

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Научный журнал

ВЕСТНИК
Сибирского государственного
индустриального университета

№ 3 (57), 2026

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 (57), 2026

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)

Регистрационный номер СМИ:

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

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

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)

Media registration number:

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

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

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

30.09.2026 г.

Выход в свет

30.09.2026 г.

Формат бумаги 60×88 1/8.

Бумага писчая.

Печать офсетная.

Усл. печ. л. 4,8.

Уч.-изд. л. 5,3.

Тираж 300 экз.

Заказ № 166.

Цена свободная

Signed to the press

30.09.2026

Coming out

30.09.2026

The paper size is 60×88 1/8.

Writing paper.

Offset printing.

Usl. pech. l. 4,8.

Uch.-ed. l. 5,3.

The circulation is 300 copies.

Order no. 166.

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, заведующий кафедрой материаловедения и технологии материалов, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, г. Санкт-Петербург, Россия

Затепякин 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 «НИНХ», 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. Газибад, 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

Пантелеенко Федор Иванович, член-корреспондент НАН Беларуси, д.т.н., профессор, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь

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

Реймер Валерий Викторович, д.э.н., профессор, декан факультета экономики и бизнеса, Московский финансово-юридический университет МФЮА, г. Москва, Россия

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 Джамия Миллия Исламия, Центральный университет, г. Нью-Дели, Индия

Стрижак Павел Александрович, член-корреспондент РАН, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией тепломассопереноса, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

Султангузин Ильдар Айдарович, д.т.н., профессор, профессор кафедры промышленных теплоэнергетических 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., старший научный сотрудник кафедры сварочного оборудования и технологий Южно-Уральского государственного университета (Национального исследовательского университета), г. Челябинск, Россия

Темлянцев 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, профессор кафедры обработки металлов давлением и материаловедения ЕВРАЗ ЗСМК, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

Members of the editorial board

Chief Editor

Konovalov 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, Head of the Department of Materials Science and Technology of Materials, St. Petersburg State Maritime Technical University, St. Petersburg, 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

Panteleenko Fedor Ivanovich, Doctor of Technical Sciences, Professor, Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, Belarusian National Technical University, Minsk, Republic of Belarus

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

Reimer Valery Viktorovich, Doctor of Economics, Professor, Dean of the Faculty of Economics and Business, Accredited Private Institution of Higher Education "Moscow University of Finance and Law (MFUA)", Moscow, Russia

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, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, 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, Professor of the Department of Metalworking by Pressure and Materials Science of EVRAZ ZSMK, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

СОДЕРЖАНИЕ

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Симохин С.П., Митрошенков Н.В. Влияние режимов электролиза на субмикроструктуру железо-кобальтовых покрытий.....9

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Ломиворотов Н.П., Михно А.Р., Махнева Г.И., Панченко И.А., Коновалов С.В. Получение и исследование наплавки из порошковой проволоки Fe – Cr – Mo – W в атмосфере защитного газа.....17

Протопопов Е.В., Уманский А.А., Полежаев С.А. Моделирование гидрогазодинамических процессов при нанесении шлакового гарнисажа на футеровку конвертера...29

Шкода О.А., Беляев Н.Е., Шулпекоев А.М., Головин Е.Д. Применение механохимически синтезированных силицидов ниобия для электропроводящих полимерных покрытий.....40

Монгуш Г.Р., Манзырыкчы Х.Б., Сапелкина Т.В. Перспективы сорбционной доочистки сточных вод с использованием углеродного сорбента из угля марки Ж.....54

Сонар Т.М. Горячая прочность при растяжении при 550 °С разнородных соединений сталей 10Х9МФБ и 03Х18Н11, полученных аргонодуговой сваркой с флюсом и промежуточным слоем AlCoCrFeNi_{2.1}.....65

Рева Д.В., Прусов Е.С., Деев В.Б. Структура и трибологическое поведение гибридных алюмоматричных композитов при различных условиях кристаллизации.....79

Никитин К.В., Дьячков В.Н., Тимошкин И.Ю., Биктимиров Р.М., Евтушенко С.В. Исследование свойств отработанных формовочных смесей на основе синтетического бокситового песка после регенерации.....90

Темлянтцев М.В., Корнет М.Е. Моделирование процессов подогрева лома для конвертерной плавки газокислородными факелами.....99

Зыкова А.П., Панфилов А.О., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю. Влияние термической обработки на структуру и

CONTENTS

CONDENSED MATTER PHYSICS

Simokhin S.P., Mitroshenkov N.V. Influence of Electrolysis Modes on the Submicrostructure of Iron-Cobalt Coatings.....9

METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE

Lomivorotov N.P., Mikhno A.R., Makhneva G.I., Panchenko I.A., Konovalov S.V. Production and study of surfacing from Fe – Cr – Mo – W cored wire in a protective gas atmosphere.....17

Protopopov E.V., Umanskii A.A., Polezhaev S.A. Modeling of hydrogasdynamic processes during the application of slag coating to the converter lining.....29

Shkoda O.A., Belyaev N.E., Shulpekoy A.M., Golovin E.D. Application of mechanochemically synthesized niobium silicides for electrically conductive polymer coatings.....40

Mongush G.R., Manzyrykchy H.B., Sapelkina T.V. Prospects for Sorption Post-treatment of Wastewater Using a Carbon Sorbent Made from Grade F Coal.....54

Sonar T.M. Hot tensile strength at 550 °C of dissimilar 10Kh9MFB and 03Kh18N11 steel joints fabricated via flux-assisted argon arc welding with AlCoCrFeNi_{2.1} alloy interlayer.....65

Reva D.V., Prusov E.S., Deev V.B. Structure and tribological behavior of hybrid aluminum matrix composites under different solidification conditions.....79

Nikitin K.V., D'yachkov V.N., Timoshkin I.Yu., Biktimirov R.M., Evtushenko S.V. Study of the properties of spent molding mixtures based on synthetic bauxite sand after regeneration.....90

Temlyantsev M.V., Kornet M.E. Modeling of the processes of heating scrap for converter smelting using gas-oxygen torches.....99

Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Kolubaev E.A., Tarasov S.Yu. Effect of heat treatment on the structure and proper-

свойства сплава ВТ6, полученного электронно-лучевой аддитивной технологией.....110

ties of Ti6Al4V alloy produced by wire-feed electron beam additive manufacturing.....110

ЭКОНОМИКА. УПРАВЛЕНИЕ. ФИНАНСЫ

ECONOMY. MANAGEMENT. FINANCE

Хамитов Р.М. Методика оценки экономической эффективности внедрения интеллектуальных систем рентгеновского контроля в литейном производстве...121

Kamitov R. Methodology for assessing the economic efficiency of the introduction of intelligent X-ray control systems in foundry production.....121

Самохвалова О.С., Финская Т.А., Коновалов С.В. Эффективность государственной поддержки для развития сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе.....134

Samokhvalova O.S., Finskaya T.A., Konovalov S.V. The effectiveness of state support for the development of agricultural land use in Kuzbass.....134

К сведению авторов.....146

To the authors attention.....148

Оригинальная статья

УДК 621.35.035

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-9-16

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОЛИЗА НА СУБМИКРОСТРУКТУРУ ЖЕЛЕЗО-КОБАЛЬТОВЫХ ПОКРЫТИЙ

© 2026 г. С. П. Симохин¹, Н. В. Митрошенков²

¹Брянский государственный инженерно-технологический университет (Россия, 241037, Брянск, пр. Станке Димитрова, 3)

²Брянский государственный университет имени академика И.Г. Петровского (Россия, 241036, Брянск, ул. Бежицкая, 14)

Аннотация. Получены покрытия из гетерофазного потока электролита железнения путем добавки в раствор сернокислого кобальта (CoSO_4). Гетерофазный поток получали на специально собранной установке в лабораторных условиях. Толщину нанесенных покрытий варьировали в пределах 0,3 – 0,4 мм. В качестве основы использовали образцы из стали марки Ст3 размером $30 \times 30 \times 1,5$ мм. Метод оптической микроскопии использовали для визуального наблюдения полученных покрытий. Определение дефектов структуры подложки и переходного слоя осуществляли рентгеноструктурным анализом рентгенограмм, полученных на дифрактометре ДРОН-7 в медном излучении с применением бесто-селективного фильтра от атомных плоскостей (110), (211). Размер блоков, плотность дислокаций и микроискажения оценивали с использованием формулы П.Б. Хирша в пакете приложений PDWin. Для построения графических уравнений использовали методы математического анализа. Опытные данные обрабатывали методами математической статистики. Эксперименты проводили по плану ЦКР 2³. Обработку результатов эксперимента осуществляли по стандартной методике. На основании исследований были получены уравнения, которые адекватно описывают зависимость субмикроструктурных параметров покрытий от режимов электролиза. Полученные результаты исследования позволяют получать покрытия с необходимыми физико-механическими свойствами: размер блоков мозаики, плотность дислокации, микроискажения кристаллической решетки, микротвердость, износостойкость. На основании графических представлений получили, что изменяемые параметры электролиза ограничены. Для получения прочных и износостойких покрытий необходимо ограничить скорость до 4 – 6 м/с, катодный ток не более 200 – 300 А/дм², а содержание сернокислого кобальта имеет граничное значение 90 – 100 г/л. Выявлено, что если увеличить содержания сернокислого кобальта в электролите, то изменений в субмикроструктуре не происходит, а значит нет влияния на физико-механические свойства.

Ключевые слова: оптическая микроскопия, рентгеновская микроскопия, гетерофазный поток, электролит, размер блоков, микроискажения, плотность дислокации, субмикроструктура, регрессионный анализ, дефект структуры

Для цитирования: Симохин С.П., Митрошенков Н.В. Влияние режимов электролиза на субмикроструктуру железо-кобальтовых покрытий. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(56):9–16. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-9-16](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-9-16)

*Original article***EFFECT OF ELECTROLYSIS REGIMES ON THE SUBMICROSTRUCTURE OF IRON-COBALT COATINGS**© 2026 S. P. Simokhin¹, N. V. Mitroshenkov²¹**Bryansk State Technological University of Engineering** (3 Stanke Dimitrova Avenue, Bryansk, 241037, Russian Federation)²**Bryansk State Academician I.G. Petrovski University** (14 Bezhitskaya Street, Bryansk, 241036, Russian Federation)

Abstract. Coatings were obtained from a heterophase flow of an iron plating electrolyte by adding cobalt sulfate (CoSO₄) to the solution. The heterophase flow was obtained using a specially assembled laboratory setup. The thickness of the applied coatings varied within the range of 0.3 – 0.4 mm. Samples made of St3 steel, measuring 30 × 30 × 1.5 mm, were used as the base. The optical microscopy method was used to visually observe the obtained coatings. The defects in the structure of the substrate and the transition layer were identified using X-ray structural analysis of X-ray diffraction patterns obtained with a DRON-7 diffractometer using copper radiation and a beta-selective filter from the atomic planes (110), (211). The block size, dislocation density, and microstrain were estimated using P.B. Hirsch's formula in the PDWin application package. Methods of mathematical analysis were used to construct graphical equations. The experimental data were processed using methods of mathematical statistics. The experiments were conducted according to the TsKR 22 plan. The experimental results were processed using a standard methodology. Based on the studies, equations were obtained that adequately describe the dependence of the submicrostructural parameters of the coatings on the electrolysis modes. The obtained research results make it possible to produce coatings with the required physical and mechanical properties: the size of the mosaic blocks, dislocation density, microdistortions of the crystal lattice, microhardness, and wear resistance. Based on the graphical representations, it was found that the adjustable electrolysis parameters are limited. To obtain durable and wear-resistant coatings, it is necessary to limit the speed to 4 – 6 m/s, the cathodic current to no more than 200 – 300 A/dm², and the content of cobalt sulfate to a maximum value of 90 – 100 g/l. It has been found that if the content of cobalt sulfate in the electrolyte is increased, no changes occur in the submicrostructure, which means there is no effect on the physicommechanical properties.

Keywords: optical microscopy, X-ray microscopy, heterophase flow, electrolyte, block size, microdistortions, dislocation density, submicrostructure, regression analysis, structural defect

For citation: Simokhin S.P., Mitroshenkov N.V. Influence of Electrolysis Modes on the Submicrostructure of Iron-Cobalt Coatings. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):9–16. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-9-16](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-9-16)

Введение

В настоящее время парк сельскохозяйственных машин развивается и приумножается в соответствии с запросами современной экономики. Целая отрасль нуждается не только в новой технике, но и заинтересована в долговечности ее использования и увеличении межремонтных сроков [1 – 3].

Одним из методов решения этой задачи является разработка и практическое применение современных технологий в ремонте изношенных деталей [4 – 6]. Восстанавливать изношенные узлы необходимо быстро, качественно и с меньшими затратами.

В настоящее время существует множество способов восстановления: перекомполювка, напыление, наплавка, нанесение гальванических

покрытий и др. [7 – 10]. Несмотря на большой выбор способов, электролитическое железнение получило широкое применение и имеет ряд преимуществ [11 – 13].

В научных работах по электролитическому железнению отмечено, что полученные осадки обладают специфическими физико-механическими свойствами и совершенной микроструктурой [14 – 16]. Если же использовать скоростное железнение из гетерофазного потока электролита, то осадки имеют такие же свойства, как и при обычном ванновом традиционном железнении, но достоинством является получение покрытий с заданными свойствами за короткий срок и с меньшими затратами [17 – 18].

В работах [2 – 5] было отмечено, что при добавлении в электролит железнения соли кобаль-

та (CoSO_4) микротвердость относительно «чистых» железных покрытий возрастает и износостойкость соответственно увеличивается.

Многие экспериментаторы при исследованиях осадков связывают их физическо-механические свойства с режимами и условиями нанесения переходного слоя на подложку, что затрудняет выбор необходимых условий электролиза для получения покрытий с заданными параметрами. Для получения качественных покрытий необходимо изучить структуру осадков и определить связь с микротвердостью, прочностью сцепления и износостойкостью [1; 19].

Целью настоящей работы является изучение влияния режимов электролиза на субмикроструктуру железо-кобальтовых покрытий, полученных из гетерофазного потока железнения, путем добавки в электролит сульфата кобальта в широком диапазоне режимов.

Методика исследования

Для исследования процесса осаждения железных покрытий в проточном электролите была сконструирована лабораторная установка, которая обеспечивала и контролировала гидродинамику потока. При исследованиях использовали образцы из стали марки Ст3, часто используемой в производстве [17; 20].

Для подготовки и нанесения покрытий на образцы применяли раствор хлористого железа ($400 - 600 \text{ кг/м}^3 \text{ FeCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$) с добавкой кобальта сернокислого (CoSO_4) от 10 до 150 кг/м^3 и взвешенными в нем частицами электрокорунда (марки F100) размером $100 - 200 \text{ мкм}$, наиболее подходящий для скоростного железнения.

При выборе режимов электролиза был проведен анализ литературы и практических исследований, по результату которого выявлено, что существенно влияющими параметрами на субмикроструктуру покрытий при электролизе являются скорость потока электролита (X_1 , м/с), концентрация частиц сернокислого кобальта CoSO_4 (X_2 , г/л) и плотность катодного тока (X_3 , А/дм²). Субмикроструктуру оценивали с помощью металлографического микроскопа Альтами MET 2С и растрового электронного микроскопа Tesla BS 300.

Определение дефектов структуры подложки и переходного слоя оценивали методом рентгеноструктурного анализа полученных дифракционных линий, рентгенограмм, полученных на дифрактометре ДРОН-7 в медном излучении $\text{CuK}\alpha$ от атомных плоскостей (110), (211) [21]. Размер D блоков и микроискажения ε , плотность дислокаций ρ оценивали по следующим формулам:

$$D = \frac{0,94\lambda}{\cos\vartheta} \frac{1}{\beta_d M},$$

$$\rho = \frac{\beta_d M}{3bD};$$

$$\varepsilon = \frac{1}{4\text{tg}\vartheta} \beta_m M,$$

где $\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$ – для медного излучения; ϑ – угол отражения; $b = 2,48 \cdot 10^{-8} \text{ см}$ – вектор Бюргерса; β_d и β_m – уширения линий рентгенограммы, см; M – масштаб съемки, рад/см.

Для построения графических уравнений использовали методы математического анализа. Повторность испытаний в опытах составляла от 3 до 20. Опытные данные обрабатывали методами математической статистики. Эксперименты проводили по плану ЦКР 2^3 [22]. Обработку результатов эксперимента проводили по стандартной методике. Для проверки адекватности уравнения использовали критерий Фишера (F), для определения значимости коэффициентов – критерий Стьюдента [23].

После нанесения покрытий образцы нейтрализовали в концентрированном растворе щелочи и стабилизировали в течение 10 суток.

Основные результаты

Из гетерофазного потока электролита железнения с добавкой сернокислого кобальта (CoSO_4) получены покрытия толщиной $0,3 - 0,4 \text{ мм}$, которые своей характерной структурой схожи с покрытиями, исследованными в работах [2; 24]. На рис. 1 представлена субмикроструктура покрытий железо – кобальт.

