White-Collar Economy*). Рассматриваемый сегмент охватывает противоправные действия бизнес-элиты, непосредственно связанные с их официальной деятельностью. Это включает манипуляции с финансовой отчетностью, уклонение от налогов через легальные лазейки и злоупотребление служебным положением. В отличие от других форм теневой активности, «беловоротничковая» экономика обладает патогенной связью с официальными структурами, что делает ее особенно опасной для формирования конкурентной рыночной среды. Ее влияние препятствует развитию цивилизованных экономических отношений, усиливая неравенство и подрывая доверие к институтам.

2. «Серая» теневая экономика (*Grey Economy*). Эта категория характеризуется как «полуправовая» или неформальная деятельность, которая, будучи разрешенной законом, остается юридически неформализованной. Примеры включают мелкое предпринимательство без регистрации, самозанятость и услуги, оказываемые без налогового учета. Основной ресурс «серой» экономики – труд, а не капитал, что отличает ее от более структурированных секторов. Она существует относительно обособленно от официальной системы, сочетая легитимные операции с теневыми транзакционными издержками (уклонение от фискальных обязательств).

3. «Черная» теневая экономика (*Black Economy*). Метафора «черного цвета» отражает криминальную природу этого сегмента, связанного с производством и распространением за-

прещенных товаров и услуг (наркотики, контрафакт, незаконная торговля). «Черная» экономика делится на две подкатегории: нелегальное производство и экономическую преступность (хищения, мошенничество). Ее абсолютная противоправность исключает возможность интеграции в легальное экономическое пространство, делая ее социально деструктивной и требующей жестких мер противодействия.

Теневая экономика как сложное социально-экономическое явление представляет собой мегаинститут, функционирующий вне рамок государственного статистического учета и правового регулирования. Она охватывает легальные, но неформальные, а также криминальные операции, осуществляемые через нарушение закона или путем маскировки под легитимные практики. Это делает ее объектом интереса для различных дисциплин: экономисты изучают ее влияние на ВВП, налоговую базу и бюджетные потоки, используя статистические и регрессионные методы; юристы анализируют правовые нарушения, включая коррупцию и нелегальные операции, с фокусом на их юридическую квалификацию; социологи исследуют социальные последствия (неравенство и утрата доверия к институтам), применяя качественные методы, включая интервью и опросы; политологи выявляют институциональные предпосылки, подчеркивая роль слабости государственного управления и избыточной регуляторной плотности.

В этой связи предлагается синкретический подход – междисциплинарная методология, интегрирующая аналитические инструменты и концептуальные рамки экономики, юриспруденции, социологии и политологии в единую парадигму. Этот подход сочетает количественные и качественные методы, обеспечивая целостное понимание генезиса, функционирования и последствий теневой экономики. Он позволяет рассматривать ее как системное явление, присущее развитым обществам, но ускользающее от формального контроля. В контексте Узбекистана, где институциональная коррупция и фискальная нагрузка выступают ключевыми драйверами, синкретический подход способствует разработке адресных стратегий по сокращению теневого сектора, учитывающих национальную специфику и направленных на усиление прозрачности, оптимизацию регулирования и интеграцию неформальной деятельности в легальную экономику.

С момента вступления в должность Президента Республики Узбекистан Шавкат Мирзиёев обозначил борьбу с коррупцией как приоритет своей политики. Международные организации, включая Антикоррупционную сеть ОЭСР, в от-

чете за апрель 2019 г. отметили, что избыточное вмешательство государства в экономику, сопровождаемое сложной бюрократией, лицензированием и проверками, создало питательную среду для системной коррупции. ОЭСР зафиксировала первые шаги Узбекистана в направлении антикоррупционных реформ, поддержанные на высшем уровне, однако их реализация оставалась ограниченной и требовала дальнейшего развития.

В июне 2020 г. было создано Агентство по борьбе с коррупцией, призванное координировать национальные усилия в этой сфере. Его эффективность подкреплялась Национальным советом под руководством Сената, что усилило парламентский контроль. Прогресс в сокращении коррупции был признан международными наблюдателями в рамках предыдущей стратегии развития. В мае 2023 г. парламент принял законы, направленные на минимизацию конфликтов интересов среди чиновников, а новая Конституция передала полномочия по назначению главы Агентства от Президента к Сенату. По Указу президента от 21 апреля 2025 г. в Генеральной прокуратуре был создан отдел по анализу факторов, способствующих коррупции. Тем не менее, гражданское общество выражает озабоченность сохранением связей высокопоставленных лиц с бизнесом, что подрывает доверие к реформам.

Теневая экономика, охватывающая неучтенные операции, уклонение от налогов и нелегальную занятость, остается серьезным препятствием для устойчивого развития Узбекистана. Она включает неформальную занятость в строительстве, скрытую торговлю на базарах и неучтенное производство в сельском хозяйстве.

Исторические факторы, укорененные в советском наследии (централизованное планирование и слабая институциональная культура), в сочетании с современными барьерами, включая избыточную бюрократию, непрозрачность административных процессов и недостаточную подотчетность государственных структур, создают благоприятные условия для расширения теневой экономики. Эти элементы способствуют уклонению от налогов, неформальной занятости и коррупционным практикам, подпитывая ее устойчивый рост.

Изучение теневой экономики как сложного социально-экономического явления требует системного анализа факторов, обуславливающих ее генезис и масштабы. В настоящем исследовании выделены ключевые детерминанты, определяющие динамику теневого сектора, которые рассматриваются через призму междисциплинарного подхода:

1. Фискальная нагрузка. Высокий уровень налогового давления побуждает экономических

агентов уклоняться от уплаты налогов на доходы физических лиц и на добавленную стоимость, что стимулирует переход в теневую сферу.

2. Социальные отчисления. Обязательные взносы на социальное страхование часто становятся объектом избегания, поскольку их обход воспринимается как экономически более выгодная стратегия для участников рынка.

3. Регулирование рынка труда. Жесткие нормы трудового законодательства, включая требования к минимальной заработной плате, ограничения рабочего времени и стандарты безопасности, нередко подталкивают работодателей к использованию неформальных схем занятости.

4. Регуляторная плотность. Избыточное нормативное бремя в формальной экономике создает барьеры для бизнеса, провоцируя уход в нерегулируемый сектор как способ минимизации издержек.

5. Гражданская вовлеченность. Низкий уровень доверия к государственным институтам, вкупе с ограниченным участием населения в общественных процессах, усиливает предпосылки для расширения теневой активности.

6. Налоговая дисциплина. Слабо сформированная культура уплаты налогов и моральное неприятие фискальных обязательств среди населения выступают катализаторами неформальных экономических практик.

7. Качество государственного управления. Неэффективность исполнительных органов и высокий уровень коррупции подрывают действенность регуляторных механизмов, создавая благоприятные условия для теневых операций.

Осмысление этих факторов в рамках мультидисциплинарной научной парадигмы, объединяющей экономику, социологию и институциональный анализ, закладывает основу для разработки целенаправленных стратегий по сокращению теневой экономики. Понимание ее драйверов позволяет не только диагностировать проблему, но и предлагать меры по ее минимизации, адаптированные к конкретным социально-экономическим условиям.

В настоящий момент размер неформальной экономики Узбекистана оценивается Ежеквартальным исследованием неформальной экономики (QIES) журнала *World Economics* (Лондон) в 28,4 %, что составляет около 96 млрд долларов США по уровню ВВП по ППС [15].

Проведенный анализ данных Национального статистического комитета Республики Узбекистана за 2024 г., касающихся масштабов ненаблюдаемой экономики, показал, что объем этого сектора в прошлом году превысил 500 трлн. сумов, достигнув валовой добавленной стоимости в 505,65 трлн. сумов, что эквивалентно примерно 40 млрд. долларов США. Этот показатель составляет

34,8 % валового внутреннего продукта (ВВП) страны, который за тот же период вырос на 6,5 % и составил 1,45 квадриллиона сумов (около 115 млрд. долларов). Подобная динамика свидетельствует о значительном прогрессе в экономическом росте, однако одновременно подчеркивает сохраняющуюся проблему высокой доли ненаблюдаемой экономики, требующей глубокого научного осмысления и стратегических решений.

Ненаблюдаемая экономика (концептуальная категория) охватывает два фундаментальных сегмента: неформальную и теневую деятельность. По данным Национального статистического комитета Республики Узбекистана неформальный сектор в 2024 г. сформировал основной объем (383,64 трлн. сумов или 26,4 % ВВП), в то время как теневая экономика оценивается в 122 трлн. сумов (8,4 % ВВП). Неформальная экономика традиционно включает легальную, но неучтенную деятельность (мелкое предпринимательство и самозанятость), тогда как теневой сегмент объединяет нелегальные операции, уклонение от налогов и коррупционные практики [16]. Такая структура отражает двойственную природу ненаблюдаемой экономики, которая одновременно поддерживает занятость значительной части населения и создает барьеры для прозрачного экономического управления.

Секторный анализ выявляет существенные различия в доле ненаблюдаемой экономики по отраслям. Наибольший (63,6 %) удельный вес зафиксирован в сельском, лесном и рыбном хозяйствах, что объясняется высокой степенью неформальной занятости в аграрных регионах и ограниченным охватом статистического учета. Значительный вклад вносят строительная отрасль (41,3 %) и сфера услуг (40,1 %), в которых преобладают наличные расчеты и неформальные трудовые отношения. Однако, промышленный сектор демонстрирует относительно низкий (менее 9 %) уровень ненаблюдаемой активности, что связано с большей формализацией производственных процессов и контролем со стороны государства. Эти данные указывают на структурные особенности национальной экономики, где традиционные отрасли остаются менее интегрированными в формальные институты.

Сравнительный взгляд на предыдущие оценки подчеркивает эволюцию проблемы. В сентябре 2023 г. независимые эксперты оценивали объем теневой экономики в 32 млрд долларов, что составляло около 40 % ВВП, превышая текущие показатели. Основными движущими силами теневой активности остаются вторичный рынок недвижимости и автотранспорта, аграрный сектор, неформальная розничная торговля и услуги. При этом в 2023 г. «скрытая» экономи-

ка, по данным Национального статистического комитета, достигла почти 100 трлн сумов, причем 80 % этого объема приходилось на сферу услуг. Снижение доли теневого сектора в 2024 г. до 8,4 % ВВП может свидетельствовать о первых результатах мер по формализации экономики, хотя общий масштаб ненаблюдаемой деятельности остается значительным.

В ответ на эти вызовы государственные органы предпринимают шаги для сокращения нелегального сектора. В июле 2024 г. Генеральная прокуратура Узбекистана запустила цифровую инициативу, включающую Telegram-бот, призванный повысить прозрачность за счет вовлечения граждан в процесс мониторинга нарушений и разработки предложений по сокращению теневой экономики. Этот инструмент отражает современный подход к решению институциональных проблем, однако его эффективность требует дальнейшего эмпирического анализа. Кроме того, усилия по формализации экономики сопровождаются попытками усилить налоговую дисциплину и расширить цифровые платежи, что потенциально может снизить долю наличных расчетов, особенно в сфере строительства и услуг.

С научной точки зрения, настолько высокий уровень ненаблюдаемой экономики представляет собой как вызов, так и возможность для Узбекистана. С одной стороны, он ограничивает налоговую базу, искажает статистические данные и препятствует реализации масштабных программ устойчивого развития. С другой стороны, неформальный сектор играет ключевую роль в обеспечении занятости и поддержании социальной стабильности в условиях ограниченного доступа к формальным рынкам труда. Для минимизации негативных эффектов необходима комплексная стратегия, включающая институциональные реформы, укрепление правоприменения и стимулирование перехода к цифровой экономике. Дальнейшие исследования должны сосредоточиться на разработке моделей интеграции неформального

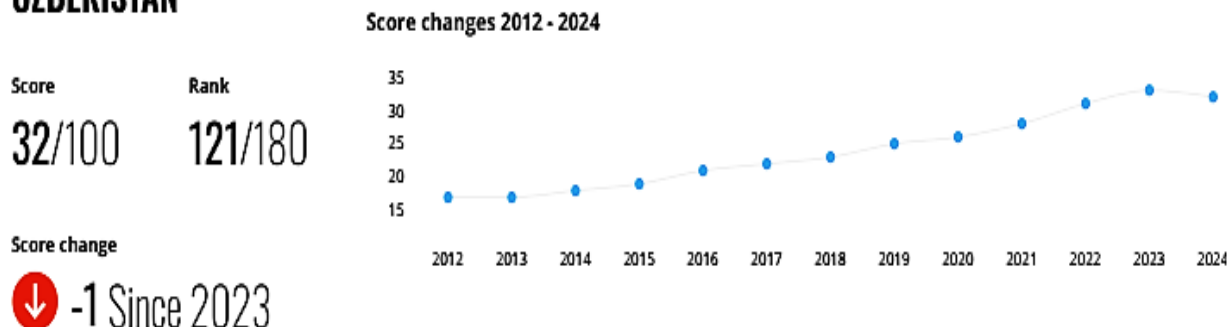
сектора в легальное экономическое пространство с учетом специфики национального контекста.

В работе [17] представлен анализ данных, опубликованных международной неправительственной организацией Transparency International в рамках Индекса восприятия коррупции (Corruption Perception Index, CPI) за 2024 г. Согласно новому рейтингу, Узбекистан занял 121-е место среди 180 стран, набрав 32 балла по 100-балльной шкале, где 0 отражает максимальный уровень коррупции, а 100 – ее практически полное отсутствие. Это незначительное снижение по сравнению с предыдущим годом (33 балла) стало первым откатом страны с 2012 г., когда ее показатель составлял всего 17 баллов (см. рисунок). В текущем рейтинге Узбекистан оказался на одном уровне с такими странами, как Ангола, Эквадор, Кения, Шри-Ланка и Того, что указывает на сохраняющиеся институциональные вызовы.

Регионы Восточной Европы и Центральной Азии демонстрируют один из самых низких средних показателей (35 баллов) в глобальном индексе, что подчеркивает системные проблемы в борьбе с коррупцией. Как отмечает Transparency International, слабость демократических институтов, эрозия верховенства права и нарастающая геополитическая нестабильность создают условия для роста коррупционных практик. Эти факторы не только подрывают доверие общества к государственным структурам, но и тормозят экономический прогресс, устойчивые реформы и реализацию экологических инициатив (борьба с изменением климата).

Среди стран региона лидерство удерживает Грузия (53 баллами), за которой следуют Армения (47 баллов) и Черногория (46 баллов), демонстрируя более успешные примеры институциональных преобразований. В то же время в нижней части рейтинга оказались Россия

## UZBEKISTAN



Динамика показателя Индекса восприятия коррупции в 2012 – 2024 гг.  
(по данным сайта <https://www.transparency.org/en/countries/uzbekistan>)  
The dynamics of the Corruption Perception Index in 2012-2024

(according to the website <https://www.transparency.org/en/countries/uzbekistan>)

и Азербайджан (по 22 балла), Таджикистан (19 баллов) и Туркменистан (17 баллов), что отражает глубокие структурные проблемы. Казахстан с 40 баллами показывает умеренный прогресс, тогда как Кыргызстан с 25 баллами остается в зоне повышенного риска.