Субмикроструктура осадков существенно зависит от параметров электролиза. Расчет матриц планирования позволил определить коэффициенты регрессии, адекватно описывающие зависимости размера блока мозаики, плотности дислокаций микроискажений от параметров электролиза. После исключения незначимых

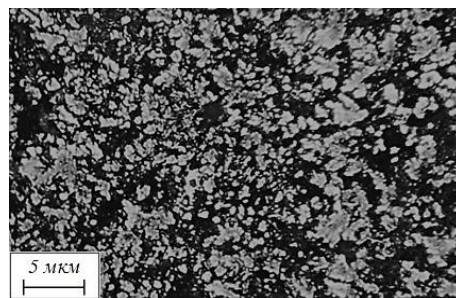


Рис. 1. Субмикроструктура железо – кобальт при размере блоков мозаики $180 - 200 \text{ \AA}$

Fig. 1. Iron – cobalt microstructure with mosaic block size of $180 - 200 \text{ \AA}$

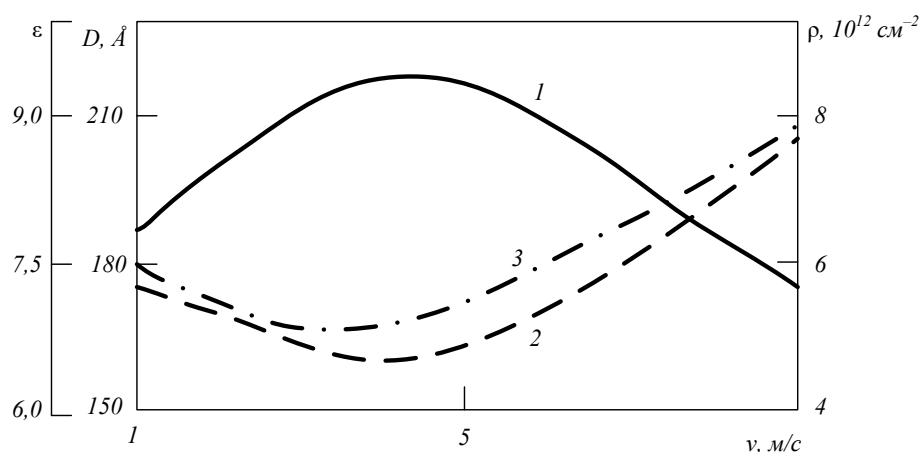


Рис. 2. Влияние скорости гетерофазного потока электролита железо – кобальт на величину блоков мозаики (1), плотность дислокаций (2), микроискажений (3); концентрация CoSO_4 80 кг/м³, $D_k = 270$ А/дм²
 Fig. 2. Effect of the heterophase flow rate of the iron – cobalt electrolyte on the size of the mosaic blocks (1), the density of dislocations (2), microdistortions (3); concentration CoSO_4 80 kg/m³, $D_k = 270$ A/dm²

коэффициентов уравнения для расчета приняли следующий вид:

$$D = 212,6 - 3,7X_1 + 12,1X_2 - 9,5X_3 - 11,6X_1^2 - 14,7X_2^2 - 11,8X_3^2 + 15,8X_1X_2 - 10,8X_2X_3 \quad (1)$$

$$\rho = 4,7 + 0,5X_1 - X_2 + 0,6X_3 + 0,8X_1^2 + 1,1X_2^2 + 0,8X_3^2 - 1,3X_1X_2 - 0,2X_1X_3 + 0,8X_2X_3 \quad (2)$$

$$\varepsilon = 6,63 + 0,43X_1 - 0,85X_2 - 0,71X_3 + 0,55X_1^2 + 0,64X_2^2 + 0,75X_3^2 - 0,6X_1X_2 + X_2X_3 \quad (3)$$

Размер блока мозаики, плотность дислокации и микроискажения кристаллической решетки существенно зависят от изменяемых параметров электролиза. При изучении субмикроструктуры покрытий было выявлено отдельное влияние изменяемых факторов электролиза.

При увеличении гетерофазного потока электролита размеры блоков мозаики в пределах плана эксперимента росли с 180 до 220 Å, а затем наблюдалось уменьшение до 175 Å (рис. 2). Плотность дислокации и микроискажения кри-

сталлической решетки уменьшали свои значения, а затем была тенденция к росту при скорости потока от 5 до 9 м/с (рис. 2).

На рис. 3 и 4 выявлено влияние параметров электролиза (концентрации CoSO_4 и катодной плотности тока) на размер области когерентного рассеивания (ОКР), плотность дислокаций и микроискажения кристаллической решетки исследуемых покрытий, полученных из гетерофазного потока электролита железнения, путем добавки соли сульфата кобальта в пределах плана эксперимента (рис. 3).

Анализируя влияние содержания сульфата кобальта на параметры субмикроструктуры, видно, что размеры блоков существенно растут от 150 до 220 Å, а затем наблюдается незначительный спад до 200 Å. Для плотности дислокаций и микроискажений кристаллической решетки наблюдается обратная тенденция в пределах плана эксперимента.

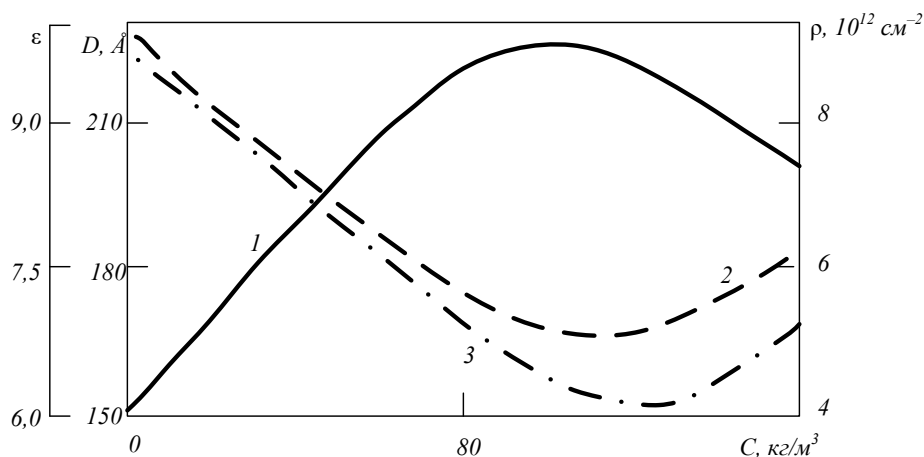


Рис. 3. Влияние концентрации CoSO_4 на величину блоков мозаики (1), плотность дислокаций (2), микроискажений (3); скорость потока $v = 5$ м/с, $D_k = 270$ А/дм²

Fig. 3. Effect of CoSO_4 concentration on the size of mosaic blocks (1), dislocation density (2), microdistortions (3); flow rate $v = 5$ m/s, $D_k = 270$ A/dm²

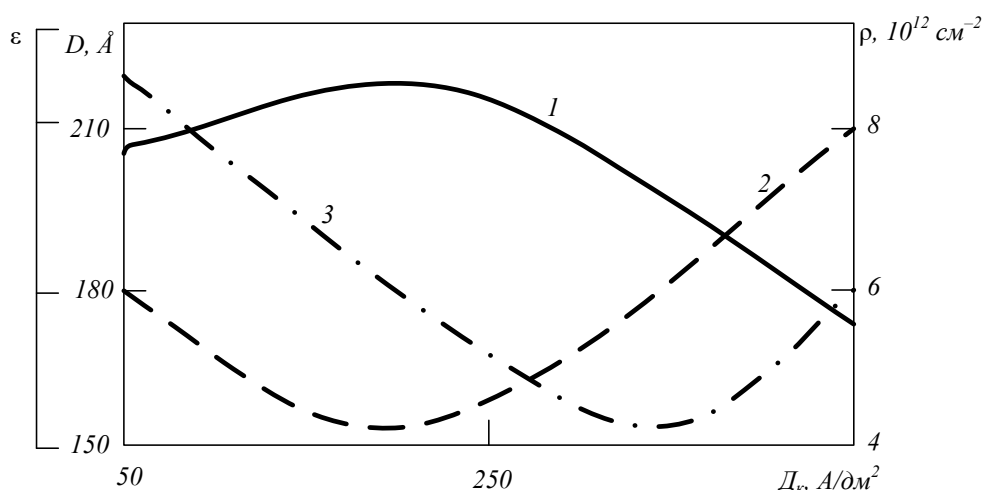


Рис. 4. Влияние катодного тока на величину блоков мозаики (1), плотность дислокаций (2), микроискажений (3); скорость потока $v = 5$ м/с; концентрация CoSO_4 80 кг/м³
 Fig. 4. Effect of cathode current on the size of mosaic blocks (1), dislocation density (2), microdistortions (3); flow rate $v = 5$ m/s, concentration CoSO_4 80 kg/m³

Если рассматривать влияние катодного тока на субмикроструктуру, то наблюдается незначительное увеличение блока мозаики до середины плана эксперимента, а затем уменьшение до 160 – 150 Å. Плотность дислокаций и микроискажения уменьшаются согласно теории, а затем существенно растут (рис. 4).

Добавка соли CoSO_4 способствует увеличению блоков мозаики и уменьшению дислокации, так как гидроксида кобальта включаются в покрытия и препятствуют образованию дислокаций. Увеличение катодного тока ведет к уменьшению блоков мозаики и увеличению дислокаций, что приближает процесс к аналогии «чистого» электролитического железнения, то есть эффект влияния гидроксида кобальта уменьшается и требует увеличения концентрации соли кобальта для улучшения эффекта.

Выбор параметров электролиза оказывает существенное влияние на субмикроструктуру осадков, полученных из гетерофазного потока электролита железнения путем добавления сульфата кобальта.

Выводы

Установлены закономерности влияния технологии получения железо-кобальтовых покрытий на их субмикроструктуру и физические свойства. Полученные данные позволяют выбрать оптимальные режимы электролиза для нанесения покрытий с необходимыми для применения в ремонтном производстве свойствами.

Проведенные исследования позволяют найти пути решения проблемы повышения долговечности поверхностей изношенных деталей, что ведет к меньшим затратам на ремонтный фонд парка сельскохозяйственных машин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гурьянов Г.В., Кисель Ю.Е. Определение параметров микроструктуры электрохимических покрытий по их дилатации. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2014;80(2):33–37.
2. Блинков Б.С., Серебровский В.И., Сафронов Р.И. Упрочнение электроосажденного железа кобальтом. *Вестник Курской государственной сельскохозяйственной академии*. 2015;6:73–74.
3. Блинков Б.С., Серебровский В.В., Калущий Е.С. Восстановление и упрочнение деталей машин электроосажденными покрытиями. *Механизация и электрификация сельского хозяйства*. 2015;8:29–31.
4. Пат. № 2634555 РФ. Способ электролитического осаждения сплава железо-кобальт / В.И. Серебровский, Б.С. Блинков, Н.В. Коняев, В.В. Серебровский, Л.Н. Серебровская, Е.С. Калущий; заявл. 21.12.2015; опубл. 22.06.2017.
5. Пат. № 2690773 РФ. Способ нанесения гладких гальванических железных покрытий в проточном электролите с крупными дисперсными частицами / Ю.А. Ивашкин, Ю.Е. Кисель, С.П. Симохин, А.А. Обозов; заявл. 05.06.2018; опубл. 05.06.2019.
6. Wang Yu., Mao B., Chu Sh., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang Sh., Wang Yu., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:8198–8240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
7. Fatima S., Khan M., Jaffery S.H.I., Ali L., Butt S.I., Mujahid M. Optimization of process parame-

- ters for plasma arc welding of austenitic stainless steel (304 L) with low carbon steel (A-36). *Journal of Materials: Design and Applications*. 2016;230(2):640–653. <https://doi.org/10.1177/1464420715584392>
8. Почетуха В.В., Бащенко Л.П., Гостевская А.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е., Чапайкин А.С. Структура и свойства плазменных покрытий из быстрорежущей стали после высокотемпературного отпуска. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;3(45):30–38. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-30-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-30-38)
 9. Sahoo A., Tripathy S. Development in plasma arc welding process: A review. *Materials. Today: Proceedings*. 2021;41(2):363–368. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.562>
 10. Wang H., Hong D., Hou L., Ou P., Wang Z., Shen L., Zhao H. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray deposited AISI M3:2 high-speed steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2020;255:123554. <https://doi.org/10.1016/j.matchem-phys.2020.123554>
 11. Ramkumar P., Karthikeyan M.K., Gupta R.K., Anil Kumar V., Magadum Ch., Muthupandi V. Plasma arc welding of high strength 0.3 % C CrMoV (ESR) Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2017;70(5):1317–1322. <https://doi.org/10.1007/s12666016-0927-3>
 12. Lyu C., Zhou J., Zhang X., Yao Y., Zhang Y. Effect of heat treatment on micro-structure and impact toughness of a Tungsten-Molybdenum powder metallurgical high-speed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;815:141268. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141268>
 13. Wang Y., Chu S., Mao B., Xing H., Zhang J., Sun B. Microstructure, residual stress, and mechanical property evolution of a spray-formed vanadium-modified high-speed steel processed by post-heat treatment. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;18:1521–1533. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.053>
 14. Chaus A.S., Sahul M. On origin of delta eutectoid carbide in M2 high-speed steel and its behaviour at high temperature. *Materials Letters*. 2019;256:126605. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126605>
 15. Chen N., Luo R., Xiong H., Li Z. Dense M2 high speed steel containing core-shell MC carbides using high-energy ball milled M2/VN composite powders. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;771:38628. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138628>
 16. Hu Q., Wang M., Chen Yu., Liu H., Si Z. The Effect of MC-type carbides on the microstructure and wear behavior of s390 highspeed steel produced via spark plasma sintering. *Metals*. 2022;12(12):2168. <https://doi.org/10.3390/met12122168>
 17. Симохин С.П. Интенсификация процесса восстановления золотников гидрораспределителей в гетерофазном потоке электролита железнения: автореф. дис. канд. техн. наук. – Москва, 2022:23.
 18. Кисель Ю.Е., Симохин С.П. Определение параметров субмикроструктуры электрохимических покрытий по их дилатации. *Ремонт, восстановление, модернизация*. 2019;10:41–46. <http://doi.org/10.31044/1684-2561-2019-0-10-41-46>
 19. Kottfer D., Ferdinandy M., Kaczmarek L., Maňková I., Beňo J. Investigation of Ti and Cr based PVD coatings deposited onto HSS Co 5 twist drills. *Applied Surface Science*. 2013;282:770–776. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.06.051>
 20. Chaus A.S., Pokorný P., Čaplovic 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. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.12.173>
 21. Кисель Ю.Е., Лысенко А.Н., Симохин С.П. Повышение износостойкости электрохимических покрытий. *Сельский механизатор*. 2016;10:36–39.
 22. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. 3-е изд., перераб. и доп. Москва: МИСИС, 1994:327.
 23. Колемаев В.А., Староверов О.В., Турундаев В.Б. Теория вероятностей и математическая статистика / под ред. В.А. Колемаева. Москва: Высшая школа, 1991:399.
 24. Серебровский В.И., Калущкий Е.С., Мясодова М.А. Влияние режимов электролиза на субмикроструктуру электроосажденного железа. *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2022;12(2):26–39. <http://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-1-26-39>

REFERENCES

1. Gur'yanov G.V., Kisel' Yu.E. Determination of microstructure parameters of electrochemical coatings by their dilation. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2014;80(2):33–37. (In Russ.).
2. Blinkov B.S., Serebrovskii V.I., Safronov R.I. Strengthening of electrodeposited iron with co-

- balt. *Vestnik Kurskoi gosudarstvennoi sel'skokhozyaistvennoi akademii*. 2015;6:73–74. (In Russ.).
3. Blinkov B.S., Serebrovskii V.V., Kalutskii E.S. Restoration and strengthening of machine parts with electrodeposited coatings. *Mekhanizatsiya i elektrifikatsiya sel'skogo khozyaistva*. 2015;8:29–31. (In Russ.).
4. Serebrovskii V.I., Blinkov B.S., Konyaev N.V., Serebrovskii V.V., Serebrovskaya L.N., Kalutskii E.S. Method of electrolytic deposition of iron-cobalt alloy. Pat. No. 2634555 RF; declared 21.12.2015; published 22.06.2017. (In Russ.).
5. Ivashkin Yu.A., Kisel' Yu.E., Simokhin S.P., Obozov A.A. Method for applying smooth galvanic iron coatings in a flow-through electrolyte with large dispersed particles. Pat. No. 2690773; declared 05.06.2018; published 05.06.2019. (In Russ.).
6. Wang Yu., Mao B., Chu Sh., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang Sh., Wang Yu., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:8198–8240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
7. Fatima S., Khan M., Jaffery S.H.I., Ali L., Butt S.I., Mujahid M. Optimization of process parameters for plasma arc welding of austenitic stainless steel (304 L) with low carbon steel (A-36). *Journal of Materials: Design and Applications*. 2016;230(2):640–653. <https://doi.org/10.1177/1464420715584392>
8. Pochetukha V.V., Bashchenko L.P., Gostevskaya A.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Chapaikin A.S. Structure and properties of plasma coatings on high-speed steel after high-temperature tempering. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2023;3(45):30–38. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-30-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-30-38)
9. Sahoo A., Tripathy S. Development in plasma arc welding process: A review. *Materials Today: Proceedings*. 2021;41(2):363–368. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.562>
10. Wang H., Hong D., Hou L., Ou P., Wang Z., Shen L., Zhao H. Influence of tempering temperatures on the microstructure, secondary carbides and mechanical properties of spray deposited AISI M3:2 high-speed steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2020;255:123554. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123554>
11. Ramkumar P., Karthikeyan M.K., Gupta R.K., Anil Kumar V., Magadam Ch., Muthupandi V. Plasma arc welding of high strength 0.3 % C CrMoV (ESR) Steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2017;70(5):1317–1322. <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0927-3>
12. Lyu C., Zhou J., Zhang X., Yao Y., Zhang Y. Effect of heat treatment on micro-structure and impact toughness of a Tungsten-Molybdenum powder metallurgical high-speed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;815:141268. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141268>
13. Wang Y., Chu S., Mao B., Xing H., Zhang J., Sun B. Microstructure, residual stress, and mechanical property evolution of a spray-formed vanadium-modified high-speed steel processed by post-heat treatment. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;18:1521–1533. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.053>
14. Chaus A.S., Sahul M. On origin of delta eutectoid carbide in M2 high-speed steel and its behaviour at high temperature. *Materials Letters*. 2019;256:126605. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126605>
15. Chen N., Luo R., Xiong H., Li Z. Dense M2 high speed steel containing core-shell MC carbides using high-energy ball milled M2/VN composite powders. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;771:38628. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138628>
16. Hu Q., Wang M., Chen Yu., Liu H., Si Z. The Effect of MC-type carbides on the microstructure and wear behavior of s390 highspeed steel produced via spark plasma sintering. *Metals*. 2022;12(12):2168. <https://doi.org/10.3390/met12122168>
17. Simokhin S.P. *Intensification of the Process of Restoring Hydraulic Distribution Valve Spools in a Heterogeneous Flow of Iron-Plating Electrolyte*: avtoref. dis. kand. tekhn. nauk. Moscow, 2022:23. (In Russ.).
18. Kisel' Yu.E., Simokhin S.P. Determination of submicrostructure parameters of electrochemical coatings by their dilation. *Remont, vostanovlenie, modernizatsiya*. 2019;10:41–46. (In Russ.). <http://doi.org/10.31044/1684-2561-2019-0-10-41-46>
19. Kottfer D., Ferdinandy M., Kaczmarek L., Maňková I., Beňo J. Investigation of Ti and Cr based PVD coatings deposited onto HSS Co 5 twist drills. *Applied Surface Science*. 2013;282:770–776. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.06.051>
20. Chaus A.S., Pokorný P., Čaplovič Ľ., 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. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.12.173>

21. Kisel' Yu.E., Lysenko A.N., Simokhin S.P. Increasing wear resistance of electrochemical coatings. *Sel'skii mekhanizator*. 2016;10:36–39. (In Russ.).
22. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and Electron-Optical Analysis*. 3rd ed., revised. and enlarged. Moscow: MISiS, 1994:327. (In Russ.).
23. Kolemaev V.A., Staroverov O.V., Turundaev V.B. *Probability Theory and Mathematical Statistics*. Moscow: Vysshaya shkola, 1991:399. (In Russ.).
24. Serebrovskii V.I., Kalutskii E.S., Myasoedova M.A. Influence of Electrolysis Modes on the Submicrostructure of Electrodeposited Iron. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii*. 2022;12(2):26–39. (In Russ.). <http://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-1-26-39>

Сведения об авторах:

Сергей Петрович Симохин, к.т.н., доцент кафедры общетехнических дисциплин и физики, Брянский государственный инженерно-технологический университет

E-mail: Simonin77@mail.ru

ORCID: 0000-0003-1526-3906

SPIN-код: 1165-4083

Николай Васильевич Митрошенков, к.ф.-м.н., и.о. заведующего кафедрой экспериментальной и теоретической физики, Брянский государственный университет имени академика И.Г. Петровского

E-mail: weerm@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-4418-9613

SPIN-код: 2681-9740

Information about the authors:

Sergey P. Simokhin, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of General Technical Disciplines and Physics, Bryansk State Engineering and Technological University

E-mail: Simonin77@mail.ru

ORCID: 0000-0003-1526-3906

SPIN-code: 1165-4083

Nikolay V. Mitroshenkov, Cand. Sci. (Phys. and Math.), Acting Head of the Department of Experimental and Theoretical Physics, Bryansk State University named after Academician I.G. Petrovsky

E-mail: weerm@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-4418-9613

SPIN-code: 2681-9740

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 12.05.2026

После доработки 20.07.2026

Принята к публикации 24.07.2026

Received 12.05.2026

Revised 20.07.2026

Accepted 24.07.2026

Обзорная статья

УДК 621

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-17-28

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАПЛАВКИ ИЗ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ Fe – Cr – Mo – W В АТМОСФЕРЕ ЗАЩИТНОГО ГАЗА

© 2026 г. Н. П. Ломиворотов, А. Р. Михно, Г. И. Махневой, И. А. Панченко,
С. В. Коновалова

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

Аннотация. Приведены результаты исследования структуры, нанотвердости и модуль упругости наплавленного металла с помощью порошковой проволоки EnDOtec DO*15 с элементным составом Fe – Cr – Mo – W. Покрытие наносили с помощью сварочного трактора ASAW-1250 на стальные пластины марки 09Г2С в три слоя для предотвращения смешивания наплавляемого металла с подложкой. В структуре наплавленного слоя выявлен игольчатый мартенсит. Энергодисперсионный анализ (ЭДС) проводился с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), при анализе в наблюдаемых включениях выражено повышенное содержание серы, марганца, углерода и кислорода. По границам зерен наблюдали повышенную концентрацию карбидообразующих элементов хрома, ванадия, молибдена и вольфрама. Анализ переходного слоя в области границы между подложкой и наплавкой показывает более выраженную концентрацию карбидообразующих элементов в области наплавки. В этом же слое наблюдаются крупные включения (до 25 мкм) с высоким содержанием углерода. Нанотвердость и модуль упругости измеряли методом инструментального индентирования на приборе НаноСкан-4D, оснащенный индентором Берковича. По измеренным данным нанотвердости при нагрузках 100, 150 и 200 мН можно сделать вывод, что средняя нанотвердость и модуль упругости наплавки растут по мере смещения к верхнему слою наплавленного материала. Средняя нанотвердость исследуемого материала при режиме нагружения от 5 до 1500 мН составляет $4,82 \pm 1,44$ ГПа, а модуль упругости – $59,62 \pm 9,19$ ГПа.

Ключевые слова: наплавленный слой, порошковая проволока, микроструктура, нанотвердость, химический состав, модуль упругости, энергодисперсионный анализ

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

Для цитирования: Ломиворотов Н.П., Михно А.Р., Махнева Г.И., Панченко И.А., Коновалов С.В. Получение и исследование наплавки из порошковой проволоки Fe – Cr – Mo – W в атмосфере защитного газа. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):17–28. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-17-28](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-17-28)

*Review article***PRODUCTION AND STUDY OF SURFACING FROM Fe – Cr – Mo – W CORED WIRE IN A PROTECTIVE GAS ATMOSPHERE**

© 2026 N. P. Lomivorotov, A. R. Mikhno, G. I. Makhneva, I. A. Panchenko,
S. V. Konovalov

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

Abstract. The results of a study of the structure, nano-hardness, and elastic modulus of the deposited metal using EnDOTec DO*15 flux-cored wire with an elemental composition of Fe – Cr – Mo – W are presented. The coating was applied using an ASAW-1250 welding tractor onto steel plates of 09G2S grade in three layers to prevent mixing of the deposited metal with the substrate. Needle-shaped martensite was identified in the structure of the deposited layer. Energy dispersion analysis (EDS) was performed using scanning electron microscopy (SEM). During the analysis, the observed inclusions showed an increased content of sulfur, manganese, carbon and oxygen. Increased concentrations of the carbide-forming elements chromium, vanadium, molybdenum, and tungsten were observed along the grain boundaries. Analysis of the transition layer in the area of the boundary between the substrate and the surfacing shows a more pronounced concentration of carbide-forming elements in the surfacing area. In this same layer, large inclusions (up to 25 μm) with a high carbon content are observed. The nanohardness and elastic modulus were measured using the instrumental indentation method with a NanoScan-4D instrument equipped with a Berkovich indenter. Based on the measured nanohardness data at loads of 100, 150, and 200 mN, it can be concluded that the average nanohardness and elastic modulus of the surfacing increase as one moves towards the upper layer of the surfaced material. The average nanohardness of the material under study, under a loading mode ranging from 5 to 1500 mN, is 4.82 ± 1.44 GPa, and the elastic modulus is 59.62 ± 9.19 GPa.

Keywords: deposited layer, flux-cored wire, EnDOTec DO*15 Castolin 1.2 mm, microstructure, nanohardness, chemical composition, modulus of elasticity, energy dispersive analysis

For citation: Lomivorotov N.P., Mikhno A.R., Makhneva G.I., Panchenko I.A., Konovalov S.V. Production and study of surfacing from Fe – Cr – Mo – W cored wire in a protective gas atmosphere. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):17–28. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-17-28](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-17-28)

Введение

Современные технологии аддитивного производства активно развиваются, предлагая методы создания материалов с улучшенными и заданными свойствами [1 – 4]. Использование композитных порошковых частиц [5 – 9] повышает абразивную износостойкость за счет карбидного упрочнения, добавка молибдена и ванадия измельчает зерно и карбидные частицы в наплавленном слое, улучшает твердость, износостойкость и компенсирует влияние углерода на коррозионную стойкость (КС) [10]. Содержание хрома в покрытии также способствует увеличению КС [11]. На рассматриваемую величину могут влиять карбиды вольфрама WC за счет снижения образования карбидов Me_3C [12].

Использование технологий [13] прямого энергетического осаждения проволоочной дугой (WA-DED) повышает производительность, а лазерное осаждение порошка в слое позволяет значительно снизить массу инструмента. Метод

направленного осаждения энергии с помощью проволоки и порошка [14] приводит к упрочнению за счет измельчения зерна в сочетании с низкой стоимостью сырья.

Восстановленные лазерной наплавкой слои [15] демонстрируют хорошую КС и износостойкость по сравнению с электродуговой наплавкой. Электронно-пучковая обработка поверхности наплавки проволоки системы Fe – C – Cr – Nb – W [16] приводит к измельчению структуры и изменению морфологии карбидной фазы слоя, а также существенному повышению износостойкости и снижению коэффициента трения. Наплавленные слои из никелевого сплава Inconel 625 на сталь марки 16Mo3, полученные методом порошковой лазерной наплавки, обладают более высокой твердостью, чем полученные методом порошковой плазменной наплавкой [17].

Микроструктура покрытия сплава Stellite 6 при плазменной наплавке [18] в основном состоит из фаз $\alpha\text{-Co}$ и $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$, а коэффициент тре-

ния незначительно колеблется с увеличением нагрузки при температуре 300 °С. Поверхностный слой наплавки EnDOtec DO*33 [19] превышает микротвердость подложки в 2,4 раза, износостойкость в 3,0 раза, а коэффициент трения в 2,0 раза ниже. Использование карбоборидов [20; 21] позволяет получить износостойкие покрытия, а хромистая проволока, легированная карбоборидами, имеет высокую коррозионную стойкость.

Использование оксидов редкоземельных металлов [22] при увеличенном содержании углерода приводит к повышению твердости и снижению коэффициента трения. Частицы SiC [23] увеличивают пористость, прочность на разрыв и снижают пластичность образцов.

Твердость композиционных покрытий из титановых сплавов возрастает с увеличением скорости подачи порошка кремния, что можно объяснить упрочняющим эффектом второй фазы, образующейся из соединения Ti_5Si_3 [24]. Микротвердость сплавов, полученных методом наплавки порошковой проволокой, значительно увеличивается после лазерной наплавки, особенно для сплавов с низким содержанием меди [25]. Увеличение сварочного тока улучшило диффузию соединения TiC, формируя износостойкие титановые композиты [26], упрочнение происходит за счет измельчения зерна [27].

Рост прочности сплавов с магниевой матрицей [28; 29] происходит в первую очередь за счет измельчения зерна. Наплавка сплавов с помощью алюминиевой проволоки и порошков WC и Ti [30] снижает образование хрупкого карбида Al_4C_3 в металлической матрице благодаря титану. Для алюминиевых композитов SiC_p/Al размер зерен α -Al [31] был значительно меньше у образцов с одновременным введением порошка и проволоки, а временное сопротивление разрыву изготовленных композитов (246,0 МПа) было выше, чем у образца из алюминия, изготовленного методом лазерного осаждения с подачей проволоки (230,8 МПа).

Твердость поверхности, скорость износа и коэффициент трения заэвтектических силуминов улучшились после лазерной наплавки композитных покрытий металлической матрицы на основе графита [32].

Моделирование совмещенной коаксиальной порошково-проволочной направленной энергетической наплавки Inco625 и порошковых материалов GRCor-42 для аддитивного производства позволяет получать различные сплавы [33].

Качество поверхности фрикционной наплавки [34 – 36] ухудшается с увеличением скорости подачи и перемещения расходного стержня, однако, прочность связи повышается с увеличением скорости подачи, вращения и перемещения

расходного стержня. Покрытия демонстрируют повышение твердости за счет образования мартенсита, высокой плотности дислокаций и выделения оксидов, а также увеличения временного сопротивления и деформации разрушения. Для доэвтектических силуминовых сплавов фрикционная наплавка приводит к измельчению зерна и сфероидизации частиц кремния, что напрямую повышает износостойкость [37; 38].

Лигатура, полученная путем утилизации отходов заточного производства, с успехом может использоваться в качестве шихты в наплавочных порошковых проволоках [39]. Метод, описанный в работе [40], позволяет получить бездефектные сварные соединения, которые при дополнительной горячей присадке проволокой ПП-ГСН упрочняются в области шва за счет образования мартенсита деформации.

Целью настоящей работы является исследование наплавленного покрытия, полученного с помощью порошковой проволоки EnDOtec DO*15 Castolin 1.2 мм.

Материалы и методы исследования

В настоящей работе исследовали образцы, полученные с помощью наплавки порошковой проволоки марки EnDOtec DO*15 Castolin диаметром 1,2 мм, которая была изготовлена из сплава Fe – Cr – Mo – W. Для нанесения электродуговых покрытий был задействован сварочный трактор ASAW-1250 (рис. 1). Наплавку выполняли на стальные пластины марки 09Г2С в три слоя для предотвращения смешивания наплавляемого металла и подложки с использованием защитного газа аргона. Режим наплавки проводили при силе сварного тока 420 А, напряжении дуги 38,0 В и скорости подачи проволоки примерно 18 см/мин, скорость перемещения трактора 10 – 12 см/мин.

Для исследований были изготовлены макрошлифы размеров 20 × 10 × 10 мм для измерения нанотвердости и изучения микроструктуры на сканирующем электронном микроскопе KYKY-EM6900 с программным обеспечением AZtecOne.

Измерение нанотвердости и модуля упругости осуществляли с помощью нанотвердомера НаноСкан-4D методом Берковича с последующим расчетом нанотвердости и модуля упругости. Параметры измерения нанотвердости следующие: индентор – трехгранная пирамида типа Берковича; время нагружения – 10 с; время разгружения – 10 с; время поддержания максимальной нагрузки – 10 с; прикладываемая нагрузка для трех зон измерения – 100; 150 и 200 мН (10 индентирований); прикладываемая нагрузка вдоль всего наплавленного металла – от 5 до 1500 мН (30 индентирований с шагом в 50 мН).

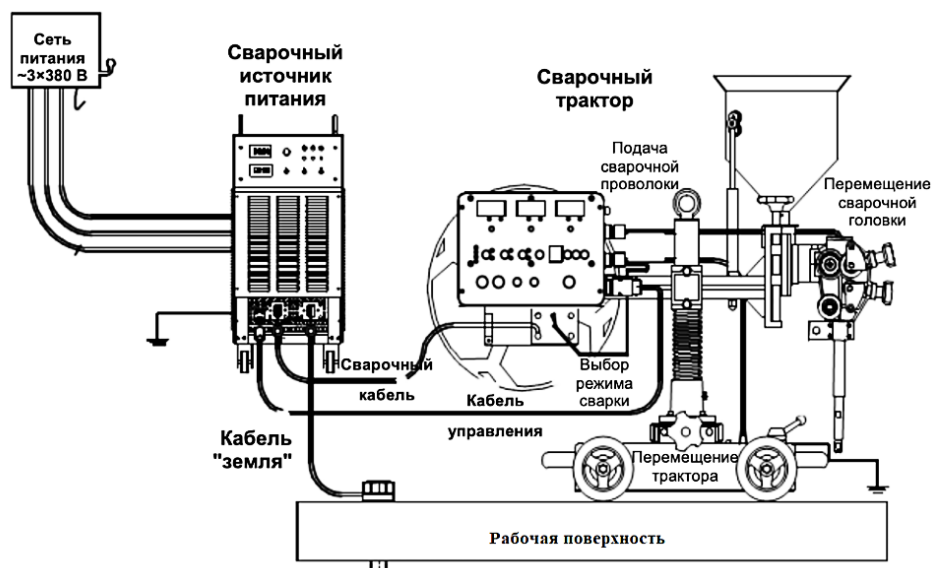


Рис. 1. Схематичное изображение сварочного трактора ASAW-1250
Fig. 1. Schematic diagram of the ASAW-1250 welding tractor

Результаты и их обсуждение

Структура наплавленного слоя (рис. 2) имеет вид игольчатого мартенсита. С помощью ЭДС анализа был получен следующий химический состав наплавленного покрытия: 4,70 % C; 0,10 % Al; 0,53 % Si; 0,37 % V; 3,60 % Cr; 0,91 % Mn; 1,21 % Mo; 1,15 % W и 87,42 % Fe. По границам зерен видны повышенные концентрации элементов хрома и молибдена (рис. 2, б).