На глобальном уровне седьмой год подряд лидирует Дания с впечатляющими 90 баллами, опережая Финляндию (88 баллов) и Сингапур (84 балла). Напротив, Венесуэла (10 баллов), Сомали (9 баллов) и Южный Судан (8 баллов) замыкают рейтинг, иллюстрируя крайние проявления коррупционной деградации. Для Узбекистана и Центральной Азии в целом преодоление коррупционных барьеров остается критически важным условием для экономической модернизации и интеграции в глобальные процессы устойчивого развития.

Региональный анализ, проведенный компетентной организацией, выделяет ключевые институциональные и законодательные нововведения, позволившие Узбекистану значительно укрепить свои позиции в международных рейтингах за последние годы. Среди них можно отметить создание специализированного Агентства по борьбе с коррупцией, модернизацию правовой базы и содействие экономической либерализации. Эти меры сопровождались активизацией механизмов правоприменения, включая усиление нормативных регламентов и инициирование судебных процессов против ряда государственных служащих, уличенных в коррупционных практиках. Дополнительно правительство внедрило комплекс усиленных процедур внутреннего контроля и ревизий в министерствах и местных органах управления, направленных на пресечение взяточничества и других форм злоупотреблений.

Параллельно анализ выявляет сохраняющуюся проблему теневой экономики, которая охватывает значительные объемы производства в ключевых секторах (услугах, строительстве и промышленности). По оценкам неучтенная продукция в этих отраслях достигает десятков триллионов сумов, что приводит к потерям валового внутреннего продукта на уровне 135 трлн сумов и государственного бюджета в размере 30 трлн сумов. Показательным примером является строительный сектор, где 41 % предприятий декларируют наличие лишь одного сотрудника, хотя в 2023 г. они выполнили работы на сумму 4 трлн сумов [18]. Это свидетельствует о систематическом уклонении от налогов и искажении статистических данных. Несмотря на вовлеченность 14 ведомств в борьбу с теневой экономикой и экономическими преступлениями, отсутствие единой координационной системы снижает

эффективность этих усилий, подчеркивая необходимость институциональной консолидации.

Потери государства, связанные с теневой экономикой, могут выражаться следующими показателями:

1. Потеря налоговых доходов – неуплата налогов снижает потоки государственных доходов, что ограничивает возможности правительства в реализации социальных программ и инвестиций в экономическое развитие.

2. Неправедливая конкуренция – легальные предприятия, которые добросовестно уплачивают налоги и соблюдают правила, сталкиваются с конкуренцией от теневых предприятий, которые обходят законодательство и налоговые обязательства.

3. Риски для общественной безопасности – теневая экономика может быть связана с преступными группировками, торговлей запрещенными товарами, контрабандой и другими незаконными видами деятельности, что угрожает общественной безопасности и стабильности.

Традиционно коррупция воспринимается как индивидуальный акт незаконного обогащения, связанный с прямым нарушением закона. Однако подобная интерпретация игнорирует системные факторы, которые, будучи формально легальными, создают условия для теневой активности. К числу таких факторов относятся:

1. Продажа сертификатов и лицензий. Эти инструменты, призванные обеспечивать безопасность потребителей, нередко превращаются в механизмы извлечения ренты. Вместо повышения качества товаров они увеличивают издержки бизнеса, перекладываемые на конечных потребителей, что способствует росту цен и формированию скрытых доходов.

2. Льготы и субсидии «отечественным производителям». Масштабные бюджетные дотации, направленные на поддержку национальных компаний, часто распределяются непрозрачно, усиливая позиции отдельных игроков за счет налогоплательщиков и создавая благоприятную среду для коррупционных схем.

3. Чрезмерные государственные расходы. Экономические программы, реализуемые под предлогом развития, нередко сопровождаются увеличением налоговой нагрузки и государственного долга. Такие расходы, не всегда обоснованные с точки зрения эффективности, становятся источником теневых потоков капитала.

4. Протекционистские меры. Тарифные и нетарифные барьеры, направленные на защиту внутреннего рынка, в реальности обеспечивают монопольные прибыли ограниченному кругу бенефициаров за счет потребителей, усиливая

концентрацию экономической власти и коррупционный потенциал.

Эти практики, хотя и не попадают под классическое определение коррупции, обладают всеми ее признаками: они искажают рыночные механизмы, подрывают конкуренцию и способствуют перераспределению ресурсов в пользу узких групп интересов. Их масштабы значительно превышают влияние мелких коррупционных актов (бытовые взятки), которые традиционно находятся в фокусе общественного внимания.

Системная коррупция выступает ключевым фактором роста теневой экономики, масштабы которой в ряде стран достигают критических значений. В отличие от бытовых подношений, которые обычно имеют ограниченный локальный эффект, институциональные формы коррупции пронизывают экономику на макроуровне, формируя устойчивые теневые структуры. Например, протекционизм в торговле приводит к искусственному завышению цен, снижая доступность товаров для населения и стимулируя развитие неформальных рынков. Аналогично, непрозрачное распределение субсидий создает условия для уклонения от налогов и вывода капитала в теневой сектор.

Сравнительный анализ показывает, что экономический ущерб от таких явлений многократно превышает потери от мелкой коррупции. Если подношения врачу или учителю измеряются в сотнях или тысячах долларов, то системные схемы, связанные с государственными расходами или льготами, оперируют миллиардами. Это подтверждает необходимость смещения акцента в исследованиях теневой экономики с индивидуальных актов на институциональные механизмы.

Проведенное исследование выявило, что нормативно-правовая база противодействия теневой экономике и коррупции в Республике Узбекистан опирается на многоуровневую систему законодательных актов и международных обязательств. Основу составляют Конституция страны, общепризнанные нормы международного права и международные договоры, а также специализированные законы («О противодействии коррупции» от 3 января 2017 г. [19] и «Об открытости деятельности органов государственной власти и управления» от 5 мая 2014 г. [20]). Ключевую роль играют указы и постановления Президента, включая Постановление № ПП-5177 от 6 июля 2021 г. «О дополнительных мерах по эффективной организации деятельности по противодействию коррупции» [21], Указ № УП-6257 от 6 июля 2021 г., направленный на формирование нетерпимости к коррупции и вовлечение общественности [22], а также Указ № УП-6013 от 29 июня 2020 г., посвященный совершенствова-

нию антикоррупционных механизмов [23]. Дополнительно значимы нормативные акты, регулирующие социальное партнерство (от 25 сентября 2014 г. [24]), государственные закупки (от 22 апреля 2021 г. [25]) и общественный контроль (от 12 апреля 2018 г. [26]), которые усиливают прозрачность и подотчетность.

Особое внимание в контексте сокращения теневой экономики уделено Стратегии «Узбекистан – 2030», утвержденной Указом Президента № УП-158 от 11 сентября 2023 г. [27]. В рамках ее 46-ой цели подчеркивается задача обеспечения фискальной устойчивости и оптимизации государственных обязательств. Достижение этой цели предполагает расширение налоговой базы за счет минимизации теневого сектора, что может стать драйвером повышения бюджетной эффективности и экономической стабильности. Таким образом, правовая инфраструктура Узбекистана демонстрирует комплексный подход к борьбе с теневой экономикой, сочетая институциональные реформы с акцентом на долгосрочные стратегические ориентиры.

### **Интегрированные стратегии сокращения теневой экономики: институциональный и технологический подходы**

Теневая экономика, представляющая собой неформальные и нелегальные экономические операции, подрывает устойчивость национальных экономик, особенно в странах с переходным типом развития (Узбекистан). Для ее сокращения необходим синтез институциональных реформ, технологических инноваций и социальных мер. На основе анализа предлагается объединенная стратегия, структурированная по ключевым направлениям:

1. Оптимизация фискальных и регуляторных механизмов. Реформирование налоговой системы через снижение ставок, упрощение процедур уплаты налогов и лицензирования повышает конкурентоспособность легального бизнеса, снижая стимулы к теневой активности. Это дополняется отказом от избыточного протекционизма, что устраняет монопольные ренты и усиливает рыночные механизмы.

2. Усиление институционального контроля и правоприменения. Эффективное противодействие коррупции, организованной преступности и наркоторговле требует модернизации правоохранительных органов и судебной системы. Введение публичных реестров государственных расходов, субсидий и льгот с обязательным аудитом повышает подотчетность и минимизирует рентоориентированное поведение, укрепляя доверие к институтам.

3. Цифровизация экономических процессов. Внедрение современных IT-систем, включая блокчейн и платформы Центрального банка для B2B-расчетов [28], а также расширение безналичных платежей через мобильные приложения и QR-коды, обеспечивает прозрачность транзакций. Это снижает возможности для уклонения от налогов и таможенных сборов, усиливая эффективность фискальных органов.

4. Поддержка экономической и социальной интеграции. Развитие альтернативных источников финансирования малого и среднего бизнеса (например, микрокредитов) уменьшает зависимость от неформальных кредитов [29]. Одновременно создание систем социальной защиты для работников теневого сектора (доступ к страхованию и пенсиям) снижает их уязвимость и стимулирует переход в легальную занятость [30].

Предложенные меры опираются на институциональную теорию, рассматривающую теневую экономику как результат слабости формальных правил и высоких транзакционных издержек легальной деятельности. Цифровизация и прозрачность сокращают информационную асимметрию, а социальная поддержка устраняет структурные барьеры для формализации. Их реализация требует адаптации к национальным особенностям Узбекистана, включая образовательные программы для повышения налоговой культуры и координацию между ведомствами. Такой подход не только минимизирует теневые потоки, но и способствует долгосрочному экономическому росту.

### Выводы

Теневая экономика представляет собой сложный и многоуровневый феномен, который не поддается упрощенному анализу. Ее структура охватывает спектр форм экономической девиации: от «беловоротничковой» (связанной с институциональными злоупотреблениями) до «серой» (неформальной, но частично легальной) и «черной» (откровенно криминальной) составляющих. Такое разнообразие требует переосмысления традиционных подходов к изучению этого явления.

Пересмотр концепции коррупции как системного фактора, охватывающего не только бытовые акты, но и такие практики как продажа сертификатов, необоснованные субсидии, избыточные государственные расходы и протекционизм, открывает новые горизонты для анализа теневой экономики. Эти элементы, формально встроенные в государственную политику, выступают ключевыми драйверами неформальной активности, превосходящими по масштабам традиционные коррупционные проявления. Раз-

работанные в исследовании теоретические рамки и практические рекомендации создают базу для более эффективного противодействия теневому сектору. Перспективы дальнейших исследований связаны с количественной оценкой влияния институциональной коррупции и моделированием путей ее интеграции в легальную экономическую систему.

В контексте Узбекистана динамика теневой экономики выявляет необходимость сбалансированного подхода, сочетающего усиление государственного контроля с созданием стимулов для перехода к прозрачным практикам. Успешная реализация такой стратегии способна оптимизировать ресурсное распределение, повысить конкурентоспособность страны на глобальной арене и обеспечить устойчивый экономический рост. Теневая экономика требует рефлексивного управления, ориентированного на долгосрочные результаты.

Стратегическая важность борьбы с теневой экономикой для Узбекистана заключается в ее интеграции в процессы модернизации и устойчивого развития. Взаимодействие государственных структур и частного сектора, направленное на повышение финансовой прозрачности и экономической дисциплины, играет центральную роль. Реализация этих мер позволит существенно сократить масштабы нелегального оборота и укрепить траекторию поступательного экономического прогресса страны.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Борьба с теневой экономикой. URL: <https://new-department.uz/ru/cooperation/fight/?print=Y> (дата обращения 22.02.2025).
2. Dell'Anno R. Theories and definitions of the informal economy: A survey. *Journal of Economic Surveys*. 2022;36(5):1610–1643.
3. Abduganiev J. Shadow Economy in Uzbekistan: National Trends and International Perspectives. *Academia Open*. 2025;10(1). <https://doi.org/10.21070/acopen.10.2025.10548>
4. «Теневая экономика – препятствие для честно работающего бизнеса» – президент Узбекистана. URL: <https://www.gazeta.uz/ru/2024/01/16/shadow-economy/> (дата обращения 22.02.2025)
5. Kurpayanidi K. Multidimensional Approach to Combating the Shadow Economy: Theory and Practice. *Бюллетень науки и практики*. 2024;10(5):424–431.
6. Makarova N.N., Chusov I.A., Kravtsova O.V. Shadow economy: content and structure. *Shadow Economy*. 2023;7(4):335–346. <https://doi.org/10.18334/tek.7.4.120321>