Наибольшее содержание химических элементов зафиксировано в областях 1 – 3 (рис. 2, табл. 1). В области 1 высокое содержание серы и марганца, также в этой области присутствует незначительное количество алюминия. Область 2 обогащена алюминием и кислородом, обеднена хромом и ванадием, а также содержит элементы Na, Ca и K. В области 3 повышена концентрация алюминия и кислорода. Области 4 – 8 имеют

идентичный элементный состав с разной концентрацией элементов, по границам зерен в областях 4 и 5 повышенное содержание вольфрама и молибдена; содержание хрома выше в 4, 5 и 7.

В области границы раздела подложки и наплавки металл имеет структуру игольчатого мартенсита (рис. 3, а). Получили следующий элементарный состав: 7,56 % C; 1,89 % O; 0,39 % Si; 1,86 % Cr; 0,68 % Mn; 0,25 % Cu; 0,44 % W; 0,18% V; 0,71 % Mo и 86,03 % Fe.

Области (1 и 9) подложки содержат наименьшие концентрации хрома, кремния и марганца (рис. 3, а, табл. 2), в этих же областях присутствует медь. Область 1 имеет повышенное содержание углерода и кислорода. Область 9 имеет наибольшую концентрацию железа. Области 2 и 3 содержат повышенное количество хрома в сравнении с подложкой.

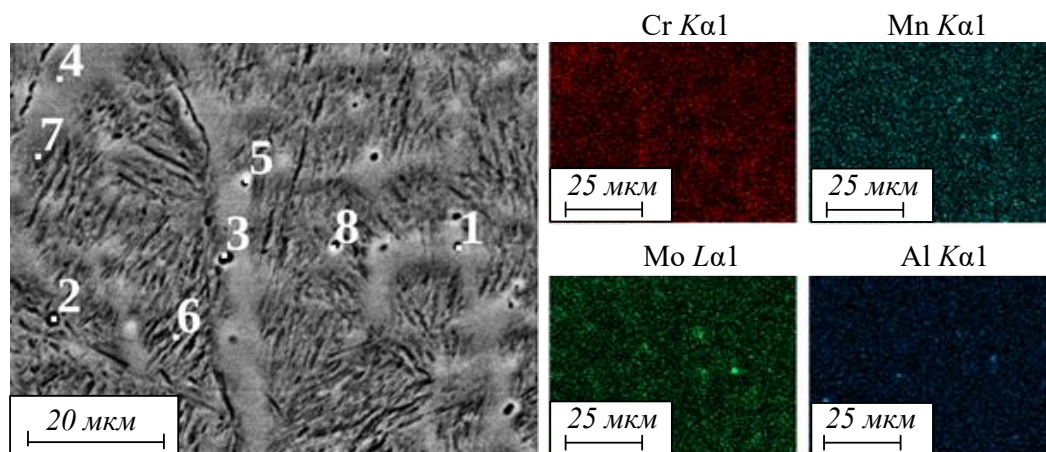


Рис. 2. Микроструктура, полученная с помощью СЭМ в области наплавки; и картирование элементов:
1 – 8 – точки определения элементного анализа

Fig. 2. Microstructure obtained using SEM in the surfacing area:
1 – 8 – points for elemental analysis

Элементный состав наплавки

Table 1. Elemental composition of the surfacing

Элемент	Содержание, мас. %, 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
Si	0,52	0,78	0,32	0,63	0,64	0,60	0,46	0,49
Fe	64,68	63,99	73,70	85,40	83,98	85,88	87,34	86,60
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
Mo	2,00	–	0,95	1,99	1,83	1,07	0,89	0,91
W	–	–	0,96	1,57	1,47	0,82	0,94	0,88
Al	0,34	12,02	8,90	–	–	–	–	–
S	7,61	0,76	–	–	–	–	–	–
O	–	11,70	8,63	–	–	–	–	–
Na	–	1,78	–	–	–	–	–	–
Ca	–	0,53	0,31	–	–	–	–	–
K	–	1,75	–	–	–	–	–	–

Области 4, 6 – 8 содержат наибольшее количество хрома, вольфрама и ванадия. В точках 4 и 6 присутствует молибден; в 4 – алюминий; в 6 – кислород; в 7 и 8 – сера. На рис. 3 (область 5) представлено одно из неметаллических включений размерами до 25 мкм с высоким содержанием углерода, концентрация хрома, ванадия и вольфрама заметно меньше, чем по всей наплавке.

Средняя нанотвердость наплавки (табл. 3, рис. 4) при нагрузках 100, 150 и 200 мН растет по мере смещения к верхнему слою наплавленного материала. В зонах а и б при нагрузках 150 и 200 мН различия средней нанотвердости наименьшее, что говорит о получении твердого

покрытия вдоль большей части наплавленных слоев. Большие значения нанотвердости получены при более низких нагрузках (100 мН) в верхнем слое наплавленного металла.

Средний слой наплавленного металла имеют более высокие значения модуля упругости, за исключением нагрузки в 200 мН, где наибольший модуль упругости в верхнем слое наплавки, но разница незначительная. Наименьший модуль упругости в зоне в.

Измерение нанотвердости при возрастающих нагрузках от 5 до 1500 мН проводили по всем наплавленным слоям, начиная с переходного и заканчивая верхнем слое. Средние значения

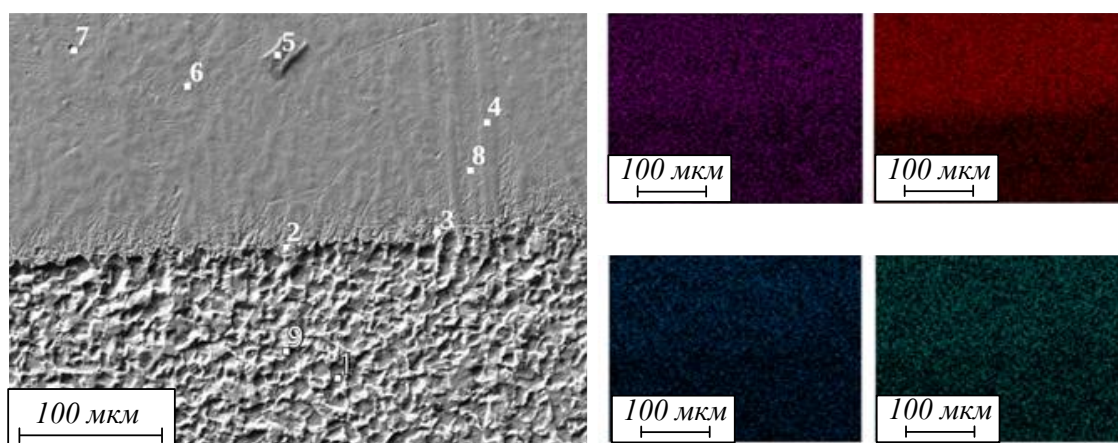


Рис. 3. Микроструктуры, полученное с помощью СЭМ, на границы раздела подложки и наплавки:

а – область сплавления наплавки и подложки; б – картирование элементов;

1 – 9 – точки для определения химического состава материала

Fig. 3. Microstructure image obtained using SEM:

а – the fusion zone of the overlay and the substrate; б – element mapping;

1 – 9 – points for determining the chemical composition of the material

Элементный состав на границе раздела подложки и наплавки

Table 2. The elemental composition at the interface between the substrate and the surfacing layer

Элемент	Содержание, мас. %, 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	85,78	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	–	–	–	0,35	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	–	–	–	–	0,23	–	0,43	0,45	–
Cu	0,58	–	–	–	–	–	–	–	0,38
Al	–	–	–	0,24	–	–	–	–	–

нанотвердости и модуля упругости при режиме возрастающей нагрузки измерения составляют $4,82 \pm 1,44$ и $59,62 \pm 9,19$ ГПа.

Выводы

Микроструктура наплавленных слоев представлена в виде игольчатого мартенсита и редких включений (до 25 мкм) с высоким содержанием углерода.

С применением ЭДС анализа наплавленного слоя выявили повышенные концентрации карбидообразующих элементов по границам зерен. Анализ картирования показывает наименьшее количество хрома в области подложки, содержание которого возрастает с переходом в наплавку и достигает высокие значений в наплавленной области.

Средняя нанотвердость наплавки растет при фиксированных нагрузках 100, 150 и 200 мН по мере смещения к верхнему слою наплавленного материала, наименьшая разница средней нанотвердости наблюдаются в верхнем и сред-

нем слоях наплавки при нагрузках 150 и 200 мН. При нагрузке 100 мН верхние слои наплавленного металла имеют большую нанотвердость. Модуль упругости имеет более высокие значения в среднем слое наплавленного металла за исключением нагрузки в 200 мН, где больший модуль упругости в верхних слоях. Наименьший модуль упругости в переходной зоне.

При возрастающих нагрузках от 5 до 1500 мН средняя нанотвердость при этом режиме измерения составляет $4,82 \pm 1,44$ ГПа, а модуль упругости – $59,62 \pm 9,19$ ГПа. При рассмотрении трех групп измерений этого режима можно выделить следующее:

- при нагрузке 5 мН получили нанотвердость 10,67 ГПа, а модуль упругости – 85,61 ГПа;
- измерения при нагрузках 100, 150 и 200 мН схожи со средними значениям при измерении с фиксированным режимом нагружения;
- при нагрузках от 300 мН до 1500 мН средняя нанотвердость составляет $4,31 \pm 0,23$ ГПа, а модуль упругости $55,81 \pm 1,40$ ГПа.

Нанотвердость и модуль упругости исследуемых образцов

Table 3. Nanohardness and elastic modulus of the studied samples

Зона	Нанотвердость, ГПа			Модуль упругости, ГПа		
	при нагрузке, мН					
	100	150	200	100	150	200
<i>a</i>	6,90 ± 0,54	6,46 ± 0,22	5,90 ± 0,31	108,51 ± 18,69	97,42 ± 5,26	84,10 ± 4,33
<i>б</i>	6,42 ± 0,31	6,45 ± 0,15	5,88 ± 0,21	113,93 ± 7,38	111,63 ± 4,23	83,20 ± 1,68
<i>в</i>	5,86 ± 0,39	5,50 ± 0,37	4,92 ± 0,46	102,78 ± 11,18	92,93 ± 7,13	78,13 ± 6,84

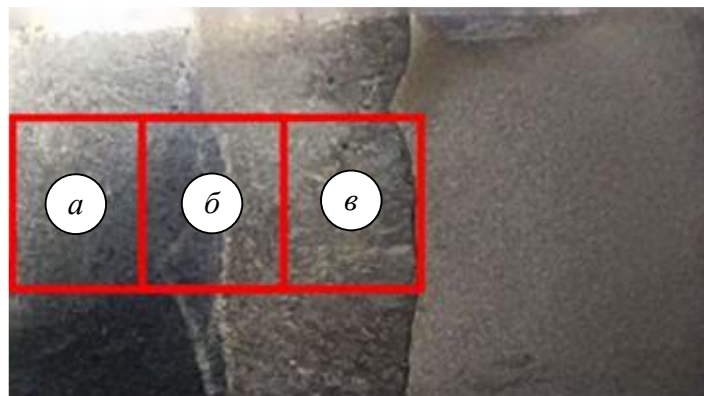


Рис. 4. Область испытания на нанотвердость:

а – верхний слой, *б* – средние слои, *в* – на границе раздела с подложкой (первый слой)

Fig. 4. The area of the nano-hardness test:

a – the top layer, *b* – the middle layers, *c* – at the interface with the substrate (the first layer)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Menon N., Sawyer B.A., Jamieson, C.D., Reutzel E.W., Basak A. A Comparison of microstructure and microhardness properties of IN718 fabricated via powder- and wire-fed laser-directed energy deposition. *Materials*. 2023;16:1129. <https://doi.org/10.3390/ma16031129>
- Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Perovskay M.V., Bolgaru K.A., Braverman B.S. Enhancing coating properties by application of pulsed arc surfacing method when modifying the molten metal by composite powder materials. *Journal of Physics: Conference Series*. 2018;1115:42035. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/4/042035>
- Zykova A., Chumaevskii A., Vorontsov A., Shamarin N., Panfilov A., Knyazhev E., Moskvichev E., Gurianov D., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. V. Microstructural evolution of AA5154 layers intermixed with Mo powder during electron beam wire-feed additive manufacturing (EBAM). *Metals*. 2022;12(1):109. <https://doi.org/10.3390/met12010109>
- Zhang T., Wang L., Wang Z., Yang H., Tan H., Lin X., Huang W. Effect of powder-feeding process on metal transfer mode and microstructural evolution of wire-powder-arc directed energy deposition-manufactured aluminum alloys. *Virtual and Physical Prototyping*. 2025;20(1):e2499930. <https://doi.org/10.1080/17452759.2025.2499930>
- Yao H., Gong J., Cheng S., Liu C., Huang H. Effects of travel speed on the microstructure and abrasion resistance of hardfacing alloys deposited with composite powder particles and solid wire. *Metals*. 2020;10(6):740. <https://doi.org/10.3390/met10060740>
- Zhang X., Liu Y., Cheng H., Li K., Qian C., Li W. Composite Fe – Cr – V – C coatings prepared by plasma transferred-arc powder surfacing. *Materials*. 2023;16(14):5059. <https://doi.org/10.3390/ma16145059>
- Zhou S., Wu K., Yang G., Deng F., Hou N., Qin L., Guo J. Grain-refining of wire arc additive manufactured aluminum alloy with Nb powder addition. *Materials Research Express*. 2021;8(2):26520. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/abe6d5>
- Лосев А.С., Еремин Е.Н., Маталасова А.Е. и др. Исследование теплостойкости штамповой стали, наплавленной порошковой проволокой Н13М5Х4ФСТЮР. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2015;15(1):77–80.
- Xiong J., Zhang H., Nie F., He F., Yang J., Zhan H., Wen Z., Zhao H., Yuan X. Formation mechanisms for (Cr,Co)7C3/(Cr,Co)23C6 heterogeneous precipitates and stacking faults around carbides in surfacing welding of stellite alloy on stainless steel. *Metals and Materials International*. 2021;28(7):1639–1649. <https://doi.org/10.1007/s12540-021-01049-9>
- Xu T., Wei C., Han X., Liu J., He Z., Lu N. Effect of carbon content and elements Mo and V on the microstructure and properties of stainless steel powder surfacing layer. *Coatings*. 2020;10(4):371. <https://doi.org/10.3390/coatings10040371>
- Jia C., Li M., Su C., Han B. Microstructure and properties of particle-reinforced Inconel 625 coatings by wire-powder synergistic high-speed laser cladding. *Journal of Physics: Conference Series*. 2025;2981(1):12003. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2981/1/012003>
- Vorontsov A., Zykova A., Gurianov D., Shamarin N., Panfilov A., Chumaevskii A.V., Kalashnikov K., Kolubaev E., Savchenko N.

- Mechanical Properties of dispersion-strengthened iron-based W + WC(Ni) composite produced by combined wire electron-beam manufacturing with powder addition. *Journal of Composites Science*. 2025;9(4):144. <https://doi.org/10.3390/jcs9040144>
13. Alimov A., Sviridov A., Sydow B., Jensch F., Härtel S. Additive manufacturing of hot-forming dies using laser powder bed fusion and wire arc direct energy deposition technologies. *Metals*. 2023;13(11):1842. <https://doi.org/10.3390/met13111842>
 14. Bozeman S.C., Isgor O.B., Tucker J. Area-based composition predictions of materials fabricated using simultaneous wire-powder-directed energy deposition. *Additive Manufacturing Letters*. 2024;11:100254. <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2024.100254>
 15. Li Z., Chai L., Tang Y., Zhang C., Qi L., Huang C. 316L stainless steel repaired layers by weld surfacing and laser cladding on a 27SiMn steel: A comparative study of microstructures, corrosion, hardness and wear performances. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;23:2043–2053. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.162>
 16. Громов В.Е., Кормышев В.Е., Глезер А.М., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. Градиентная структура слоя, наплавленного на сталь Hardox 450 порошковой проволокой системы Fe – C – Cr – Nb – W и модифицированного электронно-пучковой обработкой. *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. 2018;61(4):313–318. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-313-318>
 17. Czupryński A., Wyględacz B. Comparative analysis of laser and plasma surfacing by nickel-based superalloy of heat resistant steel. *Materials*. 2020;13(10):2367. <https://doi.org/10.3390/ma13102367>
 18. Zhu Z., Ouyang C., Qiao Y., Zhou X. Wear Characteristic of Stellite 6 alloy hardfacing layer by plasma arc surfacing processes. *Scanning*. 2017;2017:1–7. <https://doi.org/10.1155/2017/6097486>
 19. Григоренко Г.М., Коржик В.Н., Адеева Л.И. и др. Особенности металлургических процессов при плазменно-дуговом напылении покрытий, полученных из порошковой проволоки со стальной оболочкой и наполнителями В4С и В4С + ZrO₂. *Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки*. 2016;(32):125–137.
 20. Еремин Е.Н., Лосев А.С., Бородихин С.А. и др. Структура и свойства покрытий из хромистой стали, легированной карбидом бора. *Динамика систем, механизмов и машин*. 2017;5(2):180–185. <https://doi.org/10.25206/2310-9793-2017-5-2-180-185>
 21. Капралов Е.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Наноструктурные состояния и свойства наплавки, сформированной на стали порошковой проволокой. *Известия вузов. Физика*. 2015;58(4):39–45.
 22. Malinowski P., Kasińska J., Rutkowski S., Madej M. J. Exploratory data analysis for the evaluation of tribological properties of wear-resistant surface layers modified with rare-earth metals. *Materials*. 2022;15(6):2032. <https://doi.org/10.3390/ma15062032>
 23. Zhou Y., Shakibi A., Grandhi M., Liu Z., Ning F. Wire-influenced particle dynamics and fluid flow behaviors of melt pool in coaxial wire-powder fed directed energy deposition of metal matrix composites. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;36:2909–2924. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.04.015>
 24. Men B., Sun S., Hu C., Zhang Q., Han B. Microstructure and wear resistance of Si – TC4 composite coatings by high-speed wire-powder laser cladding. *Materials*. 2024;17(5):1126. <https://doi.org/10.3390/ma17051126>
 25. Zhang X., Wu W., Zhang X., Wang Y. Effect of laser quenching on wire-powder collaborative arc additive manufacturing of Ti6Al4V – Cu Alloys with 2.4 % and 7.9 % Copper Content. *Materials*. 2024;17(24):6176. <https://doi.org/10.3390/ma17246176>
 26. Guo X., Ma M., Zhang S., Wei Z. Wear-resistant Ti/TiCp composite coatings via synchronous powder supplied wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;34:761–775. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.12.087>
 27. Wang C., Xing F., Liu X., Bian H., Liu W. Microstructure and mechanical property improvement of concurrent wire-powder feeding laser melting deposition Ti – 6Al – 4V via TiC addition. *Materials Research Express*. 2024;11(8):86510. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad6d36>
 28. Zhang C., Li Z., Tu Y., Wang J., Weng F., Zhang J., Tang H., Tang H. Regulation on microstructure and mechanical properties of SiC particles reinforced AZ31 magnesium matrix composites fabricated by synchronous feeding of powder and wire in wire-arc directed energy deposition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;30:7789–7802. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.070>

29. Zhang C., Li Z., Tu Y., Wang J., Zhang J., Tang H. In-situ strengthening of AZ31 magnesium alloy by introducing TC4 particles during wire-arc directed energy deposition with simultaneous feeding of powder and wire. *Virtual and Physical Prototyping*. 2024;19(1):17. <https://doi.org/10.1080/17452759.2024.2387294>
30. Li F., Gao Z., Zhang Y., Chen Y. Alloying effect of titanium on WCp/Al composite fabricated by coincident wire-powder laser deposition. *Materials and Design*. 2016;93:370–378. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.171>
31. Mi G., Xiang Y., Wang C., Xiong L., Ouyang Q. Microstructure and mechanical properties of SiCp/Al composite fabricated by concurrent wire-powder feeding laser deposition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;22:66–79. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.11.112>
32. Quazi M., Ishak M., Arslan A.N., Fazal M., Yusof F., Sazzad B.S., Nasir Bashir M., Jamshaid M. Mechanical and tribological performance of a hybrid MMC coating deposited on Al – 17Si piston alloy by laser composite surfacing technique. *RSC Advances*. 2018;8(13):6858–6869. <https://doi.org/10.1039/c7ra08191j>
33. Lawson S.B., Yan D., Tabei A., Paul B.K., Paul B.K., Pasebani S. Numerical Modeling of Coaxial Wire-Powder Laser Directed Energy Deposition Process for Dissimilar Metal Additive Manufacturing. *Results in Materials*. 2025;26:100701. <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2025.100701>
34. Li H., Qin W., Galloway A., Toumpis A. Friction surfacing of aluminium alloy 5083 on DH36 steel plate. *Metals*. 2019;9(4):479. <https://doi.org/10.3390/met9040479>
35. Fitseva V., Hanke S., Santos J. F. D., Stemmer P., Gleising B. The role of process temperature and rotational speed in the microstructure evolution of Ti – 6Al – 4V friction surfacing coatings. *Materials and Design*. 2016;110:112–123. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.132>
36. Silvério S., Krohn H., Fitseva V., Alcântara N.G.D., Santos J.F.D. Deposition of AA5083-H112 Over AA2024-T3 by friction surfacing. *Soldagem e Inspecao*. 2018;2:225–234. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/si2302.09>
37. Schütte M.R., Ehrich J., Linsler D., Hanke S. Effects of microstructure modification by friction surfacing on wear behavior of Al alloys with different Si contents. *Materials*. 2022;15(5):1641. <https://doi.org/10.3390/ma15051641>
38. Bararpour S. M., Jamshidi Aval H., Jamaati R. Combined experimental-numerical analysis of A356 aluminum alloy friction surfacing on AA2024 aluminum alloy substrate. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;25:4860–4875. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.265>
39. Лентюгов И.П., Рябцев И.А. Структура и свойства металла, наплавленного порошковой проволокой с шихтой из переработанных металлоабразивных отходов. *Автоматическая сварка*. 2015;5-6(742):94–96.
40. Смоленцев М.С., Смоленцев А.С., Коробов Ю.С., Шолохов М.А. Влияние дополнительной горячей присадки при дуговой сварке порошковой проволокой высокопрочных сталей. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2023;25(3):87–94. <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2023.3.09>

REFERENCES

1. Menon N., Sawyer B.A., Jamieson, C.D., Reutzel E.W., Basak A. A Comparison of microstructure and microhardness properties of IN718 fabricated via powder- and wire-fed laser-directed energy deposition. *Materials*. 2023;16:1129. <https://doi.org/10.3390/ma16031129>
2. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Perovskay M.V., Bolgaru K.A., Braverman B.S. Enhancing coating properties by application of pulsed arc surfacing method when modifying the molten metal by composite powder materials. *Journal of Physics: Conference Series*. 2018;1115:42035. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/4/042035>
3. Zykova A., Chumaevskii A., Vorontsov A., Shamarin N., Panfilov A., Knyazhev E., Moskvichev E., Gurianov D., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. V. Microstructural evolution of AA5154 layers intermixed with Mo powder during electron beam wire-feed additive manufacturing (EBAM). *Metals*. 2022;12(1):109. <https://doi.org/10.3390/met12010109>
4. Zhang T., Wang L., Wang Z., Yang H., Tan H., Lin X., Huang W. Effect of powder-feeding process on metal transfer mode and microstructural evolution of wire-powder-arc directed energy deposition-manufactured aluminum alloys. *Virtual and Physical Prototyping*. 2025;20(1):e2499930. <https://doi.org/10.1080/17452759.2025.2499930>
5. Yao H., Gong J., Cheng S., Liu C., Huang H. Effects of travel speed on the microstructure and abrasion resistance of hardfacing alloys deposited with composite powder particles and

- solid wire. *Metals*. 2020;10(6):740. <https://doi.org/10.3390/met10060740>
6. Zhang X., Liu Y., Cheng H., Li K., Qian C., Li W. Composite Fe – Cr – V – C coatings prepared by plasma transferred-arc powder surfacing. *Materials*. 2023;16(14):5059. <https://doi.org/10.3390/ma16145059>
 7. Zhou S., Wu K., Yang G., Deng F., Hou N., Qin L., Guo J. Grain-refining of wire arc additive manufactured aluminum alloy with Nb powder addition. *Materials Research Express*. 2021;8(2):26520. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/abe6d5>
 8. Losev A.S., Eremin E.N., Matalasova A.E., et al. Study of the heat resistance of die steel welded with H13M5Kh4FSTYUR flux-cored wire. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2015;15(1):77–80. (In Russ.).
 9. Xiong J., Zhang H., Nie F., He F., Yang J., Zhan H., Wen Z., Zhao H., Yuan X. Formation mechanisms for (Cr,Co)7C3/(Cr,Co)23C6 heterogeneous precipitates and stacking faults around carbides in surfacing welding of stellite alloy on stainless steel. *Metals and Materials International*. 2021;28(7):1639–1649. <https://doi.org/10.1007/s12540-021-01049-9>
 10. Xu T., Wei C., Han X., Liu J., He Z., Lu N. Effect of carbon content and elements Mo and V on the microstructure and properties of stainless steel powder surfacing layer. *Coatings*. 2020;10(4):371. <https://doi.org/10.3390/coatings10040371>
 11. Jia C., Li M., Su C., Han B. Microstructure and properties of particle-reinforced Inconel 625 coatings by wire-powder synergistic high-speed laser cladding. *Journal of Physics: Conference Series*. 2025;2981(1):12003. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2981/1/012003>
 12. Vorontsov A., Zykhova A., Gurianov D., Shamarin N., Panfilov A., Chumaevskii A.V., Kalashnikov K., Kolubaev E., Savchenko N. Mechanical Properties of dispersion-strengthened iron-based W + WC(Ni) composite produced by combined wire electron-beam manufacturing with powder addition. *Journal of Composites Science*. 2025;9(4):144. <https://doi.org/10.3390/jcs9040144>
 13. Alimov A., Sviridov A., Sydow B., Jensch F., Härtel S. Additive manufacturing of hot-forming dies using laser powder bed fusion and wire arc direct energy deposition technologies. *Metals*. 2023;13(11):1842. <https://doi.org/10.3390/met13111842>
 14. Bozeman S.C., Isgor O.B., Tucker J. Area-based composition predictions of materials fabricated using simultaneous wire-powder-directed energy deposition. *Additive Manufacturing Letters*. 2024;11:100254. <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2024.100254>
 15. Li Z., Chai L., Tang Y., Zhang C., Qi L., Huang C. 316L stainless steel repaired layers by weld surfacing and laser cladding on a 27SiMn steel: A comparative study of microstructures, corrosion, hardness and wear performances. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;23:2043–2053. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.162>
 16. Gromov V.E., Kormyshev V.E., Glezer A.M., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F. Gradient structure of the layer deposited on Hardox 450 steel using Fe–C–Cr–Nb–W system flux-cored wire and modified by electron-beam treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(4):31–318. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-313-318>
 17. Czupryński A., Wyględacz B. Comparative analysis of laser and plasma surfacing by nickel-based superalloy of heat resistant steel. *Materials*. 2020;13(10):2367. <https://doi.org/10.3390/ma13102367>
 18. Zhu Z., Ouyang C., Qiao Y., Zhou X. Wear Characteristic of Stellite 6 alloy hardfacing layer by plasma arc surfacing processes. *Scanning*. 2017;2017:1–7. <https://doi.org/10.1155/2017/6097486>
 19. Grigorenko G.M., Korzhik V.N., Adeeva L.I. et al. Features of metallurgical processes during plasma-arc spraying of coatings obtained from powdered wire with a steel sheath and fillers B4C and B4C + ZrO2. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki*. 2016;(32):125–137. (In Russ.).
 20. Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A., et al. Structure and properties of coatings made of chromium steel alloyed with boron carbide. *Dinamika sistem, mekhanizmov i mashin*. 2017;5(2):180–185. <https://doi.org/10.25206/2310-9793-2017-5-2-180-185>
 21. Kapralov E.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Nanostructural states and properties of surfacing formed on steel using cored wire. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2015;58(4):39–45. (In Russ.).
 22. Malinowski P., Kasińska J., Rutkowski S., Madej M. J. Exploratory data analysis for the evaluation of tribological properties of wear-resistant surface layers modified with rare-earth metals. *Materials*. 2022;15(6):2032. <https://doi.org/10.3390/ma15062032>

23. Zhou Y., Shakibi A., Grandhi M., Liu Z., Ning F. Wire-influenced particle dynamics and fluid flow behaviors of melt pool in coaxial wire-powder fed directed energy deposition of metal matrix composites. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;36:2909–2924. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.04.015>
24. Men B., Sun S., Hu C., Zhang Q., Han B. Microstructure and wear resistance of Si – TC4 composite coatings by high-speed wire-powder laser cladding. *Materials*. 2024;17(5):1126. <https://doi.org/10.3390/ma17051126>
25. Zhang X., Wu W., Zhang X., Wang Y. Effect of laser quenching on wire-powder collaborative arc additive manufacturing of Ti6Al4V – Cu Alloys with 2.4 % and 7.9 % Copper Content. *Materials*. 2024;17(24):6176. <https://doi.org/10.3390/ma17246176>
26. Guo X., Ma M., Zhang S., Wei Z. Wear-resistant Ti/TiCp composite coatings via synchronous powder supplied wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;34:761–775. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.12.087>
27. Wang C., Xing F., Liu X., Bian H., Liu W. Microstructure and mechanical property improvement of concurrent wire-powder feeding laser melting deposition Ti – 6Al – 4V via TiC addition. *Materials Research Express*. 2024;11(8):86510. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad6d36>
28. Zhang C., Li Z., Tu Y., Wang J., Weng F., Zhang J., Tang H., Tang H. Regulation on microstructure and mechanical properties of SiC particles reinforced AZ31 magnesium matrix composites fabricated by synchronous feeding of powder and wire in wire-arc directed energy deposition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;30:7789–7802. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.070>
29. Zhang C., Li Z., Tu Y., Wang J., Zhang J., Tang H. In-situ strengthening of AZ31 magnesium alloy by introducing TC4 particles during wire-arc directed energy deposition with simultaneous feeding of powder and wire. *Virtual and Physical Prototyping*. 2024;19(1):17. <https://doi.org/10.1080/17452759.2024.2387294>
30. Li F., Gao Z., Zhang Y., Chen Y. Alloying effect of titanium on WCp/Al composite fabricated by coincident wire-powder laser deposition. *Materials and Design*. 2016;93:370–378. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.171>
31. Mi G., Xiang Y., Wang C., Xiong L., Ouyang Q. Microstructure and mechanical properties of SiCp/Al composite fabricated by concurrent wire-powder feeding laser deposition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;22:66–79. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.11.112>
32. Quazi M., Ishak M., Arslan A.N., Fazal M., Yusof F., Sazzad B.S., Nasir Bashir M., Jamshaid M. Mechanical and tribological performance of a hybrid MMC coating deposited on Al – 17Si piston alloy by laser composite surfacing technique. *RSC Advances*. 2018;8(13):6858–6869. <https://doi.org/10.1039/c7ra08191j>
33. Lawson S.B., Yan D., Tabei A., Paul B.K., Paul B.K., Pasebani S. Numerical Modeling of Coaxial Wire-Powder Laser Directed Energy Deposition Process for Dissimilar Metal Additive Manufacturing. *Results in Materials*. 2025;26:100701. <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2025.100701>
34. Li H., Qin W., Galloway A., Toumpis A. Friction surfacing of aluminium alloy 5083 on DH36 steel plate. *Metals*. 2019;9(4):479. <https://doi.org/10.3390/met9040479>
35. Fitseva V., Hanke S., Santos J. F. D., Stemmer P., Gleising B. The role of process temperature and rotational speed in the microstructure evolution of Ti – 6Al – 4V friction surfacing coatings. *Materials and Design*. 2016;110:112–123. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.132>
36. Silvério S., Krohn H., Fitseva V., Alcântara N.G.D., Santos J.F.D. Deposition of AA5083-H112 Over AA2024-T3 by friction surfacing. *Soldagem e Inspecao*. 2018;2:225–234. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/si2302.09>
37. Schütte M.R., Ehrich J., Linsler D., Hanke S. Effects of microstructure modification by friction surfacing on wear behavior of al alloys with different si contents. *Materials*. 2022;15(5):1641. <https://doi.org/10.3390/ma15051641>
38. Bararpour S. M., Jamshidi Aval H., Jamaati R. Combined experimental-numerical analysis of A356 aluminum alloy friction surfacing on AA2024 aluminum alloy substrate. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;25:4860–4875. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.265>
39. Lentugov I.P., Ryabtsev I.A. Structure and properties of metal deposited with flux-cored wire containing a charge made from recycled metal-abrasive waste. *Avtomaticeskaya svarka*. 2015;5-6(742):94–96. (In Russ.).
40. Smolentsev M.S., Smolentsev A.S., Korobov Yu.S., Sholokhov M.A. The effect of an additional hot additive during arc welding with flux-cored wire of high-strength steels. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroyeniye, materialovedeniye*. 2023;25(3):87–94. (In Russ.). <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2023.3.09>