7. Sutherland E.H. Is “white-collar crime” crime? In: *White-collar Criminal*. Routledge. 2017:3–19.
8. Schneider Friedrich. Скрываясь в тени. Пост подпольной экономики. *International Monetary Fund, Publication Services*. 2003; 24–32.
9. Sutherland E.H. *White collar crime: The uncut version*. Yale University Press. 1983. 320.
10. Абдуллаева М. Теневая экономика, ее влияние на экономическую систему. In *Library*. 2021.21(4):86–101. URL: <https://inlibrary.uz/index.php/archive/article/view/8763> (дата обращения 22.02.2025).
11. Ахмедов Ф. Ўзбекистонда яширин иқтисодиёт улушини қисқартириш масалалари. *Iqtisodiy taraqqiyot va tahlil*. 2023;1(5):77–83.
12. Рахманов Л. Ўзбекистонда хуфиёна иқтисодиётни улушини камайитиришда молиявий инструментлардан самарали фойдаланиш масалалари. *Iqtisodiy taraqqiyot va tahlil*. 2023;1(6):189–195.
13. Алимов Г.А., Исроилов Б.И. *Теневая экономика, коррупция, взяточничество: уголовно-правовая оценка*. Ташкент: Изд-во «Адолат», 2020:185.
14. Буров В.Ю., Худайназаров А.К., Маматкулов И.А. Теневая экономика в Узбекистане: оценка ее размера и структуры на основе выборочного опроса предприятий. *Теневая экономика*. 2020;4(1):23–46.
15. Ежеквартальное исследование неформальной экономики (QIES) журнала *World Economics*, Лондон. URL: <https://www.worldeconomics.com/Informal-Economy/Uzbekistan.aspx> (дата обращения 22.02.2025).
16. Производство валового внутреннего продукта Республики Узбекистан за 2024 г. URL: [https://stat.uz/img/02\\_-vvp\\_press-reliz-2024\\_rus\\_p74252.pdf](https://stat.uz/img/02_-vvp_press-reliz-2024_rus_p74252.pdf) (дата обращения 22.02.2025).
17. Corruption Perceptions Index. Eastern Europe and Central Asia Uzbekistan. Электронный ресурс. Режим доступа. URL: <https://www.transparency.org/en/cpi/2024/index/uzb> (дата обращения 22.02.2025).
18. В Узбекистане усилят борьбу с теневой экономикой. URL: <https://anhor.uz/news/dark-economy/> (дата обращения 22.02.2025).
19. О противодействии коррупции. Закон Республики Узбекистан, от 03.01.2017 г. № ЗРУ-419. Электронный ресурс. Режим доступа URL: <https://lex.uz/docs/3088013> (дата обращения 22.02.2025).
20. Об открытости деятельности органов государственной власти и управления. Закон Республики Узбекистан. Закон Республики Узбекистан, от 05.05.2014 г. № ЗРУ-369. URL: <https://lex.uz/docs/2381138> (дата обращения 21.02.2025).
21. О дополнительных мерах по эффективной организации деятельности по противодействию коррупции. Постановление Президента Республики Узбекистан, от 06.07.2021 г. № ПП-5177. URL: <https://lex.uz/docs/5495538> (дата обращения 22.02.2025).
22. О мерах по созданию среды нетерпимого отношения к коррупции, кардинальному сокращению коррупционных факторов в государственном и общественном управлении, а также широкому вовлечению общественности в этот процесс. Указ Президента Республики Узбекистан, от 06.07.2021 г. № УП-6257. URL: <https://lex.uz/docs/5495531> (дата обращения 22.02.2025).
23. О дополнительных мерах по совершенствованию системы противодействия коррупции в Республике Узбекистан. Указ Президента Республики Узбекистан, от 29.06.2020 г. № УП-6013. URL: <https://lex.uz/docs/5495531> (дата обращения 22.02.2025).
24. О социальном партнерстве. Закон Республики Узбекистан, от 25.09.2014 г. № ЗРУ-376. URL: <https://lex.uz/docs/2468216> (дата обращения 22.02.2025).
25. О государственных закупках. Закон Республики Узбекистан, от 22.04.2021 г. № ЗРУ-684. URL: <https://lex.uz/docs/5382983> (дата обращения 22.02.2025).
26. Об общественном контроле. Закон Республики Узбекистан, от 12.04.2018 г. № ЗРУ-474. URL: <https://lex.uz/docs/3679099> (дата обращения 22.02.2025).
27. О Стратегии «Узбекистан – 2030». Указ Президента Республики Узбекистан, от 11.09.2023 г. № УП-158. URL: <https://lex.uz/ru/docs/6600404> (дата обращения 22.02.2025).
28. Kurpayanidi K. Raqamli iqtisodiyot sharoitida axborot kamchiliklari va institutsional cheklavlarni bartaraf etish. *Iqtisodiyot Va ta'lim*. 2023;24(5):45–50. [https://doi.org/10.55439/ECED/vol24\\_iss5/%x](https://doi.org/10.55439/ECED/vol24_iss5/%x)
29. Курпаяниди К.И. Сценарии развития экономики Узбекистана в условиях нестабильности. *Экономика Центральной Азии*. 2023;7(1):63–80.
30. Сулейманов С. *Теоретические основы противостояния преступности потребительском рынке*. Litres. 2022. 143.

## REFERENCES

1. Fighting the shadow economy. URL: <https://new-department.uz/ru/cooperation/fight/?print=Y> (accessed 22.02.2025).

2. Dell'Anno R. Theories and definitions of the informal economy: A survey. *Journal of Economic Surveys*. 2022;36(5):1610–1643.
3. Abduganiev J. Shadow Economy in Uzbekistan: National Trends and International Perspectives. *Academia Open*. 2025;10(1). <https://doi.org/10.21070/acopen.10.2025.10548>
4. "The shadow economy is an obstacle for honest business" – the President of Uzbekistan. URL: <https://www.gazeta.uz/ru/2024/01/16/shadow-economy/> (accessed 22.02.2025).
5. Kurpayanidi K. Multidimensional Approach to Combating the Shadow Economy: Theory and Practice. *Бюллетень науки и практики*. 2024;10(5):424–431.
6. Makarova N.N., Chusov I.A., Kravtsova O.V. Shadow economy: content and structure. *Shadow Economy*. 2023;7(4):335–346. <https://doi.org/10.18334/tek.7.4.120321>
7. Sutherland E.H. Is "white-collar crime" crime? In: *White-collar Criminal*. Routledge. 2017:3–19.
8. Schneider Friedrich. Скрываясь в тени. Рост подпольной экономики. *International Monetary Fund, Publication Services*. 2003; 24–32.
9. Sutherland E.H. *White collar crime: The uncut version*. Yale University Press. 1983. 320.
10. Abdullayeva M. Shadow economy, its impact on the economic system. In *Library*. 2021;21(4):86–101. URL: <https://inlibrary.uz/index.php/archive/article/view/8763> (accessed 22.02.2025).
11. Akhmedov F. Issues of reducing the share of the hidden economy in Uzbekistan. *Iqtisodiy taraqqiyot va tahlil*. 2023;1(5):77–83.
12. Rakhmanov L. Uzbek Khufian economy by ulushin kamaity-Rishda financial instrumentalist samarali foydalanish masalalari. *Iqtisodiy taraqqiyot va tahlil*. 2023;1(6):189–195.
13. Alimov G.A., Isroilov B.I. *Shadow economy, corruption, bribery: criminal and legal assessment*. Tashkent: Izd-vo "Adolat", 2020:185.
14. Burov V.Yu., Khudainazarov A.K., Mamatkulov I.A. Shadow economy in Uzbekistan: assessment of its size and structure based on a sample survey of enterprises. *Tenevaya ekonomika*. 2020;4(1):23–46. (In Russ.).
15. Quarterly Informal Economy Survey (QIES) of the World Economics Journal, London. URL: <https://www.worldeconomics.com/Informal-Economy/Uzbekistan.aspx> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
16. Production of the gross domestic product of the Republic of Uzbekistan in 2024. URL: [https://stat.uz/img/02\\_-vvp\\_press-reliz-2024\\_rus\\_p74252.pdf](https://stat.uz/img/02_-vvp_press-reliz-2024_rus_p74252.pdf) (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
17. Corruption Perceptions Index. Eastern Europe and Central Asia Uzbekistan. URL: <https://www.transparency.org/en/cpi/2024/index/uzb> (accessed 22.02.2025).
18. Uzbekistan will strengthen the fight against the shadow economy. URL: <https://anhor.uz/news/dark-economy/> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
19. On combating corruption. The Law of the Republic of Uzbekistan, dated 03.01.2017 ZRU-419. URL: <https://lex.uz/docs/3088013> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
20. On the openness of the activities of public authorities and management. The Law of the Republic of Uzbekistan. The Law of the Republic of Uzbekistan, dated 05.05.2014 ZRU-369. URL: <https://lex.uz/docs/2381138> (accessed 02/21/2025). (In Russ.).
21. On additional measures for the effective organization of anti-corruption activities. Resolution of the President of the Republic of Uzbekistan, dated 07/06/2021, No. PP-5177. URL: <https://lex.uz/docs/5495538> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
22. On measures to create an environment of intolerance towards corruption, drastically reduce corruption factors in public and public administration, as well as broad public involvement in this process. Decree of the President of the Republic of Uzbekistan, dated 07/06/2021, No. UP-6257. URL: <https://lex.uz/docs/5495531> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
23. On additional measures to improve the anti-corruption system in the Republic of Uzbekistan. Decree of the President of the Republic of Uzbekistan, dated 06/29/2020, No. UP-6013. URL: <https://lex.uz/docs/5495531> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
24. About social partnership. The Law of the Republic of Uzbekistan, dated 25.09.2014 No. ZRU-376. URL: <https://lex.uz/docs/2468216> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
25. On public procurement. The Law of the Republic of Uzbekistan, dated 04/22/2021, No. ZRU-684. URL: <https://lex.uz/docs/5382983> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
26. About public control. The Law of the Republic of Uzbekistan, dated 04/12/2018, No. ZRU-474. URL: <https://lex.uz/docs/3679099> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).
27. On the Strategy "Uzbekistan – 2030". Decree of the President of the Republic of Uzbekistan, dated 11.09.2023, No. UP-158. URL: <https://lex.uz/ru/docs/6600404> (accessed 22.02.2025). (In Russ.).

28. Kurpayanidi K. Raqamli iqtisodiyot sharoitida axborot kamchiliklari va institutsional cheklavlarni bartaraf etish. *Iqtisodiyot Va ta'lim*. 2023;24(5):45–50.  
[https://doi.org/10.55439/ECED/vol24\\_iss5/%x](https://doi.org/10.55439/ECED/vol24_iss5/%x)
29. Kurpayanidi K.I. Scenarios for the development of the Uzbek economy in conditions of instability. *Ekonomika Tsentral'noi Azii*. 2023;7(1):63–80. (In Russ.).
30. Suleymanov S. *Theoretical foundations of the confrontation of crime in the consumer market*. Litres. 2022. 143. (In Russ.).

**Сведения об авторах:**

**Константин Иванович Курпаяниди**, к.э.н., профессор, Международный институт пищевых технологий и инженерии  
*E-mail*: antinari@gmail.com  
*ORCID*: 0000-0001-8354-1512  
*SPIN-код*: 2321-7606

**Information about the authors:**

**Konstantin I. Kurpayanidi**, Cand. Sci. (Econ.), Professor, International Institute of Food Technology and Engineering  
*E-mail*: antinari@gmail.com  
*ORCID*: 0000-0001-8354-1512  
*SPIN-код*: 2321-7606

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 01.08.2025

После доработки 02.09.2025

Принята к публикации 08.09.2025

Received 01.08.2025

Revised 02.09.2025

Accepted 08.09.2025

**Оригинальная статья**

УДК 005.7:378

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-144-150

**СИСТЕМА ПРИВЛЕЧЕНИЯ АБИТУРИЕНТОВ В СИБИРСКОМ  
ГОСУДАРСТВЕННОМ ИНДУСТРИАЛЬНОМ УНИВЕРСИТЕТЕ**

© 2025 г. А. А. Дмитриенко, Т. В. Петрова

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

**Аннотация.** Университеты все чаще сталкиваются со сложностями привлечения абитуриентов, что обуславливает необходимость разработки эффективных стратегий управления процессом привлечения будущих студентов. Представлены и проанализированы статистические данные миграции выпускников школ на примере Кемеровской обл. – Кузбасса, демонстрирующие устойчивую тенденцию оттока будущих абитуриентов в крупные города и столичные вузы. На примере ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» (СибГИУ) исследована существующая система привлечения абитуриентов: ее состав, структура и функции, а также точки взаимодействия подразделений, ответственных за профориентацию, маркетинг, приемную кампанию. Выявлены ключевые недостатки в организации абитуриентоформирующей системы СибГИУ, включая фрагментарность коммуникаций, недостаточную координацию мероприятий. Представлена модель взаимосвязей и информационных потоков между структурными подразделениями университета, отражающая обмен данными и коммуникационные процессы между различными функциональными единицами образовательного учреждения. Представленная модель позволяет глубже понять сложные механизмы интеграции и координации деятельности различных департаментов, что является ключевым аспектом эффективного функционирования высшего учебного заведения в условиях динамично меняющейся образовательной среды. На основе полученных результатов обосновывается необходимость внедрения системного подхода к управлению компонентами рекрутинга абитуриентов и предложены направления совершенствования стратегии привлечения: усиление межведомственного взаимодействия, развитие регионального маркетинга и оптимизация профориентационных практик для повышения конкурентоспособности вуза. Управление системой привлечения абитуриентов требует комплексного управления всеми ее компонентами и взаимосвязями. Поэтому подразделения, участвующие в наборе студентов, и характер их взаимодействия рассматриваются как объект системного исследования и управленческого воздействия.

**Ключевые слова:** привлечение абитуриентов, высшее учебное заведение, управление, система, структура университета, миграция выпускников школ

**Для цитирования:** Дмитриенко А.А., Петрова Т.В. Система привлечения абитуриентов в высшем учебном заведении. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):144–150. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-144-150](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-144-150)

**A SYSTEM FOR ATTRACTING APPLICANTS AT THE SIBERIAN STATE  
INDUSTRIAL UNIVERSITY**

© 2025 A. A. Dmitrienko, T. V. Petrova

**Siberian State Industrial University** (Russia, 654007, Kemerovo Region – Kuzbass, Novokuznetsk, Kirova Street, 42)

**Abstract.** Universities are increasingly facing difficulties in attracting applicants, which necessitates the development of effective strategies for managing the process of attracting future students. This paper presents and analyzes statistical data on the migration of school graduates using the example of the Kemerovo region – Kuzbass, demonstrating a steady trend of outflow of future applicants to large cities and metropolitan universities. Using the example of the Siberian State Industrial University (SibGIU), the existing system of attracting applicants is studied: its composition, structure and functions, as well as the points of interaction of departments responsible for career guidance, marketing, and the admission campaign. The key shortcomings in the organization of the

SibGIU's applicant-forming system have been identified, including fragmented communications and insufficient coordination of activities. A model of interrelations and information flows between university structural units is presented, reflecting data exchange and communication processes between various functional units of an educational institution. This model allows for a deeper understanding of the complex mechanisms of integration and coordination of the activities of various departments, which is a key aspect of the effective functioning of a higher education institution in a dynamically changing educational environment. Based on the results obtained, the necessity of introducing a systematic approach to the management of the components of the recruitment of applicants is substantiated and the directions for improving the recruitment strategy are proposed: strengthening interdepartmental cooperation, developing regional marketing and optimizing career guidance practices to increase the competitiveness of the university. The authors proceed from the position that the management of the system of attracting applicants requires comprehensive management of all its components and relationships. Therefore, the departments involved in the recruitment of students and the nature of their interaction are considered as an object of systemic research and managerial influence.

**Keywords:** recruitment of applicants, higher education institution, management, system, university structure, migration of school graduates

**For citation:** Dmitrienko A.A., Petrova T.V. The system of attracting applicants to higher education institutions. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):144–150. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-144-150](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-144-150)

## Введение

Выбор университета абитуриентами – это важное и ответственное решение, которое должно принести пользу будущему выпускнику вуза после окончания обучения, поэтому будущие студенты, сегодняшние выпускники школ, техникумов, колледжей тщательно выбирают учебное заведение для получения высшего образования [1]. Согласно данным региональной информационной системы (РИС)<sup>1</sup> и единой системы отчетности (ЕСО) Кемеровской обл. в последние годы наблюдается тенденция оттока выпускников школ одиннадцатых классов из городов Кузбасса. Динамика не утешительная: меньшая часть (лишь одна треть) выпускников выбрали для дальнейшего места обучения вузы Кузбасса (в 2024 г. их доля составила 34 %, в 2023 г. – 33 %, в 2022 – 36 %). Такая тенденция характерна и для других регионов России [2].

Так, например, 46 % школьников-выпускников одиннадцатого класса г. Новокузнецк для получения высшего образования выбрали вуз другого региона (25.10.2024 г.). Эта миграция обусловлена множеством факторов, включая имидж высших учебных заведений: более высокое качество образовательных услуг; доступность современных ресурсов и инфраструктуры; возможность профессионального роста и трудоустройства в крупных городах страны. Такая ситуация вызывает беспокойство как у региональных образовательных учреждений, так и у местных властей, поскольку приводит к утрате кадрового потенциала и усугубляет проблему

неравномерного распределения интеллектуальных ресурсов.

Одной из причин сложностей привлечения первокурсников в региональные вузы это то, что выпускники школ мигрируют из родного города в поисках лучших условий для получения высшего образования. Будущие студенты полагают, что обучение в столичном университете служит индикатором их профессиональной конкурентоспособности на рынке труда, влияет на предполагаемый уровень заработной платы по завершению образовательной программы, способствует повышению конкурентоспособности в глазах работодателей, а также способствует формированию у них профессионального самосознания и уверенности в соответствии своему статусу на рынке труда [3]. Одной из приоритетных задач для высших учебных заведений, особенно региональных образовательных учреждений, является управление процессом привлечения абитуриентов в условиях конкуренции между университетами за потенциальных первокурсников.

## Результаты и их обсуждение

Управление подразделениями вуза, включая институты (факультеты), кафедры, административные службы, играет ключевую роль в создании привлекательной образовательной среды и формировании позитивного имиджа учебного заведения. Современные подходы к управлению подразделениями университета нацелены на необходимость интеграции их функций и процессов, направленных на привлечение потенциальных абитуриентов. В этом контексте особое значение приобретает управление системой, образованной подразделениями университета, участвующими в абитуриентоформирующей работе, которое позво-

<sup>1</sup> Статистические данные Министерства образования Кузбасса. URL: <https://ruobr.ru/accounts/login/>

ляет оптимизировать структуру ресурсов и улучшить качество процесса привлечения будущих студентов.

Система – это множество составляющих единство элементов, связей и взаимодействия между ними и внешней средой, образующее присущие рассматриваемой системе целостность, качественную определенность и целенаправленность [4]. Признаками вуза как системы является множество составляющих ее элементов: подразделений, единство главной цели для всех элементов системы; привлечение перспективных абитуриентов и реализация качественного образовательного процесса; наличие связей между элементами (факультетами, кафедрами, лабораториями и т.д.); целостность и единство этих элементов; наличие структуры и иерархичности; относительная самостоятельность и наличие управления этими элементами [4].

В настоящей работе рассмотрена система управления университетом как организационная система. Под организационной системой понимается объединение людей, совместно реализующих некоторую программу или цель и действующих на основании определенных процедур и правил [5]. Любая система характеризуется составом, структурой и функциями. Состав определяет перечень элементов системы, структура – связи между ними, а функции – цели и задачи системы [5].

Состав (components) – совокупность элементов, образующих какое-либо целое [5]. Подразделения университета – элементы системы привлечения абитуриентов, которые являются основным исполнителем функции формирования пула потенциальных студентов. К этим элементам в университете можно отнести следующие подразделения: ректорат, ученый совет, отдел по работе с абитуриентами, институты, деканаты, кафедры, отдел маркетинга, центр профориентации, отдел по связям с общественностью, студенческий совет, центр международного сотрудничества и другие.

Рассмотрим имеющуюся систему привлечения абитуриентов в университет на примере ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» (СибГИУ).

В СибГИУ участие в процессе привлечения абитуриентов, напрямую с ними взаимодействуя, принимают следующие подразделения (элементы системы):

- приемная комиссия;
- институты (кафедры институтов);
- сектор профориентации и привлечения абитуриентов (Центр «Карьера»);

- центр довузовской подготовки;
- отдел образовательных мероприятий;
- отдел медиакоммуникаций;
- управление международной деятельности (отдел международных связей).

Структура (structure) – совокупность устойчивых связей объекта, обеспечивающих его целостность и тождественность самому себе [5]. Структура дает возможность элементам взаимодействовать между собой, сохраняя при этом свою индивидуальность и целостность.

Рассмотрим структуру системы привлечения абитуриентов в СибГИУ (рис. 1) [6]. Она выполнена по линейному принципу управления и представляет собой многоуровневую систему, включающую подразделения, курирующие разные направления абитуриентоформирующей деятельности. В этой системе можно выделить управляющую и управляемую подсистемы. Управляющая подсистема – часть системы, в которой разрабатываются, принимаются и реализуются управленческие решения. А управляемая подсистема, в свою очередь, включает в себя элементы, на которые оказывается управляющее воздействие. Эти элементы принимают воздействия и преобразуют их в действия, обеспечивая достижение целей, установленных управляющим воздействием [7].

Термин функция (function) в глоссарии по теории управления организационными системами трактуется как обязанность, круг деятельности, назначение, роль [5]. Для обеспечения эффективного взаимодействия между элементами системы привлечения абитуриентов их функции распределены между подразделениями вуза, что позволяет достичь целей системы. Функции структурных элементов СибГИУ, которые играют определяющую роль в процессе привлечения абитуриентов, определены в соответствии с положениями о подразделениях вузов на официальном сайте университета.

В настоящее время между подразделениями вуза существуют связи и информационные потоки (рис. 2).

Информационные потоки между подразделениями университета показывают, как происходит обмен данными и коммуникация между различными структурными единицами учебного заведения. Эти потоки включают в себя передачу информации об организуемых мероприятиях, реализуемых направлениях подготовки, правилах приема и других аспектах деятельности вуза в контексте привлечения абитуриентов.

*Управляющая подсистема**Управляемая подсистема*

Рис. 1. Организационная структура системы привлечения абитуриентов в СибГИУ

Fig. 1. The structure of the system for attracting applicants to SibGIU

В результате анализа имеющейся в настоящее время системы привлечения абитуриентов в СибГИУ, а также ее элементов, структуры (рис. 2) и функций можно сделать вывод, что рассматриваемая система имеет ряд недостатков:

1. Подразделения, участвующие в процессе привлечения абитуриентов подчиняются разным руководителям, поэтому иногда распределение обязанностей между руководителями разных подразделений по выполнению функций привлечения абитуриентов происходит некорректно.

2. Отмечается дублирование функций подразделений: организация и проведение мероприятий для абитуриентов, консультация будущих студентов осуществляется центром довузовской подготовки, отделом образовательных мероприятий, сектором профориентации и привлечения абитуриентов.

3. Некоторые отделы и управления входят в состав подразделений и подчиняются руководителю, в обязанности которого не включены задачи обеспечения набора новых студентов.

4. Отсутствует централизованное, выделенное подразделение, целью деятельности которого является формирование контингента первокурсников от начального (привлечения абитуриентов) до финального (анализа результатов приемной кампании) этапов.

5. Взаимодействие между участниками согласовано по функциональным аспектам, территори-

альному распределению работы с потенциальными абитуриентами, однако не синхронизировано по форме, содержанию и временным рамкам абитуриентоформирующих мероприятий.

Для эффективной коммуникации между подразделениями необходимо проводить постоянный анализ направлений и полноты информационных потоков, что позволит выявить возможные узкие места и проблемы в обмене информацией, а также оптимизировать процессы передачи данных.

### Выводы

Для осуществления эффективного управления системой привлечения абитуриентов в университет следует управлять всеми ее составляющими (составом, структурой, функциями). Система привлечения абитуриентов должна быть основана на сотрудничестве подразделений университета, ответственными за привлечение будущих студентов. Целью взаимодействия в системе является повышение эффективности работы всех подразделений, участвующих в процессе привлечения абитуриентов. Общее управление системой должен осуществлять единый руководитель (центр), что позволит избежать дублирования функций, при этом взаимодействия в системе станут согласованными и синхронизированными по содержанию и временным рамкам.



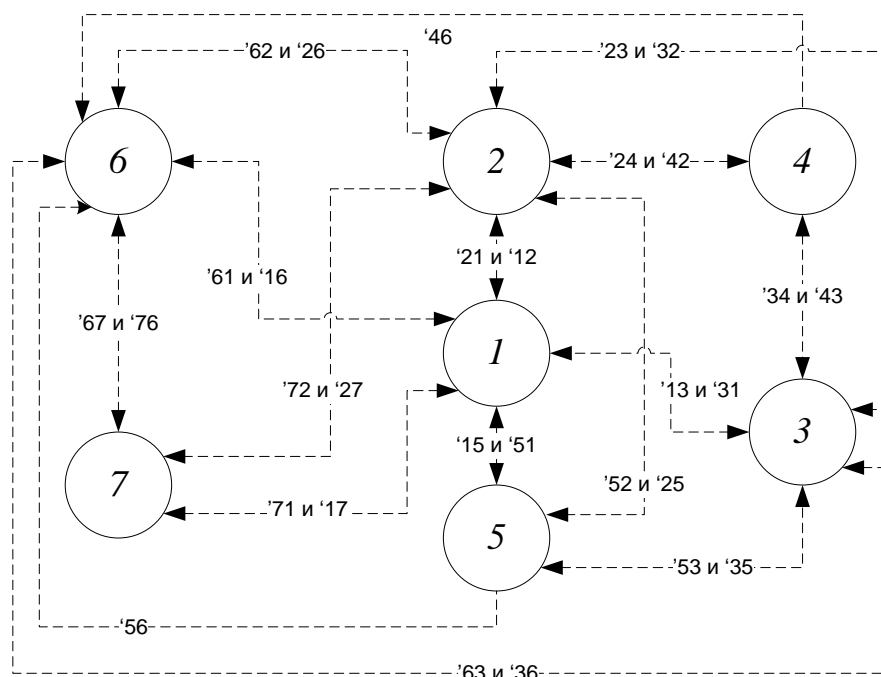


Рис. 2. Информационные потоки между подразделениями СибГИУ в процессе реализации привлечения абитуриентов: 1 – приемная комиссия; 2 – институты (кафедры институтов); 3 – сектор профориентации и привлечения абитуриентов (Центр «Карьера»); 4 – центр довузовской подготовки; 5 – отдел образовательных мероприятий; 6 – отдел медиакоммуникаций; 7 – управление международной деятельности (отдел международных связей)

Fig. 2. Transfer of information between divisions of SibGIU in the framework of attracting applicants: 1 – admission committee; 2 – institutes (departments of institutes); 3 – The sector of professional self-determination and recruitment of applicants; 4 – department of preparation for entrance exams; 5 – Department of organization of educational events; 6 – Department of Media Communications; 7 – International Activities Department (Department of International Relations)

Для успешной адаптации к изменяющимся условиям рынка высшие учебные заведения должны активно пересматривать свои стратегии управления, внедрять инновационные подходы и ориентироваться на потребности потенциальных абитуриентов, а также адаптировать управление системой вуза под требования внешней и внутренней среды. Это позволит не только сохранить конкурентоспособность, успешно привлекать абитуриентов, формировать положительный имидж, но и обеспечить устойчивое развитие образовательной организации в долгосрочной перспективе.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sultan Wong Ho. Service quality in higher education-a review and research agenda. *International Journal of Quality and Service Sciences*. 2010;2(2):259–272. <https://doi.org/10.1108/17566691011057393>
2. Леденева М.В., Шамрай-Курбатова Л.В., Столярова А.Н. Проблема оттока молодежи из регионов России в крупнейшие центры притяжения и пути ее решения. *Креативная экономика*. 2023;17(10):3613–3628. <https://doi.org/10.18334/ce.17.10.119241>. EDN UUAVCT.
3. Sultan P., Yin Wong H. Service quality in a higher education context: an integrated model. *Asia Pacific Journal of Marketing and Logistics*. 2012;24(5):755–784
4. Мухин В.И. Исследование систем управления: анализ и синтез систем управления. Москва: Изд-во Экзамен, 2003:384.
5. Новикова Д.А. *Теория управления организационными системами*. Москва: МПСИ, 2005:584.
6. Организационная структура ФГБОУ ВО «СибГИУ». URL: <https://oop.sibsiu.ru/downloadnew.php?doc=810751&code=eb439cdf4c1ef65284276e7df715f955> (дата обращения: 24.06.2025).
7. Безпалов В.В. Система управления, ее структура, элементы и необходимость их реструктуризации. *Наука и мир*. 2015;2-2(18):22–26. EDN: TIOPNP.
8. Винокурова Н.М. Управление развитием профориентационной деятельности университета. *Университетское управление: практика и анализ*. 2015;5(99):106–114. EDN: VPNGIB.
9. Безпалов В.В. *Механизм реструктуризации системы управления промышленным предприятием*. Москва: Компания КноРус, 2013:169. EDN RWSXAT.

10. Пряжников Н.С. Профессиональное самоопределение: теория и практика. Москва: Академия, 2008:320. EDN: QXVVLH.
11. Актуальные социально-экономические проблемы развития общества в России и за рубежом: VI Всероссийская научно-практическая конференция с международным участием, Волгоград, 27 декабря 2024 г. Волгоград; Саратов: Амирит, 2024:729. EDN VTAXPD.
12. Стратегическое планирование и развитие предприятий. В кн.: *Материалы XXV Всероссийского симпозиума*, Москва, 09-10 апреля 2024 года. Москва: Центральный экономико-математический институт РАН, 2024. 666. <https://doi.org/10.34706/978-5-8211-0822-7>. EDN: XYKPCQ.
13. Fragnière E., Pellaton C., Ramseyer R., Sokhn M., Unternährer C. The Student Journey Map (SJM): a scenario-based approach to professionalizing digital education. In: *IECON 2021 47th Annual Conference of the IEEE Industrial Electronics Society*. 2021:1–6. <https://doi.org/10.1109/IECON48115.2021.9589095>
14. Belenkuyu C., Karadağ E. Defining standards for rankings: An investigation of global university rankings according to the Berlin Principles. *European Journal of Education*. 2023;3(25). <https://doi.org/10.1111/ejed.12566>
15. Jiang H., Wang L., Liu J. Transformation of the Russian Higher Education System. *Journal of Advanced Research in Education*. 2023. <https://doi.org/10.56397/jare.2023.09.07> EDN: KULXGH
16. Adam E. A reappraisal of global university rankings' influence in Canada: a senior university leaders' perspective. *Journal of Further and Higher Education*. 2023;48:56–69. <https://doi.org/10.1080/0309877X.2023.2253430> EDN: YMOUVT
17. Gargav D., Kabra Y., Sarraf S., Batra S., Malhotra S. Factors Affecting Ranking of Colleges in India for an Individual. *Interantional journal of scientific research in engineering and management*. 2023. <https://doi.org/10.55041/ijsrem18606> EDN: KXVYQQ
18. Osareh F., Parsaei-Mohammadi P., Farajpahlou A., Rahimi F. A Comparative Study of Criteria and Indicators of Local, Regional, and National University Ranking Systems. *Journal of Scientometric Research*. 2023. <https://doi.org/10.5530/jscires.12.1.009> EDN: KSJILQ
19. Tamimi N., Mashrafi O., Thottoli M. Exploring the Factors that Influence University Selection: Insights from College Students. *Journal of Business and Management Review*. 2023. <https://doi.org/10.47153/jbmr46.7142023> EDN: MUA EZT
20. Dugerdil A., Sponagel L., Babington-Ashaye A., Flahault A. Rethinking International University Ranking Systems in the Context of Academic Public Health. *International Journal of Public Health*. 2022;67. <https://doi.org/10.3389/ijph.2022.1605252> EDN: AYKWGK

## REFERENCES

1. Sultan Wong Ho. Service quality in higher education-a review and research agenda. *International Journal of Quality and Service Sciences*. 2010;2(2):259–272. <https://doi.org/10.1108/17566691011057393>
2. Ledeneva M.V., Shamrai-Kurbatova L.V., Stolyarova A.N. The problem of the outflow of youth from the regions of Russia to the largest centers of attraction and ways to solve it. *Kreativnaya ekonomika*. 2023;17(10):3613–3628. (In Russ.). <https://doi.org/10.18334/ce.17.10.119241>. EDN: UUA VCT.
3. Sultan P., Yin Wong H. Service quality in a higher education context: an integrated model. *Asia Pacific Journal of Marketing and Logistics*. 2012;24(5):755–784.
4. Mukhin V.I. *Research of control systems: analysis and synthesis of control systems*. Moscow: Izd-vo Ekzamen, 2003:384. (In Russ.).
5. Novikova D.A. *Theory of management of organizational systems*. Moscow: MPSI, 2005:584. (In Russ.).
6. Organizational structure of SibGIU. URL: <https://oop.sibsiu.ru/downloadnew.php?doc=810751&code=eb439cdf4c1ef65284276e7df715f955> (accessed: 24.06.2025). (In Russ.).
7. Bezpалov V.V. The management system, its structure, elements and the need for their restructuring. *Nauka i mir*. 2015;2-2(18):22–26. (In Russ.). EDN: TIOPNP.
8. Vinokurova N.M. Management of the University's career guidance development. *Universitetskoe upravlenie: praktika i analiz*. 2015;5(99):106–114. (In Russ.). EDN: VPNGIB.
9. Bezpалov V.V. *The mechanism of restructuring the management system of an industrial enterprise*. Moscow: Kompaniya KnoRus, 2013:169. (In Russ.). EDN: RWSXAT.
10. Pryazhnikov N.S. *Professional self-determination: theory and practice*. Moscow: Akademiya, 2008:320. (In Russ.). EDN: QXVVLH.