Сведения об авторах:

Николай Павлович Ломиворотов, инженер-исследователь лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: lomivorotov_np@sibsiu.ru

ORCID: 0009-0000-7953-2920

SPIN-код: 9276-4985

Алексей Романович Михно, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, младший научный сотрудник Управления научных исследований, директор Научно-производственного центра «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 Махнева, инженер-исследователь лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: glcherepanova25@mail.com

ORCID: 0009-0003-2592-6539

SPIN-код: 3610-9340

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: panchenko_ia@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-1631-9644

SPIN-код: 4253-6679

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по НИИД, главный научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: konovalov@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0003-4809-8660

SPIN-код: 4391-7210

Information about the authors:

Nikolai P. Lomivorotov, Research Engineer at the Electron Microscopy and Image Processing Laboratory, Siberian State Industrial University

E-mail: lomivorotov_np@sibsiu.ru

ORCID: 0009-0000-7953-2920

SPIN-код: 9276-4985

Aleksei R. Mikhno, Researcher at the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Junior Researcher at the Scientific Research Department, Director of the Scientific and Production Center «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. Makhneva, research engineer at the Electron Microscopy and Image Processing Laboratory, Siberian State Industrial University

E-mail: glcherepanova25@mail.com

ORCID: 0009-0003-2592-6539

SPIN-код: 3610-9340

Irina A. Panchenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Senior Researcher of the Scientific Research Department, Siberian State Industrial University

E-mail: panchenko_ia@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-1631-9644

SPIN-код: 4253-6679

Sergey V. Konovalov Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice-Rector for Research and Innovation Activities, Chief Researcher of the Scientific Research Directorate, 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 17.02.2026

После доработки 24.04.2026

Принята к публикации 27.04.2026

Received 17.02.2026

Revised 24.04.2026

Accepted 27.04.2026

Оригинальная статья

УДК 669.184

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-29-39

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ
НАНЕСЕНИИ ШЛАКОВОГО ГАРНИСАЖА НА ФУТЕРОВКУ КОНВЕРТЕРА**

© 2026 г. Е. В. Протопопов, А. А. Уманский, С. А. Полежаев

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

Аннотация. На основе топологического метода сформирована математическая модель процесса ошлакования футеровки кислородного конвертера с применением специальной гарнисажной фурмы. Построена диаграмма связей системы фурма – газопорошковая смесь – шлак – футеровка конвертера, на основании которой получена аналитическая форма рассматриваемой модели в виде системы уравнений. Аналитические уравнения после их приведения к каноническому виду позволяют моделировать динамику основных параметров нанесения шлакового гарнисажа по ходу процесса. С использованием разработанной модели применительно к условиям промышленного большегрузного конвертера определены расчетные изменения давления и расхода газа по участкам подводящих трубопроводов и фурмы, а также скорости движения шлаковой эмульсии при реализации процесса ошлакования футеровки. Сравнительный анализ расчетных значений параметров процесса нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера с измеренными фактическими значениями параметров работы промышленного конвертерного агрегата подтвердил адекватность разработанной модели. По результатам моделирования определены закономерности изменения давления и расхода азота, скорости движения шлака по ходу процесса ошлакования футеровки, которые свидетельствуют о наличии режима работы с периодом пульсаций порядка 3 с и присутствием периодического изменения амплитуд. Полученные результаты численного моделирования являются теоретической базой для совершенствования технологических режимов газопорошковой раздувки шлака на стенки конвертера с целью повышения показателей качества формируемого гарнисажного покрытия, снижения энергетических и материальных затрат.

Ключевые слова: кислородный конвертер, футеровка, шлак, газопорошковая смесь, гарнисажная фурма, модель

Для цитирования: Протопопов Е.В., Уманский А.А., Полежаев С.А. Моделирование гидрогазодинамических процессов при нанесении шлакового гарнисажа на футеровку конвертера. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):29–39. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-29-39](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-29-39)

Original article

**MODELING HYDROGAS-DYNAMIC PROCESSES DURING APPLICATION OF
SLAG COATING TO THE CONVERTER LINING**

© 2026 E. V. Protopopov, A. A. Umanskii, S. A. Polezhaev

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

Abstract. Based on the topological method, a mathematical model of the process of slagging the lining of an oxygen converter using a special mounting lance has been formed. A diagram of the relations of the lance system – gas-powder mixture – slag – converter lining is constructed, on the basis of which an analytical form of the model under consideration is obtained in the form of a system of equations. The analytical equations, after

their reduction to the canonical form, allow us to model the dynamics of the main parameters of the slag dressing application during the process. Using the developed model in relation to the conditions of an industrial heavy converter, calculated changes in gas pressure and flow rate along the sections of supply pipelines and tuyeres, as well as the speed of movement of the slag emulsion during the process of lining slagging, were determined. A comparative analysis of the calculated values of the parameters of the process of applying slag garnishing to the converter foot with the measured actual values of the operating parameters of the industrial converter unit confirmed the adequacy of the developed model. Based on the simulation results, patterns of changes in nitrogen pressure and flow rate, and the speed of slag movement during the lining slagging process have been determined, which indicate the presence of an operating mode with a pulsation period of about 3 seconds and the presence of periodic changes in amplitudes. The obtained results of numerical modeling are the theoretical basis for improving the technological modes of gas-powder slag blowing on the walls of the converter in order to improve the quality of the formed garnishing coating, reducing energy and material costs.

Keywords: oxygen converter, lining, slag, gas-powder mixture, skull tuyere, model

For citation: Protopopov E.V., Umanskii A.A., Polezhaev S.A. Modeling of hydrogasdynamic processes during the application of slag coating to the converter lining. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):29–39. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-29-39](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-29-39)

Введение

Повышение стойкости футеровки кислородных конвертеров является одной из наиболее актуальных задач, стоящих перед сталеплавленным производством, поскольку рассматриваемый параметр напрямую определяет продолжительность кампании, показатели межремонтного периода работы агрегатов, а, следовательно, влияет на затраты при выплавке стали [1; 2]. Существенное продление срока службы футеровки достигается применением новых огнеупорных материалов [3; 4], системным использованием по ходу кампании «горячих» ремонтов, в том числе подварки и торкретирование изношенных участков огнеупорного покрытия [5; 6]. Одним из наиболее эффективных и широко применяемых методов увеличения срока службы футеровки кислородных конвертеров является технология нанесения шлакового гарнисажа [7; 8]. Применение рассматриваемого метода предполагает раздувку предварительно подготовленного шлака на стенки конвертера в период межплавочных простоев. Подготовка шлака, как правило, заключается в достижении оптимального содержания в нем оксида MgO, который с одной стороны обеспечивает формирование качественного гарнисажного покрытия [9 – 11], а с другой стороны не снижает рафинирующие свойства шлака в процессе выплавки стали [12 – 14].

Раздувка шлака на стенки конвертера с целью формирования гарнисажного защитного покрытия может проводиться как азотом с использованием стандартной кислородной фурмы, так и с применением специальной гарнисажной фурмы, установленной в резервном стенде машины подачи технологических газов, путем подачи га-

зопорошковой смеси. Применение гарнисажных фурм для ошлакования футеровки конвертеров имеет ряд преимуществ по отношению к использованию стандартных кислородных фурм, в частности, обеспечивается повышение качества и равномерности формирования защитного покрытия на футеровке [15 – 17]. Также немаловажным моментом, свидетельствующим в пользу применения специализированных гарнисажных фурм, является их универсальность, то есть возможность использования такого дутьевого устройства не только для раздувки шлака, но и для выполнения торкретирования футеровки при различном сочетании последовательности рассматриваемых операций.

Следует отметить, что процесс нанесения шлакового гарнисажа на футеровку кислородных конвертеров, в особенности при использовании специальных фурм, является многофакторной технологической задачей. При его реализации одновременно протекают взаимосвязанные газогидродинамические, тепломассообменные, механические и химические процессы [18 – 20], что обуславливает возможность оптимизации технологических режимов нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертеров при широком применении методов математического моделирования [21 – 23].

В настоящей работе проведено численное моделирование процесса ошлакования футеровки большегрузного кислородного конвертера с применением специальной гарнисажной фурмы.

Разработка модели процесса ошлакования футеровки с применением гарнисажных фурм

На предварительном этапе формирования модели нанесения шлакового гарнисажа на фу-

теровку кислородного конвертера с использованием специальной фурмы провели разбивку рассматриваемого процесса на блоки (рис. 1). В укрупненном виде схема включает в себя следующие этапы: в смесительное устройство по двум независимым потокам поступает порошковый магниальный материал в струе несущего газа и основной поток азота для разбрызгивания шлака; далее в смесительном устройстве происходит формирование объединенного газопорошкового потока, который через сопла Лаваля подается в рабочее пространство конвертера и, вступая во взаимодействие со шлаком, раздувает его на стенки конвертерного агрегата.

При формировании модели гидрогазодинамики применили топологический метод, в результате чего получены диаграммы связей для каждого из блоков общей схемы процесса (рис. 2). Известно, что топологический метод в моделировании позволяет сконцентрироваться на пространственных отношениях элементов модели, а не на их геометрических параметрах. На полученных диаграммах связи в качестве переменных выступают давление (P) и расход (Q) азота на соответствующих участках системы. Для учета явления диссипации потока в трубопроводе вводятся элементы R , для учета способности накапливать

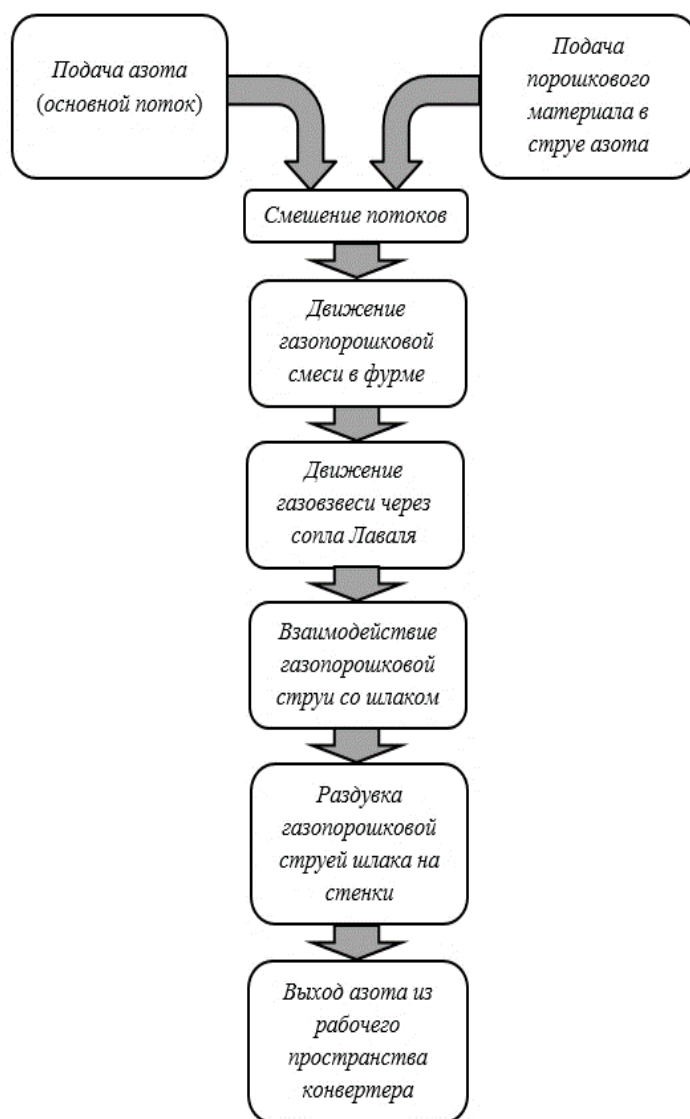


Рис. 1. Схема процесса ошлакования футеровки конвертера с использованием гарнисажной фурмы
Fig. 1. Scheme of the converter lining slagging process using a skull tuyere

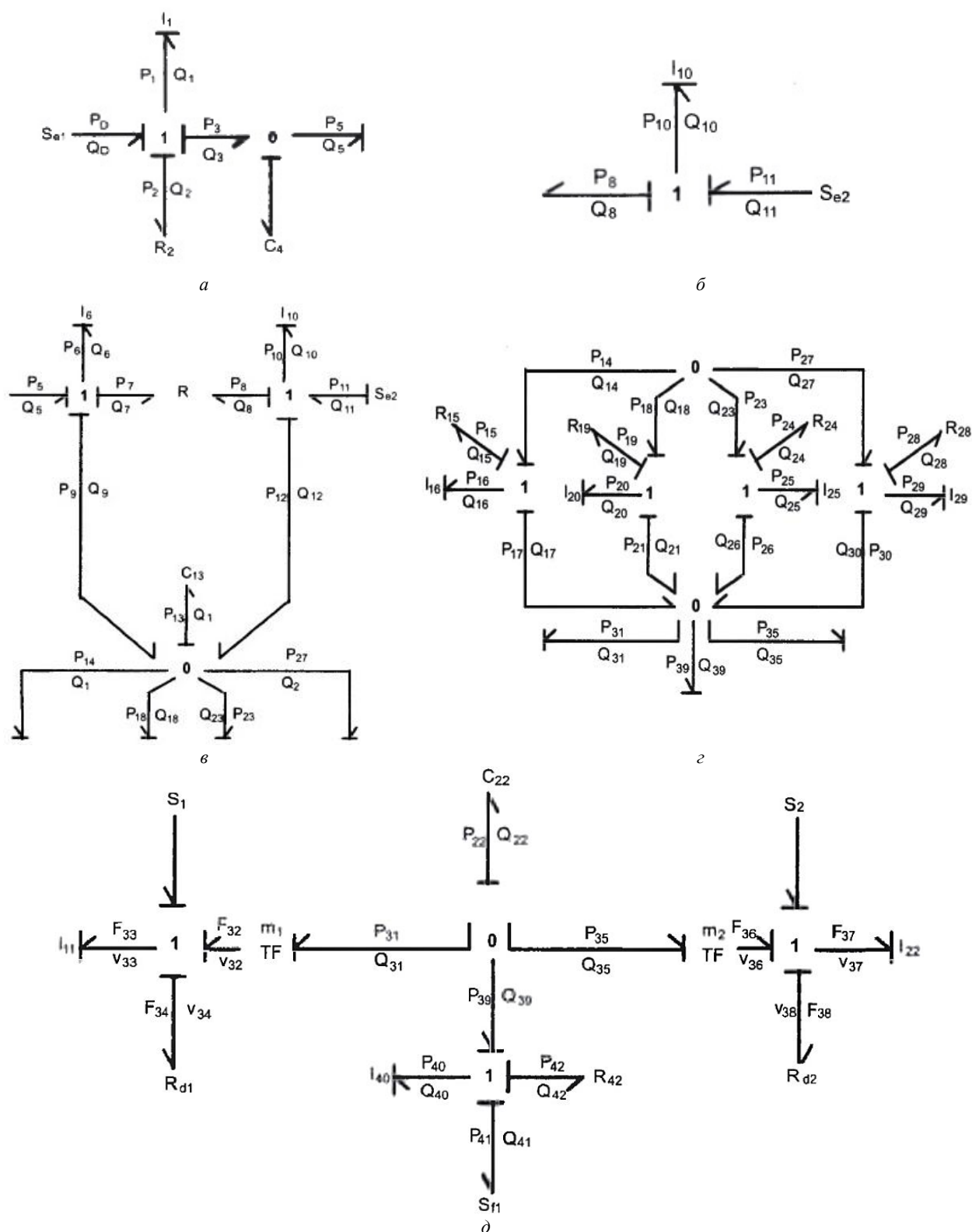


Рис. 2. Диаграммы связей процесса нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера с использованием специальной фурмы по участкам:

a – трубопровод подачи азота в фурму; *б* – подача магнезиального материала в фурму; *в* – смешивательное устройство в верхней части фурмы; *з* – сопла Лавалья; *д* – перемещение шлаковой массы газопорошковой струей на стенки конвертера – выход азота из рабочего пространства конвертера

Fig. 2. Connection diagrams of the process of applying a slag skull to the lining of a converter using a special tuyere by sections:

a – pipeline for feeding nitrogen to the tuyere; *б* – feeding magnesite material to the tuyere; *в* – mixing device in the upper part of the tuyere; *з* – Laval nozzles; *д* – movement of the slag mass by a gas-powder jet onto the walls of the converter – nitrogen outlet from the working space of the converter

потенциальную энергию – элементы C . При этом указанные элементы рассчитываются по формулам, полученным на основании общепринятых положений теории термо- и гидрогазодинамики с учетом конструктивных особенностей узлов рассматриваемой системы:

$$R = \xi \frac{8L\rho Q}{\pi^2 D^5}, \quad (1)$$

где ξ – коэффициент потери давления; L – длина участка трубопровода; ρ – плотность потока; Q – расхода газа; D – диаметр элемента продвучной системы.

$$C = \frac{V}{\rho R T}, \quad (2)$$

где V – объем участка; R – универсальная газовая постоянная; T – температура.