11. *Actual socio-economic problems of the development of society in Russia and abroad: VI All-Russian Scientific and Practical Conference with International participation*, Volgograd, December 27, 2024 Volgograd; Saratov: Amirit, 2024:729. (In Russ.). EDN VTAXPD.
12. Strategic planning and enterprise development. In: *Proceedings of the XXV All-Russian Symposium*, Moscow, April 09-10, 2024. Moscow: Central Economic and Mathematical Institute of the Russian Academy of Sciences, 2024. 666. (In Russ.). <https://doi.org/10.34706/978-5-8211-0822-7>. EDN: XYKPCQ.
13. Fragnière E., Pellaton C., Ramseyer R., Sokhn M., Unternährer C. The Student Journey Map (SJM): a scenario-based approach to professionalizing digital education. In: *IECON 2021 47th Annual Conference of the IEEE Industrial Electronics Society*. 2021:1–6. <https://doi.org/10.1109/IECON48115.2021.9589095>
14. Belenkuyu C., Karadağ E. Defining standards for rankings: An investigation of global university rankings according to the Berlin Principles. *European Journal of Education*. 2023;3(25). <https://doi.org/10.1111/ejed.12566>
15. Jiang H., Wang L., Liu J. Transformation of the Russian Higher Education System. *Journal of Advanced Research in Education*. 2023. <https://doi.org/10.56397/jare.2023.09.07> EDN: KULXGH
16. Adam E. A reappraisal of global university rankings' influence in Canada: a senior university leaders' perspective. *Journal of Further and Higher Education*. 2023;48:56–69. <https://doi.org/10.1080/0309877X.2023.2253430> EDN: YMOUVT
17. Gargav D., Kabra Y., Sarraf S., Batra S., Malhotra S. Factors Affecting Ranking of Colleges in India for an Individual. *Interantional journal of scientific research in engineering and management*. 2023. <https://doi.org/10.55041/ijsem18606> EDN: KXVYQQ
18. Osareh F., Parsaei-Mohammadi P., Farajpahlou A., Rahimi F. A Comparative Study of Criteria and Indicators of Local, Regional, and National University Ranking Systems. *Journal of Scientometric Research*. 2023. <https://doi.org/10.5530/jscires.12.1.009> EDN: KSJILQ
19. Tamimi N., Mashrafi O., Thottoli M. Exploring the Factors that Influence University Selection: Insights from College Students. *Journal of Business and Management Review*. 2023. <https://doi.org/10.47153/jbmr46.7142023> EDN: MUAEZT
20. Dugerdil A., Sponagel L., Babington-Ashaye A., Flahault A. Rethinking International University Ranking Systems in the Context of Academic Public Health. *International Journal of Public Health*. 2022;67. <https://doi.org/10.3389/ijph.2022.1605252> EDN: AYKWGK

#### Сведения об авторах:

**Анастасия Андреевна Дмитриенко**, преподаватель кафедры менеджмента и территориального развития, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** dmitrienko\_aa@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0009-0002-2023-7075  
**SPIN-код:** 6555-6357

**Татьяна Викторовна Петрова**, д.э.н., доцент, профессор кафедры менеджмента и территориального развития, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** ptrvt@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-5399-9060  
**SPIN-код:** 2639-3613

#### Information about the authors

**Anastasia A. Dmitrienko**, Lecturer, Department of Management and Territorial Development, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** dmitrienko\_aa@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0009-0002-2023-7075  
**SPIN-код:** 6555-6357

**Tatyana V. Petrova**, Doctor of Economics, Associate Professor, Professor of the Department of Management and Territorial Development, Siberian State Industrial University  
**E-mail:** ptrvt@sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-5399-9060  
**SPIN-код:** 2639-3613

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
 The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 30.07.2025  
 После доработки 28.08.2025  
 Принята к публикации 01.09.2025

Received 30.07.2025  
 Revised 28.08.2025  
 Accepted 01.09.2025

**Оригинальная статья**

УДК 005.743

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-151-159

**АНАЛИЗ И ОБОСНОВАНИЕ НАПРАВЛЕНИЙ ПОВЫШЕНИЯ  
ЭФФЕКТИВНОСТИ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ СИБИРСКОГО  
ГОСУДАРСТВЕННОГО ИНДУСТРИАЛЬНОГО УНИВЕРСИТЕТА**

© 2025 г. А. А. Уманский, О. А. Затепакин, Л. В. Думова

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

**Аннотация.** Проведен сравнительный анализ показателей мониторинга эффективности деятельности Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ) и технических вузов близкой направленности Сибирского федерального округа (Кузбасский и Новосибирский государственные технические университеты) по основным сферам деятельности. Установлено, что в период с 2019 по 2023 гг. (показатели мониторинга 2020 – 2024 гг.) в СибГИУ зафиксированы значительно худшие показатели, описывающие научно-исследовательскую деятельность и кадровый состав вуза. Несмотря на наличие в СибГИУ положительной динамики объема доходов по научно-исследовательским работам на единицу профессорско-преподавательского состава (ППС), темп увеличения рассматриваемого показателя значительно ниже по сравнению с другими вузами. Определено, что негативными характерными особенностями СибГИУ являются значительно меньшие (в среднем в 2 раза) кадровый преподавательский состав, приведенный к контингенту студентов, и доля (в среднем на 8 – 9 %) профессорско-преподавательского состава в общей численности персонала вуза. Указанные данные свидетельствуют, что наиболее проблемной позицией является недостаточный кадровый потенциал, связанный с низкой долей сотрудников моложе 40 лет. Предложен к реализации комплексный подход к развитию кадрового потенциала СибГИУ с разработкой соответствующей программы, включающей в себя внедрение системы индивидуального премирования сотрудников, системы оплаты труда ППС на основе эффективного контракта, совершенствование внутриуниверситетской системы дополнительного образования для сотрудников вуза, формирование и развитие стратегического и оперативного кадрового резерва.

**Ключевые слова:** региональный университет, мониторинг эффективности, кадровый состав, научно-исследовательская деятельность, программа развития

**Для цитирования:** Уманский А.А., Затепакин О.А., Думова Л.В. Анализ и обоснование направлений повышения эффективности функционирования сибирского государственного индустриального университета. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):151–159. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-151-159](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-151-159)

**Original article**

**ANALYSIS AND JUSTIFICATION OF DIRECTIONS FOR INCREASING THE  
EFFICIENCY OF FUNCTIONING OF THE SIBERIAN STATE INDUSTRIAL  
UNIVERSITY**

© 2025 A. A. Umanskii, O. A. Zatepyakin, L. V. Dumova

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

**Abstract:** A comparative analysis of the performance monitoring indicators of the Siberian State Industrial University (SibSIU) and technical universities of similar focus in the Siberian Federal District (Kuzbass and Novosibirsk State Technical Universities) was conducted in the main areas of activity. It was found that in the period from 2019 to 2023 (monitoring indicators for 2020 – 2024), SibSIU had significantly worse

indicators characterizing the research activities and staffing of the university. It was shown that despite the positive dynamics of the volume of income from research work per unit of teaching staff in SibSIU, the rate of increase of this indicator is significantly lower than that of the universities under consideration. It has been determined that the negative characteristic features of SibSIU are a significantly smaller (on average 2 times) teaching staff, reduced to the student body, and a significantly smaller (on average by 8 – 9 %) share of the faculty in the total number of university personnel. The specified data, especially in connection with the low share of employees under 40 years old, indicate that the most significant problematic position of SibSIU is insufficient human resources. A comprehensive approach to the development of the human resources potential of the university in question is proposed for implementation with the development of an appropriate program, including the introduction of an individual bonus system for employees, a system of remuneration of the teaching staff based on an effective contract, improvement of the intra-university system of additional education for university employees, the formation and development of a strategic and operational personnel reserve for the positions of faculty.

**Keywords:** regional university, performance monitoring, staff, research activities, development program

**For citation:** Umansky A.A., Zatepyakin O.A., Dumova L.V. Analysis and substantiation of directions for improving the efficiency of the Siberian State Industrial University. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):151–159. (in Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-151-159](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-151-159)

## Введение

В соответствии со сложившейся системой нормативного регулирования государственные образовательные учреждения высшего образования Российской Федерации функционируют в условиях постоянной конкуренции, что предопределяет необходимость постоянного повышения показателей их эффективности в сферах образовательной, научно-исследовательской, международной и финансово-экономической деятельности [1 – 3]. Результаты работы вузов за отчетные периоды в указанных сферах деятельности, оцениваемые с помощью системы стандартизированных показателей, напрямую определяют объем их финансирования со стороны государства, что, в свою очередь, предопределяет возможность реализации высшими учебными заведениями программ их развития [4 – 6].

В существующих условиях наиболее уязвимыми являются региональные вузы. Они объективно не могут конкурировать с высшими учебными заведениями, имеющими статус национальных исследовательских и федеральных университетов [7 – 9]. Кроме того, особенностью таких вузов является то, что показатели их деятельности в значительной степени определяются экономической ситуацией в регионе расположения, а зачастую и эффективностью функционирования конкретного градообразующего предприятия [10 – 12]. В настоящей работе приведены анализ и обоснование путей повышения эффективности деятельности Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ).

## Краткая характеристика объекта исследования

История Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ), расположенного в г. Новокузнецк Кемеровской обл., на текущий момент насчитывает 95 лет. Изначально

вуз создавался с целью подготовки инженерных кадров для строящегося Кузнецкого металлургического комбината. Впоследствии вуз являлся поставщиком специалистов для Западно-Сибирского металлургического комбината, запущенного в эксплуатацию в г. Новокузнецк в 1964 г. и практически для всех предприятий как черной, так и цветной металлургии бывшего СССР [13; 14].

Необходимо отметить, что как в советский, так и в постсоветский периоды функционирования университета имело место развитие направлений подготовки студентов, не связанных непосредственно с металлургией [15 – 17]. Созданы факультеты, впоследствии преобразованные в институты, специализирующиеся на подготовке горняков, механиков, строителей и архитекторов, экономистов, специалистов в области информатизации и автоматизации, педагогов. В университете функционируют научные школы, соответствующие основным направлениям подготовки выпускников. При этом, несмотря на значительное расширение перечней направлений подготовки и научной деятельности, основным «заказчиком» как выпускников, так и проведения прикладных НИР по-прежнему выступает градообразующий металлургический комбинат АО «ЕВРАЗ ЗСМК», образованный в 2010 г. путем объединения Новокузнецкого и Западно-Сибирского металлургических комбинатов.

## Сравнительный анализ эффективности функционирования СибГИУ

Для анализа эффективности функционирования СибГИУ использованы официальные информационно-аналитические материалы по результатам проведения мониторинга эффективности деятельности образовательных организаций высшего образования. Проведен сравнительный

анализ показателей СибГИУ и технических вузов (Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева (КузГТУ) и Новосибирский государственный технический университет» (НГТУ)) Сибирского федерального округа, имеющих близкую направленность основных направлений подготовки.

Представленные данные (табл. 1) свидетельствуют о значительно худших основных показателях мониторинга эффективности СибГИУ, характеризующих научно-исследовательскую деятельность и кадровый состав. Объем НИОКР в расчете на одного научно-педагогического работника в СибГИУ ниже показателей КузГТУ и НГТУ в 4,8 и 2,9 раза, а показатель, характеризующий удельный вес преподавателей с ученой степенью ниже уровня КузГТУ и НГТУ в 1,3 и 1,2 раза.

При этом наблюдается положительная динамика показателя, характеризующего эффективность научно-исследовательской деятельности СибГИУ, темп его увеличения ниже по отношению к КузГТУ и НГТУ (рис. 1). Так среднегодовое увеличение рассматриваемого показателя за период 2019 – 2023 гг. в СибГИУ составил 15 %, в КузГТУ – 64 %, а в НГТУ – 23 %.

Показатель, характеризующий удельный вес преподавателей с ученой степенью, имеет общий тренд к снижению во всех анализируемых вузах, при этом среднегодовой темп уменьшения рассматриваемого показателя за рассматриваемый

период в СибГИУ (5 %) практически аналогичен в НГТУ (6 %), но заметно превышает показатель в КузГТУ (1 %) (рис. 2).

Анализ динамики дополнительных параметров мониторинга позволяет констатировать, что отличительной особенностью Сибирского государственного индустриального университета является значительно меньший количественный состав профессорско-преподавательского состава (ППС), приведенный к количеству студентов. В СибГИУ среднее количество студентов, приходящихся на одного преподавателя, составляет 35 человек, а в КузГТУ и НГТУ – 17 и 19 человек, то есть выше практически в 2 раза (табл. 2). Это свидетельствует о большей загруженности ППС учебным процессом и закономерно является причиной ограничения участия ППС в научно-исследовательской деятельности. Крайне незначительное количество штатных научных работников (19 человек или 3 % от общей численности персонала вуза) можно рассматривать основной причиной, способствующей снижению эффективности научно-исследовательской деятельности.