Инерционные элементы систем I_n определяются по следующему выражению:

$$I = \frac{L\rho}{\pi D^2}, \quad (3)$$

Последовательное и параллельное соединения элементов систем отображено с использованием 1- и 0-структур; источники (стоки) усилия обозначены S_e , источники или стоки потока – S_f . Символами в виде полустрелок обозначены направления передачи мощности, штриховыми линиями – причинно-следственные связи элементов.

Путем обобщения диаграмм связей отдельных участков (рис. 2) сформирована единая диаграмма связей всей рассматриваемой системы (рис. 3), на основании которой получена аналитическая форма модели в виде системы уравнений:

$$I_1 \frac{dQ_1}{dt} = P_D - Q_2 R_2 - P_4; \quad (4)$$

$$C_4 \frac{dP_4}{dt} = Q_1 - Q_6; \quad (5)$$

$$I_6 \frac{dQ_6}{dt} = P_4 - Q_6 R_2 - P_{13}; \quad (6)$$

$$I_{10} \frac{dQ_{10}}{dt} = P_{11} - Q_{10} R - P_{13}; \quad (7)$$

$$C_{13} \frac{dP_{13}}{dt} = Q_6 + Q_{10} - Q_{16} + Q_{20} - Q_{25} - Q_{29}; \quad (8)$$

$$I_{16} \frac{dQ_{16}}{dt} = P_{13} - Q_{16} R_{15} - P_{22}; \quad (9)$$

$$I_{20} \frac{dQ_{20}}{dt} = P_{13} - Q_{20} R_{19} - P_{22}; \quad (10)$$

$$I_{25} \frac{dQ_{25}}{dt} = P_{13} - Q_{25} R_{24} - P_{22}; \quad (11)$$

$$I_{29} \frac{dQ_{29}}{dt} = P_{13} - Q_{29} R_{28} - P_{22}; \quad (12)$$

$$C_{22} \frac{dP_{22}}{dt} = Q_{25} + Q_{20} + Q_{16} + Q_{29} - Q_{40} - v_{33} m_1 - v_{37} m_2; \quad (13)$$

$$I_{11} \frac{dv_{33}}{dt} = P_{22} m_1 - M_{1g} - v_{33} R_{d1}; \quad (14)$$

$$I_{22} \frac{dv_{37}}{dt} = P_{22} m_2 - M_{2g} - v_{37} R_{d2}; \quad (15)$$

$$I_{40} \frac{dQ_{40}}{dt} = P_{22} - Q_{40} R_{42} - P_{41}. \quad (16)$$

После приведения к каноническому виду, с использованием формул (1) – (3) система уравнений приняла следующий вид:

$$\frac{dQ_1}{dt} = \frac{\left(P_D - \frac{8\xi_2 L_2 P_2 Q_1^2}{4\rho_2 D_2^5}\right) \pi D_2^2}{4\rho_2 L_2}; \quad (17)$$

$$\frac{dP_4}{dt} = \frac{4(Q_1 - Q_6) \rho_2 R_{N_2} T_{N_2} \delta}{\pi D_2^2 L_2}; \quad (18)$$

$$\frac{dQ_6}{dt} = \frac{\left\{P_4 - \left[\frac{\xi_7 \rho_7 - Q_6^2}{2(0,785 D_7^2)} + \frac{\rho_7 Q_6 Q_{10}}{0,785 D_7}\right] - P_1\right\} 4\rho_6 L_6}{4\rho_6 L_6}; \quad (19)$$

$$\frac{dQ_{10}}{dt} = \frac{\left\{P_{11} - \left[\frac{\rho_7 Q_6^2}{0,785 D_7} + \frac{\xi_8 \rho_8 Q_{10}^2}{2(0,785 D_8^2)}\right] - P_1\right\} 4\rho_{10} L_{10} (\pi D_2^2 - \pi D_{10}^2)}{4\rho_{10} L_{10} (\pi D_2^2 - \pi D_{10}^2)}; \quad (20)$$

$$\frac{dP_{13}}{dt} = \frac{4(Q_6 + Q_{10} - Q_{16} + Q_{20} - Q_{25})}{\pi D_2^2 L_{13} \rho_{13} R_{N_2} T_{N_2} \delta} - \frac{Q_{29} \rho_2 R_{N_2} T_{N_2} \delta}{\pi D_2^2 L_{13} \rho_{13} R_{N_2} T_{N_2} \delta}; \quad (21)$$

$$\frac{dQ_{16}}{dt} = \frac{\left(P_{13} - \frac{8\xi_{16} L_{16} \rho_{16} Q_{16}^2}{\pi^2 D_{16}^5} - P_{22}\right) \pi D_{16}^2}{4\rho_{16} L_{16}}; \quad (22)$$

$$\frac{dQ_{20}}{dt} = \frac{\left(P_{13} - \frac{8\xi_{20} L_{20} \rho_{20} Q_{20}^2}{\pi^2 D_{20}^5} - P_{22}\right) \pi D_{20}^2}{4\rho_{20} L_{20}}; \quad (23)$$

$$\frac{dQ_{25}}{dt} = \frac{\left(P_{13} - \frac{8\xi_{25} L_{25} \rho_{25} Q_{25}^2}{\pi^2 D_{25}^5} - P_{22}\right) \pi D_{25}^2}{4\rho_{25} L_{25}}; \quad (24)$$

$$\frac{dQ_{29}}{dt} = \frac{\left(P_{13} - \frac{8\xi_{29} L_{29} \rho_{29} Q_{29}^2}{\pi^2 D_{29}^5} - P_{22}\right) \pi D_{29}^2}{4\rho_{29} L_{29}}; \quad (25)$$

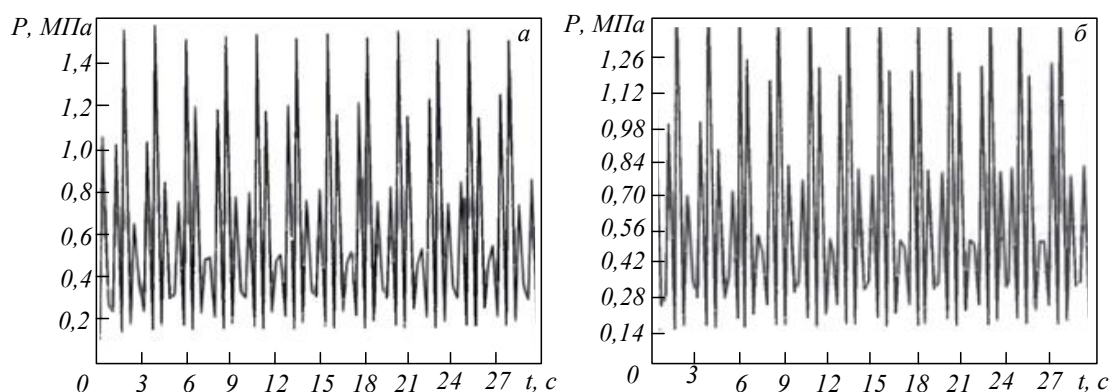


Рис. 4. Изменение давления азота перед (а) и в критическом сечении сопла Лавали (б) в процессе газопорошковой раздувки шлака

Fig. 4. Change in nitrogen pressure in front (a) and in the critical section of the Laval (b) nozzle during gas-powder slag blowing

участка трубопровода от входного сечения до сопла Лавали смесителя; $\rho_0, \rho_1, \rho_2, \rho_7, \rho_8, \rho_{10}, \rho_{13}, \rho_{16}, \rho_{20}, \rho_{25}, \rho_{29}, \rho_{40}$ – плотность потока на соответствующих участках трубопровода; P_4 – давление азота на входе в сопло Лавали смесителя; D_2 – внутренний диаметр продувочной фурмы; Q_6 – расход азота через критическое сечение сопла Лавали смесительного устройства; R_{N_2} – газовая постоянная; T_{N_2} – температура азота; δ – толщина пограничного слоя; D_7, D_8 – диаметр продувочной фурмы после смесителя и перед соплами Лавали соответственно; Q_{10} – расход азота через выходное сечение сопла Лавали смесительного устройства; P_{13} – давление азота перед продувочными соплами Лавали; D_6 – диаметр критического сечения сопла Лавали смесительного устройства; L_6 – длина сопла Лавали смесителя; P_{11} – давление азота, транспортирующего магнетитовый порошковый материал; D_{10} – диаметр выходного сечения сопла Лавали смесительного устройства; L_{10} – высота камеры смесителя; $Q_{16}, Q_{20}, Q_{25}, Q_{29}$ – расход азота через критические сечения продувочных сопел Лава-

ля; $D_{16}, D_{20}, D_{25}, D_{29}$ – диаметры критических сечений продувочных сопел Лавали; L_{13} – длина фурмы от устья сопла смесительного устройства до продувочных сопел Лавали; $L_{16}, L_{20}, L_{25}, L_{29}$ – длина продувочных сопел Лавали; P_{22} – давление азота на выходе из продувочных сопел Лавали; V_{22} – объем газовой фазы в кислородном конвертере; Q_{40} – расход азота через горловину конвертера; v_{33}, v_{37} – скорости движения шлаковой эмульсии; M_1, M_2 – масса известково-шлаковой эмульсии, перемещающийся к футеровке в различных частях конвертера; R_{d1}, R_{d3} – показатели, отражающие потери механической энергии при трении шлака о футеровку; I_{11}, I_{22} – показатели, отражающие инерционность потоков известково-шлаковой смеси; D_{40} – диаметр горловины конвертера; L_{40} – длина горловины конвертера.

Решение системы уравнений проводится при следующих начальных условиях:

$$Q_{1(t=0)} = Q_{6(t=0)} = Q_{20(t=0)} = Q_{25(t=0)} = Q_{29(t=0)} = Q_{40(t=0)} = 0; \\ P_{4(t=0)} = P_{13(t=0)} = P_{22(t=0)} = 0; v_{33(t=0)} = v_{37(t=0)} = 0.$$

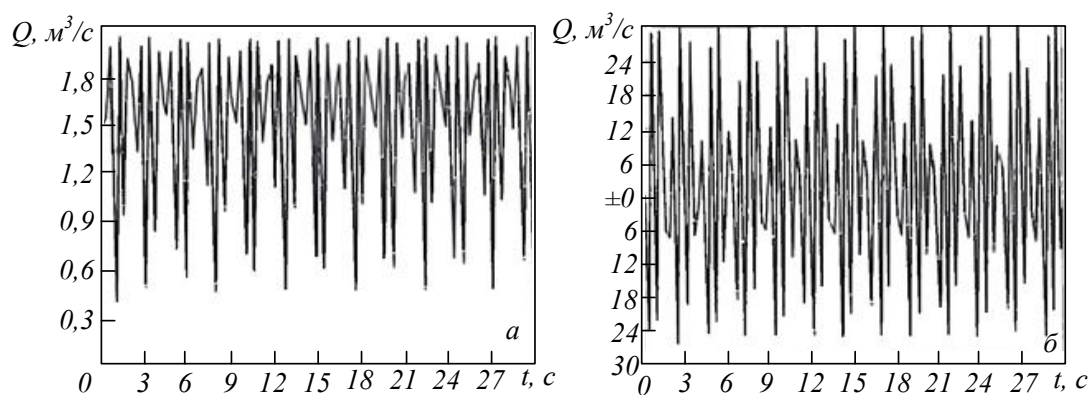


Рис. 5. Изменение расхода азота на входном участке фурмы (а) и в критическом сечении (б) сопла Лавали в процессе газопорошковой раздувки шлака

Fig. 5. Change in nitrogen consumption at the inlet section of the tuyere (a) and in the critical section (b) of the Laval nozzle during gas-powder slag blowing

Результаты моделирования и их обсуждения

Моделирование проводили для условий большегрузного кислородного конвертера емкостью 350 т. Использовали следующие численные значения входных параметров: $P_D = 1,3$ МПа; $P_{11} = 0,6$ МПа; $P_{22} = 0,1$ МПа; $R_{N_2} = 297$ Дж/(кг·К); $T_{N_2} = 300$ К; $\xi_2 = 0,4$; $D_2 = 0,203$ м; $L_2 = 20$ м; $D_6 = 0,125$ м; $L_6 = 0,01$ м; $D_{10} = 0,058$ м; $D_{16} = D_{20} = D_{25} = D_{29} = 0,061$ м; $L_{16} = L_{20} = L_{25} = L_{29} = 0,01$ м; $V_2 = 227$ м³; $\xi_{16} = \xi_{20} = \xi_{25} = \xi_{29} = 0,0355$; $m_{11} = m_{22} = 300$ кг; $R_{11} = R_{22} = 6 \cdot 10^4$ кг/с; $\xi_{40} = 0,6$; $D_{40} = 0,4$ м; $L_{40} = 0,5$ м.

Результаты численного моделирования (рис. 4 – 6) свидетельствуют о наличии пульсационного режима работы в процессе газопорошковой раздувки шлака на футеровку конвертеров. При этом период указанных пульсаций составляет порядка 3 с и имеет место периодическое изменение амплитуд. Механизм указанного изменения амплитуд расходов газа и газопорошковой смеси обусловлен наличием диссипативных структур, которые приводят к флуктуациям, вызывающим резонансные явления при переходах от одной структуры к другой.

В целом полученные результаты позволяют утверждать, что функционирование моделируемой системы фурма – газопорошковая взвесь – шлак – футеровка сопровождается наличием различных динамических режимов в зависимости от соотношения требуемой и подаваемой энергии. При оптимальном соотношении требуемой и подаваемой энергии имеет место режим устойчивой пульсации; именно при реализации такого режима происходит нанесение шлако-порошковой смеси на футеровку конвертера. В случае недостатка подаваемой энергии реализуется режим оседания шлако-порошковой смеси в шлаковую ванну, а при избытке подаваемой энергии – режим выноса шлако-порошковой смеси из конвертера.

Адекватность полученных данных численного моделирования подтверждена путем сравнения с фактически измеренными параметрами в условиях работы промышленного кислородно-конвертерного цеха.

Представленная модель газогидродинамических процессов, протекающих при ошлаковании футеровки с использованием гарнисажной фурмы, а также результаты численного моделирования, полученные применительно к условиям промышленного большегрузного конвертера, являются теоретической базой для обоснования направлений совершенствования технологических режимов нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертеров.

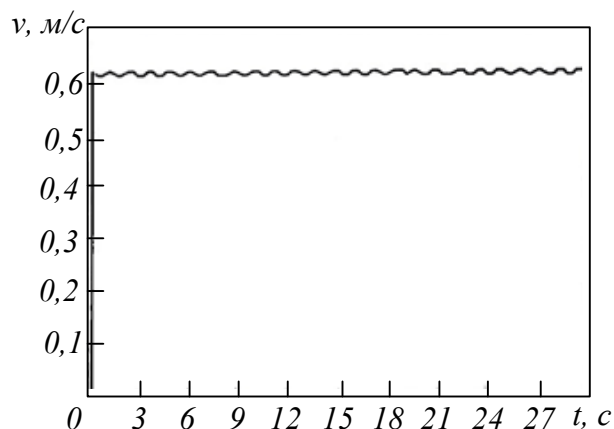


Рис. 6. Изменение скорости движения шлака в процессе газопорошковой раздувки

Fig. 6. Changing the slag velocity during gas-powder blowing

Выводы

На основе топологического метода разработан математическая модель ошлакования футеровки с применением гарнисажной фурмы. Проведенным для условий промышленного большегрузного конвертера численным моделированием определены закономерности изменения параметров нанесения шлакового гарнисажа по ходу процесса, в частности определен пульсационный характер процесса и численные характеристики пульсаций. Адекватность полученных данных подтверждена на основании сравнительного анализа с фактическими показателями работы промышленного конвертерного агрегата.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bugakov M.N., Ereemeev A.A., Shchepetova E.A. New experience: increasing the durability of converter lining. *Metallurgist*. 2024;68(4):493–496. <https://doi.org/10.1007/s11015-024-01751-0>
2. Метелкин А.А., Шешуков О.Ю., Левчук В.В., Савельев М.В., Котляров А.А., Шевченко О.И. К вопросу об оптимальной стойкости футеровки конвертеров. *Теория и технология металлургического производства*. 2017;2(21):7–10.
3. Серова Л.В., Чудинова Е.В., Хороших М.А. Разработка критериев оценки качества периклазоуглеродистых огнеупоров и их влияние на повышение стойкости футеровок конвертеров. *Черные металлы*. 2015;(5):21–23.
4. Visloguzova E.A., Kashcheev I.D., Zemlyanoi K.G. Analysis of the effect of periclase-carbon refractory quality on converter lining life. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2013;54(2):83–87. <https://doi.org/10.1007/s11148-013-9553-3>
5. Kharlashin P.S., Larionov A.A., Kharin A.K., Chemeris N.O. Theory and practice of flame torcreting a 160-ton oxygen converter lining.