К факторам, влияющим на снижение эффективности научной деятельности СибГИУ, можно отнести меньший размер средней заработной платы научных работников по отношению к другим анализируемым университетам: в 1,2 раза по сравнению с КузГТУ и в 1,5 раза – с НГТУ (табл. 2).

Т а б л и ц а 1

### Основные показатели мониторинга эффективности вузов в 2024 г. (показатели за 2023 г.)

Table 1. Key indicators for monitoring the effectiveness of universities in 2024 (indicators for 2023)

Показатель	Значение показателя по вузам		
	СибГИУ	КузГТУ	НГТУ
Средний балл ЕГЭ студентов, принятых по результатам ЕГЭ на обучение по очной форме	65,01	61,23	67,05
Объем НИОКР в расчете на одного научно-педагогического работника, тыс. руб.	275,99	1345,33	777,33
Удельный вес численности иностранных студентов в общей численности студентов (приведенный контингент), %	8,7	5,85	17,03
Доходы образовательной организации из всех источников в расчете на одного научно-педагогического работника, тыс. руб.	4121,76	6718,46	4256,28
Отношение заработной платы профессорско-преподавательского состава к средней заработной плате по экономике региона, %	198,29	197,33	207,75
Численность сотрудников из числа профессорско-преподавательского состава (приведенных к доле ставки), имеющих ученые степени кандидата или доктора наук, в расчете на 100 студентов	2,93	3,79	3,39

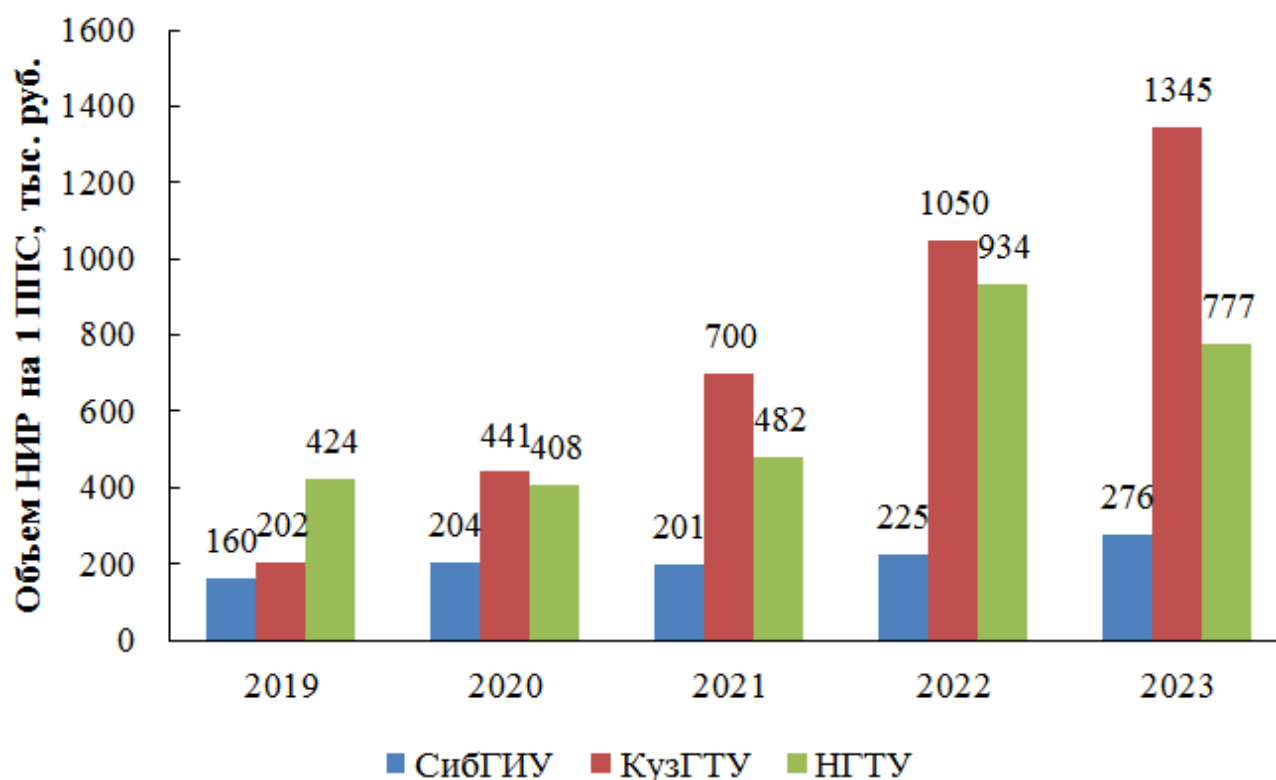


Рис. 1. Изменение удельного объема НИР в пересчете на одного ППС  
 Fig. 1. Change of the specific volume of research and development per faculty member

Необходимо отметить, что по всем анализируемым вузам в рассматриваемый период (с 2019 по 2023 гг.) наблюдается тенденция к снижению количества ППС (рис. 3), что свидетельствует о

проблеме дефицита кадров. Также следует отметить, что с учетом распределения ППС по возрасту (табл. 2) рассматриваемая проблема с течением времени будет только усугубляться

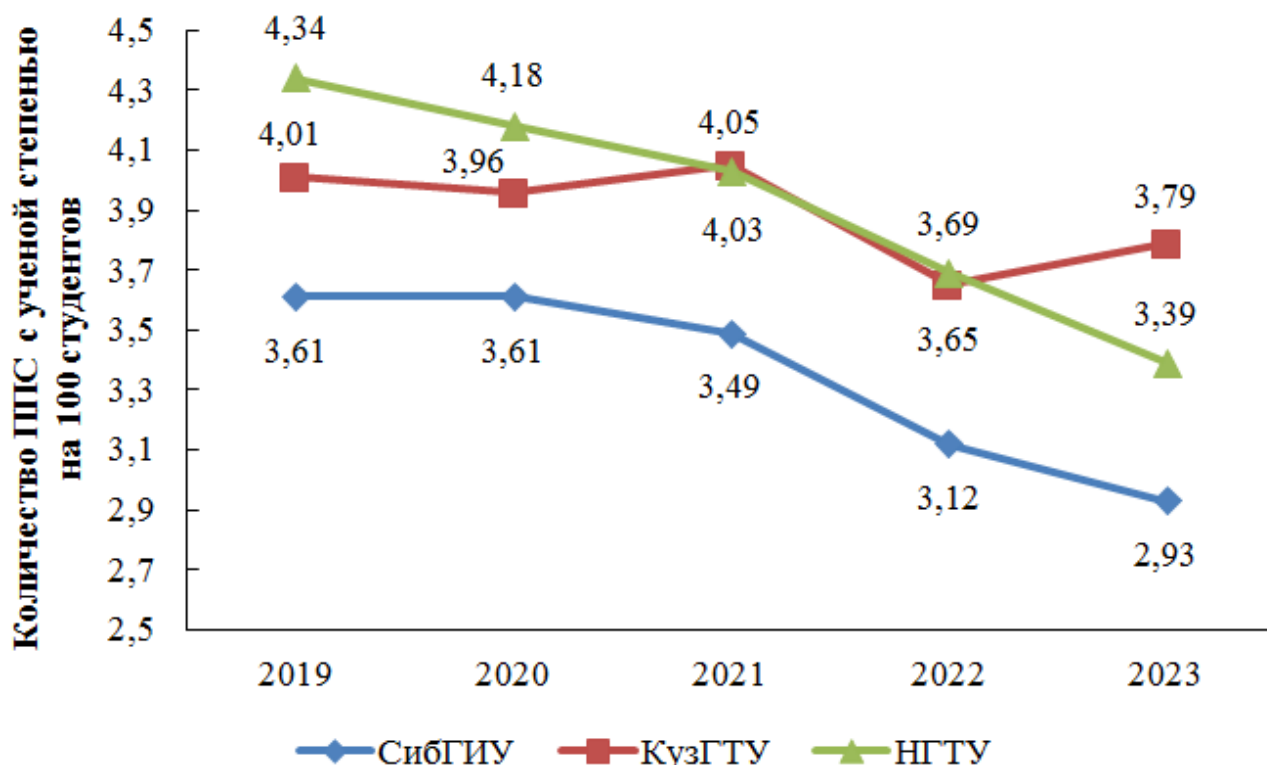


Рис. 2. Изменение количества ППС с ученой степенью, приведенного к контингенту студентов  
 Fig. 2. Change of the number of faculty members with an academic degree, normalized to the student population

## Дополнительные показатели мониторинга эффективности вузов за 2023 г.

Table 2. Additional indicators for monitoring the effectiveness of universities for 2023

Показатель	Значение показателя по вузам		
	СибГИУ	КузГТУ	НГТУ
Общая численность работников образовательной организации (без внешних совместителей и работающих по договорам ГПХ)	679	892	2 044
Общая численность ППС (без внешних совместителей и работающих по договорам ГПХ)	222	362	861
Общая численность научных работников (без внешних совместителей и работающих по договорам ГПХ)	19	26	94
Доля ППС, имеющих ученые степени	73,42	73,2	62,72
Доля научных работников, имеющих ученые степени	42,11	15,38	36,17
Доля ППС возрастной категории моложе 65 лет	73,42	73,48	75,96
Доля ППС возрастной категории моложе 40 лет	16,67	19,34	33,33
Средняя заработная плата ППС (без внешних совместителей и работающих по договорам ГПХ)	107,5	106,98	110,95
Средняя заработная плата научных работников (без внешних совместителей и работающих по договорам ГПХ)	108,02	131,34	156,93
Общая численность студентов, обучающихся по программам бакалавриата, специалитета, магистратуры	7874	6078	16439
Среднее количество студентов на одного ППС*	35	17	19
Доля ППС в общей численности персонала, %*	33	41	42
Доля научных работников в общей численности персонала, %*	3	3	5

Пр и м е ч а н и е. \* – расчетные показатели.

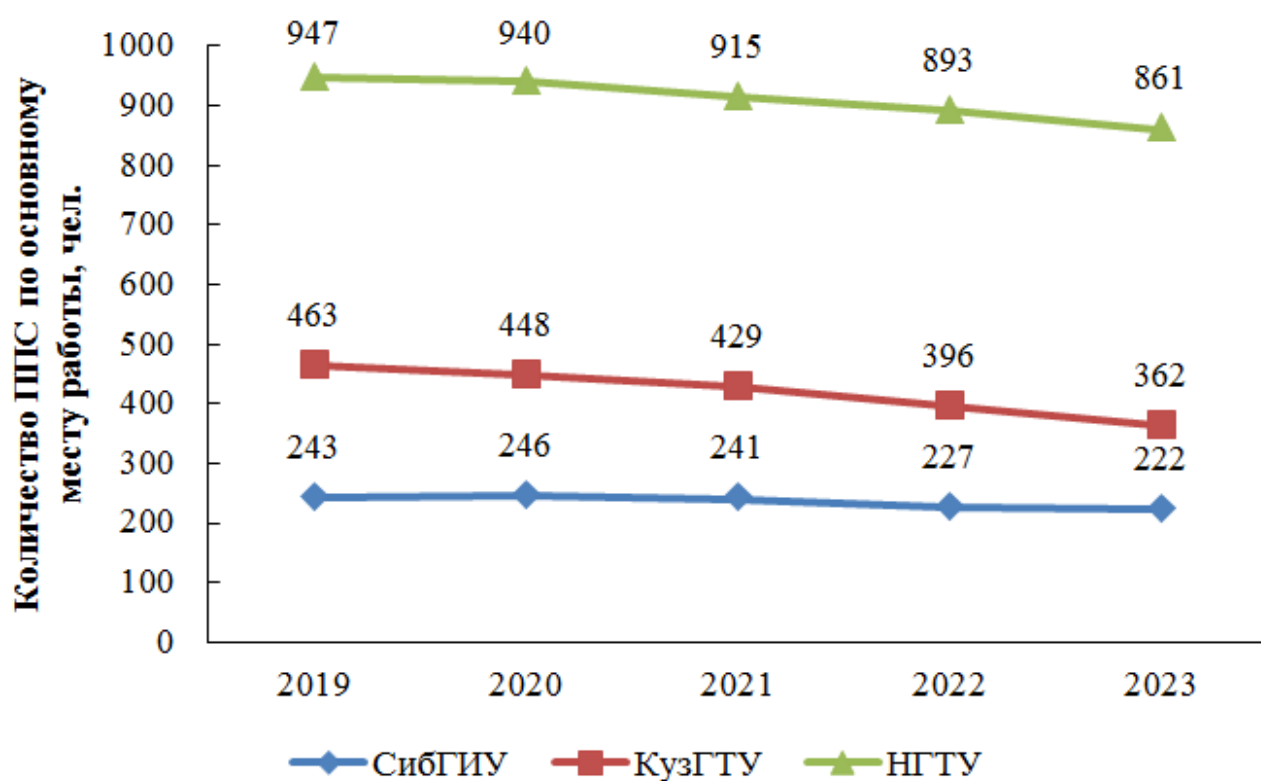


Рис. 3. Динамика количественного состава штатных ППС  
 Fig. 3. Dynamics of the quantitative composition of full-time teaching staff



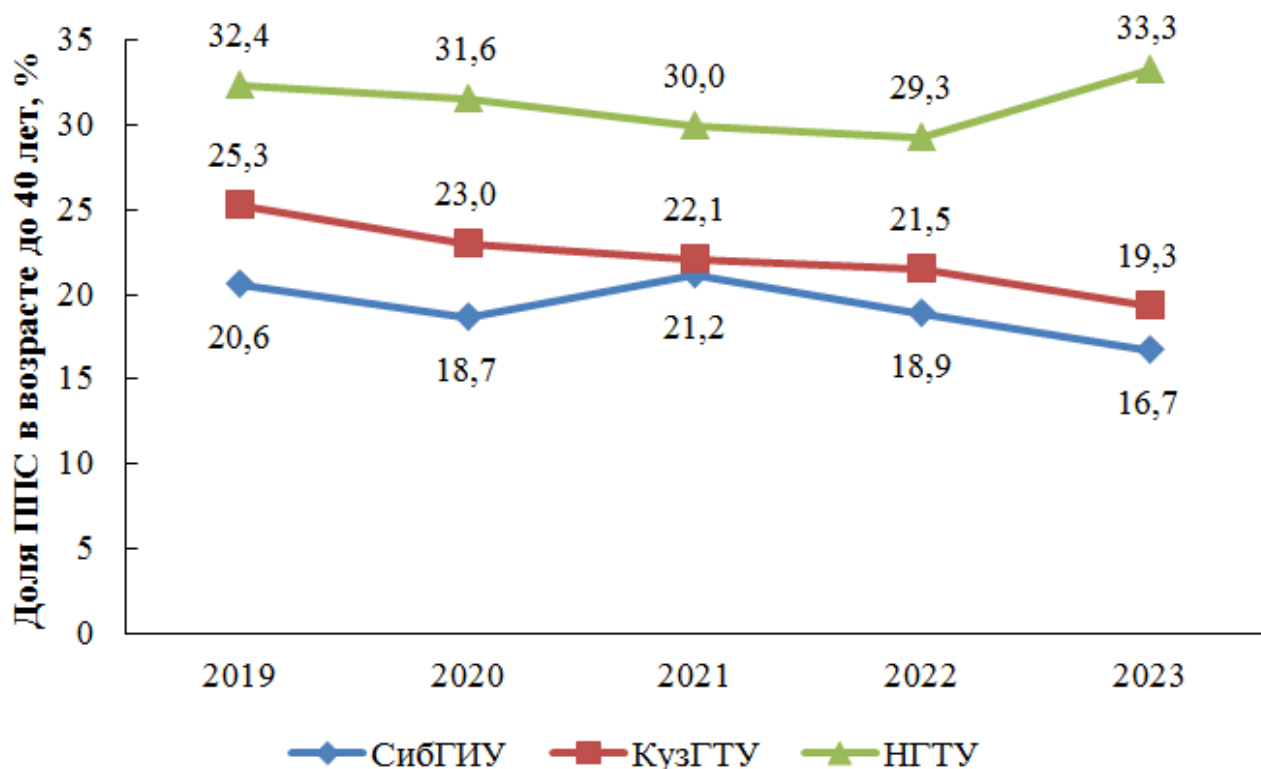


Рис. 4. Изменение доли сотрудников в возрасте до 40 лет в штате ППС  
Fig. 4. Change of the share of employees under 40 years of age in the teaching staff

применительно ко всем анализируемым вузам. Однако в СибГИУ проблема дефицита кадров стоит наиболее остро в связи с более низкой исходной базой по количественному составу ППС (рис. 3), меньшей долей сотрудников в возрасте до 40 лет и более высокими темпами ухудшения рассматриваемого показателя (рис. 4).

Еще одной негативной отличительной особенностью Сибирского государственного индустриального университета с точки зрения кадрового состава работников является меньшая доля ППС в общей структуре работников. Доля ППС в общей численности персонала в СибГИУ составляет 33 %, что на 8 и 9 % ниже показателей в КузГТУ и НГТУ (табл. 2) и имеет тенденцию к дальнейшему снижению (рис. 5). Это свидетельствует об избыточном количестве административно-управленческого и учебно-вспомогательного персонала.

Наиболее значимой проблемной позицией СибГИУ в настоящее время и в перспективе, оказывающей определяющее влияние на эффективность деятельности вуза, является недостаточный кадровый потенциал.

В связи с этим существует необходимость разработки программы развития кадрового потенциала университета. С учетом опыта других вузов [18 – 20] программа должна включать в себя следующие основные пункты:

- система индивидуального премирования сотрудников, показавших высокий уровень активности в развитии новых инновационных об-

разовательных программ, научно-исследовательской деятельности;

- ввод системы оплаты труда ППС на основе эффективного контракта с четко обозначенными показателями эффективности по результатам работы в отчетный период;

- совершенствование внутриуниверситетской системы дополнительного образования ППС;

- формирование и развитие стратегического и оперативного кадрового резерва на должности ППС, в том числе заведующих кафедрами и директоров институтов.

Необходимо отметить, что ряд вышеприведенных мероприятий по развитию кадрового потенциала в настоящее время фактически реализуется в СибГИУ, однако их эффективность является явно недостаточной, что подтверждается фактическими показателями мониторинга.

### Выводы

На основании проведенного сравнительного анализа показателей мониторинга эффективности деятельности СибГИУ и технических вузов близкой направленности Сибирского федерального округа по основным сферам деятельности установлено, что наиболее значимой проблемной позицией Сибирского государственного индустриального университета, оказывающей негативное влияние на основные сферы деятельности вуза, является недостаточный кадровый потенциал.

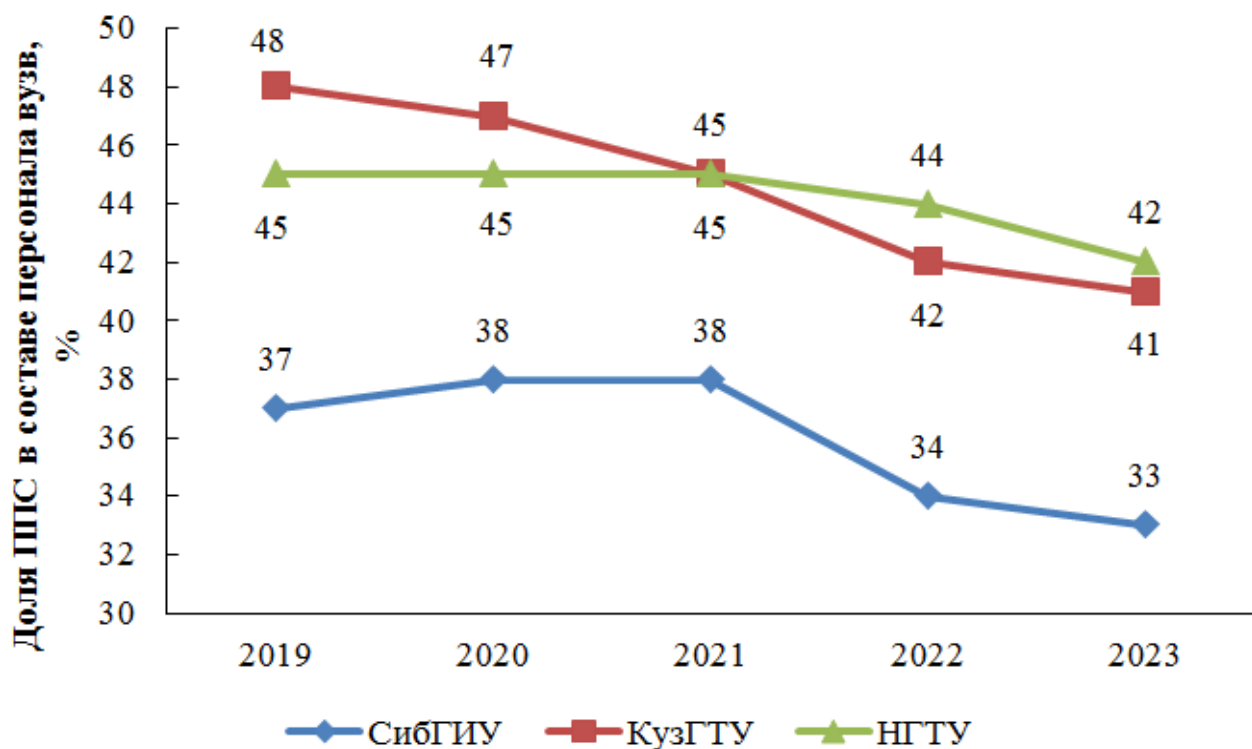


Рис. 5. Изменение доли ППС в общем штате сотрудников вуза  
Fig. 5. Change of the share of teaching staff in the total number of university employees

Предложен к реализации комплексный подход к развитию кадрового потенциала с разработкой соответствующей программы. Основываясь на опыте других вузов, сформулированы основные ее пункты.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kuznetsova E.I., Dianov D.V., Ovezova U.A., Suslov A.V., Markova T.S. Career and salary of a university teacher: personnel policy regulation in Russia. *Revista Tempos e Espaços em Educação*. 2021;14(33). <https://doi.org/10.20952/revtee.v14i33.16267>
2. Kuklin A.V., Sanovich M.A. Marketing mechanism of quality management in universities in the conditions of competition in the cross-border markets of higher education. *International Journal for Quality Research*. 2023;17(3):923–938. <https://doi.org/10.24874/ijqr17.03-18>
3. Reznik S.D., Vdovina O.A. Regional university teacher: evolution of teaching staff and priority activities. *European Journal of Contemporary Education*. 2018;7(4):790–803. <https://doi.org/10.13187/ejced.2018.4.790>
4. Tomskikh A.A. Territorial management of a regional university: growth management factors. *Transbaikal State University Journal*. 2023;29(2):101–111. <https://doi.org/10.21209/2227-9245-2023-29-2-101-111>
5. Шумакова И.А. Управление маркетинговой деятельностью российских вузов и его адаптация к изменяющимся рыночным условиям в экономике России и на глобальных рынках. *Экономика. Информатика*. 2021;48(1):72–81. <https://doi.org/10.52575/2687-0932-2021-48-1-72-81>
6. Кайгородцев А.А., Сарсембаева Г.Ж., Кайгородцева Т.Ф. Концепция стратегии развития вуза в условиях рыночной экономики. *Международный журнал экспериментального образования*. 2015;(11-3):379–382.
7. Balatsky E.V., Ekimova N.A. Global competition of universities in the mirror of international rankings. *Herald of the Russian Academy of Sciences*. 2020;90(4):417–427. <https://doi.org/10.1134/S1019331620040073>
8. Abankina I., Filatova L., Nikolayenko E. Polarization of universities in the central federal district of Russia under reform. *Journal of Applied Research in Higher Education*. 2018;10(4):410–429. <https://doi.org/10.1108/JARHE-12-2017-0159>
9. Vidrevich M., Pervukhina I. Challenges to regional universities in Russia: the case of Ural federal okrug. *SHS Web of Conferences*. 2021;99(01007). <https://doi.org/10.1051/shsconf/20219901007>
10. Alimova Sh.Zh., Ospanova Zh.Z. Non-formal education on the Coursera platform: a regional university experience. *Bulletin of Yassawi University*. 2024;134(4):325–334. <https://doi.org/10.47526/2024-4/2664-0686.124>
11. Калганова Н.В. Математическое моделирование процесса управления стратегическим развитием кадрового потенциала отраслевых вузов. *Вестник Уральского государственного университета путей сообщения*.

- 2021;2(50):115–124.  
<https://doi.org/10.20291/2079-0392-2021-2-115-124>
12. Voronin D.M., Chaychenko M.V., Voronina E.G. Model for implementing project-based learning at a regional university. *SHS Web of Conferences*. 2020;87(00010).  
<https://doi.org/10.1051/shsconf/20208700010>
  13. Протопопов Е.В., Галевский Г.В., Темлянец М.В. Институт металлургии и материаловедения СибГИУ: история, научно-образовательная деятельность, достижения. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2020;(32):4–9.
  14. Кулагин Н.М., Галевский Г.В. Ранний период университетской истории. *Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии*. 2002;(11):88–113.
  15. Алешина Е.А., Матехина О.В. От строительного факультета СМИ к архитектурно-строительному институту СибГИУ. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2020;2(32):28–32.
  16. Савельев А.Н. Научная школа Западной Сибири в области тяжелого технологического оборудования (к истории кафедры механического оборудования металлургических заводов СибГИУ). *Известия вузов. Черная металлургия*. 2010;(6):75–78.
  17. Гутак Я.М., Капралова Т.П., Шипилова А.М. Геологическое образование в СибГИУ (к юбилею института горного дела и геосистем и кафедры геологии, геодезии и безопасности жизнедеятельности). *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2018;3(25):15–18.
  18. Yinusa Toyese Agbaje. Government policy and administration: effect of integrated personnel payroll information system (IPPIS) on cooperative societies in Obafemi Awolowo university, ile-ife. *World Journal of Research and Review*. 2022;15(4). <https://doi.org/10.31871/wjrr.15.4.7>
  19. Син Е.Е. Кадровый потенциал - основа устойчивого развития вуза. *Вестник Омского государственного университета. Педагогика. Психология*. 2024;1(4):100–104.  
[https://doi.org/10.52754/16948742\\_1\(4\)\\_12-2024](https://doi.org/10.52754/16948742_1(4)_12-2024)
  20. Бездудная А.Г., Иванов Е.Д. Развитие кадрового потенциала вуза в стратегическом аспекте. *Экономика, предпринимательство и право*. 2025;15(3):1991–2004.  
<https://doi.org/10.18334/epp.15.3.122944>
- ### REFERENCES
1. Kuznetsova E.I., Dianov D.V., Ovezova U.A., Suslov A.V., Markova T.S. *Career and salary of a university teacher: personnel policy regulation in Russia*. *Revista Tempos e Espaços em Educação*. 2021;14(33).  
<https://doi.org/10.20952/revtee.v14i33.16267>
  2. Kuklin A.V., Sanovich M.A. Marketing mechanism of quality management in universities in the conditions of competition in the cross-border markets of higher education. *International Journal for Quality Research*. 2023;17(3):923–938.  
<https://doi.org/10.24874/ijqr17.03-18>
  3. Reznik S.D., Vdovina O.A. Regional university teacher: evolution of teaching staff and priority activities. *European Journal of Contemporary Education*. 2018;7(4):790–803.  
<https://doi.org/10.13187/ejced.2018.4.790>
  4. Tomskikh A.A. Territorial management of a regional university: growth management factors. *Transbaikal State University Journal*. 2023;29(2):101–111.  
<https://doi.org/10.21209/2227-9245-2023-29-2-101-111>
  5. Shumakova I.A. Marketing management of Russian universities and its adaptation to changing market conditions in the Russian economy and global markets. *Ekonomika. Informatika*. 2021;48(1):72–81.  
<https://doi.org/10.52575/2687-0932-2021-48-1-72-81> (In Russ.).
  6. Kaigorodtsev A.A., Sarsembaeva G.Zh., Kaigorodtseva T.F. Concept of the strategy of development of the university in the conditions of the market economy. *Mezhdunarodnyi zhurnal eksperimental'nogo obrazovaniya*. 2015;(11-3):379–382. (In Russ.).
  7. Balatsky E.V., Ekimova N.A. Global competition of universities in the mirror of international rankings. *Herald of the Russian Academy of Sciences*. 2020;90(4):417–427.  
<https://doi.org/10.1134/S1019331620040073>
  8. Abankina I., Filatova L., Nikolayenko E. Polarization of universities in the central federal district of Russia under reform. *Journal of Applied Research in Higher Education*. 2018;10(4):410–429. <https://doi.org/10.1108/JARHE-12-2017-0159>
  9. Vidrevich M., Pervukhina I. Challenges to regional universities in Russia: the case of Ural federal okrug. *SHS Web of Conferences*. 2021;99(01007).  
<https://doi.org/10.1051/shsconf/20219901007>
  10. Alimova Sh.Zh., Ospanova Zh.Z. Non-formal education on the Coursera platform: a regional university experience. *Bulletin of Yassawi University*. 2024;134(4):325–334.  
<https://doi.org/10.47526/2024-4/2664-0686.124>
  11. Kalganova N.V. Mathematical modeling of the process of managing the strategic development of human resources potential of industry universities. *Bulletin of the Ural State Transport University*. 2021;2(50):115–124.  
<https://doi.org/10.20291/2079-0392-2021-2-115-124> (in Russ.).
  12. Voronin D.M., Chaychenko M.V., Voronina E.G. Model for implementing project-based learning at a regional university. *SHS Web of Conferences*.

2020;87(00010).

<https://doi.org/10.1051/shsconf/20208700010>

13. Protopopov E.V., Galevskii G.V., Temlyantsev M.V. Institute of Metallurgy and Materials Science of SibGIU: history, scientific and educational activities, achievements. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2020;(32):4–9. (In Russ.).
14. Kulagin N.M., Galevskii G.V. Early period of university history. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii Rossiiskoi akademii estestvennykh nauk. Otdelenie metallurgii*. 2002;(11):88–113. (In Russ.).
15. Aleshina E.A., Matekhina O.V. From the Construction Faculty of SMI to the Architecture and Civil Engineering Institute of SIBGIU. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2020;2(32):28–32. (In Russ.).
16. Savel'ev A.N. Scientific school of Western Siberia in the field of heavy technological equipment (on the history of the department of mechanical equipment of metallurgical plants of SibGIU). *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2010;(6):75–78. (In Russ.).
17. Gutak Ya.M., Kapralova T.P., Shipilova A.M. Geological education at SibGIU (on the anniversary of the Institute of Mining and Geosystems and the Department of Geology, Geodesy and Life Safety). *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2018;3(25):15–18.
18. Yinusa Toyese Agbaje. Government policy and administration: effect of integrated personnel payroll information system (IPPIS) on cooperative societies in Obafemi Awolowo university, ile-ife. *World Journal of Research and Review*. 2022;15(4). <https://doi.org/10.31871/wjrr.15.4.7>
19. Sin E.E. Human Resources Potential as the Basis for Sustainable Development of a University. *Vestnik Oshskogo gosudarstvennogo universiteta. Pedagogika. Psikhologiya*. 2024;1(4):100–104. [https://doi.org/10.52754/16948742\\_1\(4\)\\_12-2024](https://doi.org/10.52754/16948742_1(4)_12-2024) (in Russ.).
20. Bezdudnaya A.G., Ivanov E.D. Development of a University's Human Resources Potential in a Strategic Aspect. *Ekonomika, predprinimatel'stvo i pravo*. 2025;15(3):1991–2004. <https://doi.org/10.18334/epp.15.3.122944>

**Сведения об авторах**

**Александр Александрович Уманский**, д.т.н., директор Института металлургии и материаловедения,

Сибирский государственный индустриальный университет

**Email:** umanskii@bk.ru

**ORCID:** 0000-0003-4403-9006

**SPIN-код:** 2374-4553

**Олег Аркадьевич Затеякин**, д.э.н., профессор кафедры менеджмента и территориального развития, Сибирский государственный индустриальный университет

**Email:** zatepyakin\_oa@sibsiu.ru

**SPIN-код:** 7287-4020

**Любовь Валерьевна Думова**, к.т.н., доцент кафедры менеджмента и территориального развития, Сибирский государственный индустриальный университет

**Email:** doumova@bk.ru

**SPIN-код:** 9466-1300

**Information about the authors**

**Aleksandr A. Umanskii**, Dr. Sci. (Eng.), Director of the Institute of Metallurgy and Materials Science, Siberian State Industrial University

**Email:** umanskii@bk.ru

**ORCID:** 0000-0003-4403-9006

**SPIN-код:** 2374-4553

**Oleg A.**, Dr. Sci. (Ec.) Prof. of the Chair of Management and Territorial Development, Siberian State Industrial University

**Email:** zatepyakin\_oa@sibsiu.ru

**SPIN-код:** 7287-4020

**L'ubov V. Dumova**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Management and Territorial Development, Siberian State Industrial University

**Email:** doumova@bk.ru

**SPIN-код:** 9466-1300

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 18.08.2025

После доработки 08.09.2025

Принята к публикации 15.09.2025

Received 18.08.2025

Revised 08.09.2025

Accepted 15.09.2025

## К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

С 22 июня 2023 г. журнал «Вестник Сибирского государственного индустриального университета» включен в Перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук по специальностям:

1.3.8. *Физика конденсированного состояния (физико-математические, технические);*

2.6.1. *Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические);*

2.6.2. *Металлургия черных, цветных и редких металлов (технические);*

2.6.17. *Материаловедение (технические).*

Журнал «Вестник Сибирского государственного индустриального университета» включен в Единый государственный перечень научных изданий – «Белый список», присвоен уровень 2.

В журнале публикуются оригинальные, ранее не публиковавшиеся статьи, содержащие наиболее существенные результаты научно-технических экспериментальных исследований, а также итоги работ проблемного характера по следующим направлениям:

1. *Физика конденсированного состояния.*

2. *Металлургия и материаловедение.*

3. *Экономика. Управление. Финансы.*

К рукописи следует приложить рекомендацию соответствующей кафедры высшего учебного заведения, экспертное заключение, разрешение ректора или проректора высшего учебного заведения (для неучебного предприятия – руководителя или его заместителя) на опубликование результатов работ, выполненных в данном вузе (предприятии), авторское согласие.

В редакцию следует направлять материалы статьи в электронном виде и два экземпляра текста статьи на бумажном носителе. Для ускорения процесса рецензирования статей электронный вариант статьи и скан-копии сопроводительных документов рекомендуется направлять по электронной почте по адресу e-mail: [vestnicsibgu@sibsiu.ru](mailto:vestnicsibgu@sibsiu.ru). При направлении материалов в редакцию необходимо указывать раздел, в котором статья будет опубликована.

Таблицы, библиографический список и подрисовочный текст следует представлять на отдельных страницах. В рукописи необходимо сделать ссылки на таблицы, рисунки и литературные источники, приведенные в статье.

Иллюстрации нужно представлять отдельно от текста на носителе информации. Пояснительные надписи в иллюстрациях должны быть выполнены шрифтом Times New Roman Italic (греческие буквы – шрифтом Symbol Regular) размером 9. Тоновые изображения, размер которых не должен превышать 75 × 75 мм (фотографии и другие изображения, содержащие оттенки черного цвета), следует направлять в виде растровых графических файлов (форматов \*.bmp, \*.jpg, \*.gif, \*.tif) в цветовой шкале «оттенки серого» с разрешением не менее 300 dpi (точек на дюйм). Штриховые рисунки (графики, блок-схемы и т.д.) следует представлять в «черно-белой» шкале с разрешением не менее 600 dpi. На графиках не нужно наносить линии сетки, а экспериментальные или расчетные точки (маркеры) без крайней необходимости не «заливать» черным. Штриховые рисунки, созданные при помощи пространственных программ MS Excel, MS Visio и др., следует представлять в формате исходного приложения (\*.xls, \*.vsd и др.).

Шрифтовое оформление физических величин: латинские буквы в светлом курсивном начертании, русские и греческие – в светлом прямом. Числа и единицы измерения – в светлом прямом начертании. Особое внимание следует обратить на правильное изображение индексов и показателей степеней. Формулы набираются с помощью редакторов формул Equatn или Math Type, масштаб формул должен быть 100 %. Масштаб устанавливается в диалоговом окне «Формат объекта». В редакторе формул для

латинских и греческих букв использовать стиль «Математический» («Math»), для русских – стиль «Текст» («Text»). Размер задается стилем «Обычный» («Full»), для степеней и индексов – «Крупный индекс / Мелкий индекс» («Subscript / Sub-Subscript»). Недопустимо использовать стиль «Другой» («Other»).

Необходимо избегать повторения одних и тех же данных в таблицах, графиках и тексте статьи. Объем статьи не должен превышать 18 – 20 страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала.

Рукопись должна быть тщательно выверена, подписана автором (при наличии нескольких авторов, число которых не должно превышать пяти, – всеми авторами); в конце рукописи указывают полное название высшего учебного заведения (предприятия) и кафедры, дату отправки рукописи, а также полные сведения о каждом авторе (Ф.И.О., место работы, должность, ученая степень, звание, служебный и домашний адреса с почтовыми индексами, телефон, e-mail, ORCID). Необходимо указать, с кем вести переписку.

Цитируемую в статье литературу следует давать общим списком в порядке упоминания в статье с обозначением ссылки в тексте порядковой цифрой. Перечень литературных источников рекомендуется не менее 20.

Библиографический список оформляют в соответствии с ГОСТ 7.0.100 – 2018: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, полное название журнала, название статьи, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборников – фамилии и инициалы авторов, название сборника, название статьи, место издания, издательство, год издания, кому принадлежит, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипции, в библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

К статье должны быть приложены аннотация объемом 200 – 250 слов, ключевые слова.

В статье необходимо привести на английском языке: название статьи, Ф.И.О. авторов, место их работы, аннотацию и ключевые слова.

Краткие сообщения должны иметь самостоятельное научное значение и характеризоваться новизной и оригинальностью. Они предназначены для публикации в основном аспирантских работ. Объем кратких сообщений не должен превышать двух страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала, включая таблицы и библиографический список. Под заголовком в скобках следует указать, что это краткое сообщение. Допускается включение в краткое сообщение одного несложного рисунка, в этом случае текст должен быть уменьшен. Приводить в одном сообщении одновременно таблицу и рисунок не рекомендуется.

Количество авторов в кратком сообщении должно быть не более трех. Требования к оформлению рукописей и необходимой документации те же, что к оформлению статей.

Корректуры статей авторам, как правило, не посылают.

В случае возвращения статьи автору для исправления (или при сокращении) датой представления считается день получения окончательного текста.

Статьи, поступающие в редакцию, проходят гласную рецензию.

Статьи журнала индексируются в РИНЦ, представлены на сайтах <https://vestnik.sibsiu.ru/> и <https://www.sibsiu.ru> в разделе Наука и инновации (Периодические научные издания).

## TO THE AUTHORS ATTENTION

On June 22, 2023 the journal, "Bulletin of Siberian State Industrial University" was included in the List of peer-reviewed scientific editions. The journal should publish the main scientific results of dissertations for the degrees of Candidates and Doctors of Sciences in following specialties:

1.3.8. *Condensed matter physics (physical and mathematical, engineering);*

2.6.1. *Metallurgy and heat treatment of metals and alloys (engineering);*

2.6.2. *Metallurgy of ferrous, non-ferrous and rare metals (engineering);*

2.6.17. *Materials science (engineering).*

The journal "Bulletin of the Siberian State Industrial University" received K2 category.

The journal publishes original, previously unpublished articles containing the most significant results of scientific and technical experimental research, as well as the results of problematic work in the following areas:

1. *Condensed matter physics;*

2. *Metallurgy and materials science;*

3. *Economics. Management. Finance.*

The journal "Bulletin of the Siberian State Industrial University" is included in the Unified State List of scientific publications - the "White List", assigned level 2.

The paper should be accompanied by the recommendation of the relevant department of the higher education institution, expert opinion, permission of the rector or vice-rector of the higher education institution (for a non-academic enterprise – the head or his deputy) to publish the results of the work performed in this university (enterprise), author's consent.

The editorial office should receive the materials of the article in electronic form and two copies of the text of the article in hard copy. To speed up the review process, it is recommended to send the electronic version of the article and scanned copies of accompanying documents by e-mail to [vestnicsibgiu@sibsiu.ru](mailto:vestnicsibgiu@sibsiu.ru). You should indicate the section in which the article will be published before sending materials to the editorial office.

Tables, reference list, and captions should be presented on separate pages. You need to make references to tables, figures and references cited in the article.

Illustrations should be presented separately from the text. Explanatory inscriptions in illustrations should be made in Times New Roman Italic font size 9 (Greek letters – in Symbol Regular font). Gray-scale images, the size of which should not exceed 75 × 75 mm (photographs and other images containing shades of black), should be sent as raster graphic files (formats \*.bmr, \*.jpg, \*.gif, \*.tif) in the color scale "shades of gray" with a resolution of at least 300 dpi. Stroke drawings (graphs, flowcharts, etc.) should be presented in "black and white" scale with a resolution of at least 600 dpi. You do not need to draw grid lines on the graphs, and to "fill" black experimental or calculation points (markers) without absolute necessity. Stroke drawings created using common programs MS Excel, MS Visio, etc., should be presented in the format of the original application (\*.xls, \*.vsd, etc.).

Typography of physical quantities: Latin letters in light italic, Russian and Greek letters in light straight type. Numbers and units of measurement are in light-colored straight type. Particular attention should be paid to the correct representation of indexes and degree indicators. Formulas are typed with the help of formula editors' Equatn or Math Ture, the scale of formulas should be 100 %. The scale is set in the Format Object dialog box. In the formula editor, use the "Math" style for Latin and Greek letters, and the "Text" style for Russian letters. The size should be

"Full", for degrees and indexes – "Subscript / Sub-Subscript". Do not use the "Other" style.

It is necessary to avoid repetition of the same data in tables, graphs and the text of the article. The volume of the article should not exceed 18 – 20 pages of text, printed in font 14 at one and a half intervals.

The manuscript should be carefully checked, signed by the author (if there are several authors, the number of which should not exceed five – by all authors). At the end of the manuscript indicate the full name of the higher education institution (enterprise) and department, the date of submission of the manuscript, as well as complete information about each author (full name, place of work, position, academic degree, title, office and home addresses with postal codes, telephone, e-mail, ORCID). It is necessary to indicate with whom to correspond.

References cited in the article should be given in a general list in the order of mentioning in the article, with the reference in the text indicated by a serial number. The list of literature sources is recommended no less than 20.

The references shall be arranged in accordance with GOST 7.0. 100 – 2018: a) for books – surnames and initials of authors, full title of the book, volume number, place of publication, publisher and year of publication, total number of pages; b) for journal articles – surnames and initials of authors, full title of the journal, title of the article, year of publication, volume number, issue number, pages covered by the article; c) for articles from collections – surnames and initials of authors, title of the collection, title of the article, place of publication, publisher, year of publication, to whom it belongs, number or issue, pages covered by the article.

Foreign names and terms should be given in the text in Russian transcription. In the references, the names of authors, full names of books and journals should be given in their original transcription.

References to unpublished works are not allowed.

The article should be accompanied by an abstract of 200 – 250 words and key words.

The title of the article, full name of the authors, place of their work, abstract and key words should be given in English at the of the article.

Short reports should have independent scientific value and be characterized by novelty and originality. These are mainly meant for the publication of postgraduate papers. Short reports should not exceed two pages of text, typed in 14-point font at one and a half intervals, including tables and bibliography. It should be indicated in brackets under the title that it is a short paper. You can include one simple figure in a brief message; in this case, the text should be reduced. We do not recommend including both a table and a figure in the same paper.

The number of authors in a short report should not exceed three. The requirements for the submission of manuscripts and required documentation are identical to those for the submission of articles. As a rule, corrections of articles are not forwarded to the authors.

If the article is returned to the author for correction (or in case of reduction), the date of submission is considered to be the day of receiving the final text.

Articles submitted to the editorial office are subject to public review.

The articles of the journal are indexed in the Russian Science and Technology Center (RSCI), presented on the websites <https://vestnik.sibsiu.ru/> and <https://www.sibsiu.ru> in the section Science and Innovations (Periodical Scientific Editions).

На д н о м е р о м р а б о т а л и

*Коновалов С.В.*, главный редактор

*Запольская Е.М.*, ответственный секретарь

*Темлянцева Е.Н.*, верстка

*Олендаренко Е.В.*, менеджер по работе с клиентами

*Безродная Е.А.*, администратор сайта