- Refractories and Industrial Ceramics*. 2010;51(4):223–227.
<https://doi.org/10.1007/s11148-010-9295-4>
6. Sidorov E.V., Kochubeev Yu.N., Borisova Yu.A., Murashko E.V., Bosyakova N.A. Torcrete mix of basic composition for converter lining. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2011;51(6):408–410.
<https://doi.org/10.1007/s11148-011-9338-5>
 7. Бигеев В.А., Колесников Ю.А., Потапова М.В., Потапов М.Г., Юдина С.В. Технологическая оценка влияния гарнисажа на параметры плавки стали в конвертере. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2019;75(5):583–589.
 8. Вислогузова Э.А., Устенко А.С. Опыт использования MgO-содержащих материалов для наведения гарнисажа на футеровку конвертеров. *Новые огнеупоры*. 2007;3:59–60.
 9. Changhai Lv., Jing Li., Wei Ya., Chen Ya., Renxiang Lv. Study on the protective effect of the dense slag layer on converter lining. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2022;19(1):592–603.
<https://doi.org/10.1111/ijac.13910>
 10. Sinelnikov V.O., Kalisz D., Kuzemko R.D. Study of the phase and mineralogical properties of converter slag during splashing to improve lining resistance. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2018;59(4):403–409.
<https://doi.org/10.1007/s11148-018-0244-y>
 11. Suvorov S.A., Kozlov V.V. Planning of skull formation at an oxygen converter lining surface and optimization of modifier consumption. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2011;52(1):29–31.
<https://doi.org/10.1007/s11148-011-9358-1>
 12. Chen G.J., He S.P. Effect of MgO content in slag on dephosphorisation in converter steelmaking. *Ironmaking & Steelmaking*. 2015;42(6):433–438.
<https://doi.org/10.1179/1743281214Y.0000000246>
 13. Смирнов Л.А., Ровнушкин В.А., Смирнов А.Л. Особенности формирования и фазово-минералогический состав конвертерных шлаков. *Металлы*. 2015;(2):26–34.
 14. Zhou Ch., Chen Q., Ji Yi., Ai L., Wang Sh., Chen Q., Yuan T. Effect of highly oxidizing converter dephosphorization slag on dephosphorization behaviour of molten steel. *Ironmaking & Steelmaking*. 2023;50(3):1–11.
<https://doi.org/10.1080/03019233.2023.2168344>
 15. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Чернятевич И.В., Чубин К.И., Чубина Е.А. Нетрадиционные технологии и фурменные устройства для нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера. *Сталь*. 2017;6:15–20.
 16. Протопопов Е.В., Чернятевич А.Г., Фейлер С.В., Сигарев Е.Н. Новые технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертеров. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2014;57(6):7–12.
 17. Чернятевич А.Г., Сигарев Е.Н., Протопопов Е.В., Шеремет В.А., Чернятевич И.В., Чубин К.И. Освоение технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера путем раздувки шлака перемещающимися газопорошковыми струями. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2011;(2):15–20.
 18. Харлашин П.С., Ассиил М.К. Моделирование тепловой работы футеровки 160 т кислородного конвертера с учетом гарнисажа. *Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки*. 2014;(28):48–54.
 19. Zhang H., Zhao H., Yuan Zh., Xu B., Liu K., Zhao L., Kong D. Thermodynamic Evaluation of Enhanced CO₂ Conversion in Innovative Slag Splashing Processes in Converters. *Steel Research International*. 2025;96(9):310–320.
<https://doi.org/10.1002/srin.202400918>
 20. Галиуллин Т.Р., Протопопов Е.В., Соколов В.В., Чернятевич А.Г. Гидрогазодинамические особенности раздувки шлаковой ванны при нанесении гарнисажа на футеровку кислородных конвертеров. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2008;4:16–23.
 21. Yang G., Li B., Sun M., Qin D., Zhong L. Numerical simulation of the slag splashing process in a 120 ton top-blown converter. *Metals*. 2023;13(5):940.
<https://doi.org/10.3390/met13050940>
 22. Zhang H., Liu Ke., Zhao H., Tian Yu., Liang J., Yuan Zh. Numerical simulation of innovative slag splashing process in a converter using a nozzle-twisted oxygen lance. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2024;10(2):864–879.
<https://doi.org/10.1007/s40831-024-00836-z>
 23. Qi F., Zhou Sh., Zhang L., Huo H., Liu Zh., Cheung Sh.C.P., Li B. Numerical study on droplet splashing behavior of slag-splashing for converter protection using volume of fluid-discrete phase model two-way conversion model. *Steel Research International*. 2024.
<https://doi.org/10.1002/srin.202400289>

REFERENCES

1. Bugakov M.N., Eremeev A.A., Shchepetova E.A. New experience: increasing the durability of converter lining. *Metallurgist*. 2024;68(4):493–496.
<https://doi.org/10.1007/s11015-024-01751-0>
2. Metelkin A.A., Sheshukov O.Yu., Levchuk V.V., Savell'ev M.V., Kotlyarov A.A., Shevchenko O.I.

- On the issue of optimal durability of converter linings. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2017;2(21):7–10. (In Russ.).
3. Serova L.V., Chudinova E.V., Khoroshikh M.A. Development of criteria for assessing the quality of periclase-carbon refractories and their impact on increasing the durability of converter linings. *Chernye metally*. 2015;(5):21–23. (In Russ.).
 4. Visloguzova E.A., Kashcheev I.D., Zemlyanoi K.G. Analysis of the effect of periclase-carbon refractory quality on converter lining life. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2013;54(2):83–87.
<https://doi.org/10.1007/s11148-013-9553-3>
 5. Kharlashin P.S., Larionov A.A., Kharin A.K., Chemeris N.O. Theory and practice of flame torcreting a 160-ton oxygen converter lining. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2010;51(4):223–227.
<https://doi.org/10.1007/s11148-010-9295-4>
 6. Sidorov E.V., Kochubeev Yu.N., Borisova Yu.A., Murashko E.V., Bosyakova N.A. Torcrete mix of basic composition for converter lining. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2011;51(6):408–410.
<https://doi.org/10.1007/s11148-011-9338-5>
 7. Bigeev V.A., Kolesnikov Yu.A., Potapova M.V., Potapov M.G., Yudina S.V. Technological assessment of the influence of the skull on the parameters of steel melting in the converter. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi i ehkonomicheskoi informatsii*. 2019;75(5):583–589. (In Russ.).
 8. Visloguzova E.A., Ustenko A.S. Experience of using MgO-containing materials for lining converters. *Novye ognepupory*. 2007;3:59–60. (In Russ.).
 9. Changhai Lv., Jing Li., Wei Ya., Chen Ya., Renxiang Lv. Study on the protective effect of the dense slag layer on converter lining. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2022;19(1):592–603.
<https://doi.org/10.1111/ijac.13910>
 10. Sinelnikov V.O., Kalisz D., Kuzemko R.D. Study of the phase and mineralogical properties of converter slag during splashing to improve lining resistance. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2018;59(4):403–409.
<https://doi.org/10.1007/s11148-018-0244-y>
 11. Suvorov S.A., Kozlov V.V. Planning of skull formation at an oxygen converter lining surface and optimization of modifier consumption. *Refractories and Industrial Ceramics*. 2011;52(1):29–31.
<https://doi.org/10.1007/s11148-011-9358-1>
 12. Chen G.J., He S.P. Effect of MgO content in slag on dephosphorisation in converter steelmaking. *Ironmaking & Steelmaking*. 2015;42(6):433–438.
<https://doi.org/10.1179/1743281214Y.0000000246>
 13. Smirnov L.A., Rovnushkin V.A., Smirnov A.L. Features of formation and phase-mineralogical composition of converter slags. *Metally*. 2015;(2):26–34. (In Russ.).
 14. Zhou Ch., Chen Q., Ji Yi., Ai L., Wang Sh., Chen Q., Yuan T. Effect of highly oxidizing converter dephosphorization slag on dephosphorization behaviour of molten steel. *Ironmaking & Steelmaking*. 2023;50(3):1–11.
<https://doi.org/10.1080/03019233.2023.2168344>
 15. Chernyatevich A.G., Sigarev E.N., Chernyatevich I.V., Chubin K.I., Chubina E.A. Unconventional technologies and tuyere devices for applying slag coating to the converter lining. *Stal'*. 2017;6:15–20. (In Russ.).
 16. Protopopov E.V., Chernyatevich A.G., Feiler S.V., Sigarev E.N. New technologies for applying slag coating to converter linings. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya*. 2014;57(6):7–12. (In Russ.).
 17. Chernyatevich A.G., Sigarev E.N., Protopopov E.V., Sheremet V.A., Chernyatevich I.V., Chubin K.I. Development of the technology of applying a slag coating to the lining of a converter by blowing the slag with moving gas-powder jets. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya*. 2011;(2):15–20. (In Russ.).
 18. Kharlashin P.S., Assil M.K. Modeling the thermal performance of the lining of a 160-ton oxygen converter, taking into account the skull. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki*. 2014;(28):48–54. (In Russ.).
 19. Zhang H., Zhao H., Yuan Zh., Xu B., Liu K., Zhao L., Kong D. Thermodynamic Evaluation of Enhanced CO₂ Conversion in Innovative Slag Splashing Processes in Converters. *Steel Research International*. 2025;96(9):310–320.
<https://doi.org/10.1002/srin.202400918>
 20. Galiullin T.R., Protopopov E.V., Sokolov V.V., Chernyatevich A.G. Hydrogasdynamic features of slag bath blowing during the application of a skull coating to the lining of oxygen converters. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya*. 2008;4:16–23. (In Russ.).
 21. Yang G., Li B., Sun M., Qin D., Zhong L. Numerical simulation of the slag splashing process in a 120 ton top-blown converter. *Metals*. 2023;13(5):940.
<https://doi.org/10.3390/met13050940>
 22. Zhang H., Liu Ke., Zhao H., Tian Yu., Liang J., Yuan Zh. Numerical simulation of innovative slag splashing process in a converter using a nozzle-twisted oxygen lance. *Journal of Sus-*

tainable Metallurgy. 2024;10(2):864–879.
<https://doi.org/10.1007/s40831-024-00836-z>

23. Qi F., Zhou Sh., Zhang L., Huo H., Liu Zh., Cheung Sh.C.P., Li B. Numerical study on droplet splashing behavior of slag-splashing for converter protection using volume of fluid-discrete phase model two-way conversion model. *Steel Research International*. 2024.
<https://doi.org/10.1002/srin.202400289>

Сведения об авторах:

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

Александр Александрович Уманский, д.т.н., директор Института металлургии и материаловедения, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: umanskii@bk.ru
ORCID: 0000-0003-4403-9006
SPIN-код: 2374-4553

Сергей Александрович Полежаев, магистрант кафедры металлургии черных металлов и химической

технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: sapolezaev@mail.ru

Information about the authors:

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

Aleksandr A. Umanskii, Dr. Sci. (Eng.), Director of the Institute of Metallurgy and Materials Science, Siberian State Industrial University
E-mail: umanskii@bk.ru
ORCID: 0000-0003-4403-9006
SPIN-код: 2374-4553

Sergey A. Polezhaev, Master's student of the Department of Ferrous Metallurgy and Chemical Engineering, Siberian State Industrial University
E-mail: sapolezaev@mail.ru

Поступила в редакцию 07.04.2026

После доработки 28.05.2026

Принята к публикации 02.06.2026

Received 07.04.2026

Revised 28.05.2026

Accepted 02.06.2026

Оригинальная статья

УДК 621.7/544.463

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-40-53

**ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАНОХИМИЧЕСКИ СИНТЕЗИРОВАННЫХ СИЛИЦИДОВ
НИОБИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ**

© 2026 г. О. А. Шкода¹, Н. Е. Беляев², А. М. Шульпеков¹, Е. Д. Головин²

¹Томский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 10/4)

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

Аннотация. Силициды ниобия являются перспективными материалами для создания высокотемпературных композитов и жаропрочных сплавов, способных работать в экстремальных условиях. Уникальные свойства (высокая температура плавления, химическая инертность, термическая стабильность и стойкость к окислению) делают их востребованными в различных промышленных приложениях, включая компоненты, подверженные износу, и термостойкие покрытия. Механическая активация представляет собой эффективный метод механохимического синтеза тугоплавких силицидов, позволяющий получать новые соединения. Характеристики механоактиватора, параметры режима работы и состав исходной смеси играют ключевую роль в эффективности процесса, определяя скорость реакций и фазовый состав конечного продукта. Проведено исследование влияния диаметра измельчающих шаров и времени механической активации на формирование силицидов ниобия при механохимическом синтезе непосредственно из промышленных отходов. Это направление исследований актуально, поскольку позволяет перерабатывать отходы ниобия и кремния, снижая производственные затраты и экологическую нагрузку. Количественно определены изменения массовых долей исходных компонентов (кремния и ниобия) и образовавшихся фаз силицидов (NbSi_2 и Nb_5Si_3) в зависимости от времени активации. Результаты исследования подтвердили пригодность промышленных отходов ниобия и кремния в качестве сырья для синтеза силицидов. Определены оптимальные условия механической активации, позволившие получить порошковую смесь с содержанием силицидов ниобия до 40 мас. %. Полученные материалы продемонстрировали потенциал для применения в составе полимерных электропроводящих покрытий, используемых в качестве электрических нагревателей, антистатических экранов и защиты от электромагнитного излучения. Полученные зависимости электрического сопротивления от температуры нагрева указывают на существование температурно-зависимых процессов, влияющих на проводимость полимерных композитов. Наиболее выраженное снижение сопротивления, свидетельствующее о формировании проводящей структуры, наблюдается в диапазоне 150 – 200 °С, что подчеркивает перспективность разработанных материалов для создания эффективных теплопроводящих элементов и систем защиты от электромагнитных помех.

Ключевые слова: ниобий, кремний, силициды ниобия, механическая активация, механохимический синтез, технологическая обработка, электрофизические свойства, электропроводящие полимерные покрытия

Благодарности. Авторы выражают благодарности Томскому региональному центру коллективного пользования и Центру коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета.

Финансирование. Исследования по изучению морфологии механоативированных смесей, рентгенофазовому, рентгеноструктурному анализам, зависимости электрического сопротивления от температуры нагрева выполнены в рамках государственного задания ТНЦ СО РАН (проект № FWRF-2024-0009), исследования по подготовки техногенных отходов для механической активации и проведение механической активации проведено при финансовой поддержке проекта FSUN-2024-0005.

Для цитирования: Шкода О.А., Беляев Н.Е., Шульпеков А.М., Головин Е.Д. Применение механохимически синтезированных силицидов ниобия для электропроводящих полимерных покрытий. *Вестник*

Original article

APPLICATION OF MECHANOCHEMICALLY SYNTHESIZED NIOBIUM SILICIDES FOR ELECTRICALLY CONDUCTIVE POLYMER COATINGS

© 2026 O. A. Shkoda¹, Ni. E. Belyaev², A. M. Shulpekov¹, E. D. Golovin²

¹Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (10/4 Akademicheskii Prospekt, Tomsk, 634055, Russian Federation)

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

Abstract. Niobium silicides are promising materials for creating high-temperature composites and heat-resistant alloys capable of operating under extreme conditions. Their unique properties (high melting point, chemical inertia, thermal stability and oxidation resistance) make them in demand in various industrial applications, including wear-resistant components and heat-resistant coatings. Mechanical activation is an effective method of mechanochemical synthesis of refractory silicides, which makes it possible to obtain new compounds. The characteristics of the mechanical activator, the parameters of the operating mode and the composition of the initial mixture play a key role in the efficiency of the process, determining the reaction rate and the phase composition of the final product. The influence of the diameter of grinding balls and the time of mechanical activation on the formation of niobium silicides during mechanochemical synthesis directly from industrial waste has been studied. This area of research is relevant because it allows the recycling of niobium and silicon waste, reducing production costs and environmental burden. The changes in the mass fractions of the initial components (silicon and niobium) and the formed phases of silicides (NBSi₂ and nbsi₃) depending on the activation time were quantified. The results of the study confirmed the suitability of industrial waste of niobium and silicon as raw materials for the synthesis of silicides. Optimal conditions of mechanical activation were determined, which made it possible to obtain a powder mixture with a content of niobium silicides up to 40 % by weight. The obtained materials have demonstrated the potential for use in the composition of polymer electrically conductive coatings used as electric heaters, antistatic shields and protection against electromagnetic radiation. The obtained dependences of electrical resistance on the heating temperature indicate the existence of temperature-dependent processes affecting the conductivity of polymer composites. The most pronounced decrease in resistance, indicating the formation of a conductive structure, is observed in the range of 150 – 200 °C, which underlines the promise of the developed materials for creating effective heat-conducting elements and protection systems against electromagnetic interference.

Keywords: niobium, silicon, niobium silicides, mechanical activation, mechanochemical synthesis, processing, electrophysical properties, electroconductive polymer coatings

Acknowledgements. The authors would like to thank the Tomsk Regional Center for Collective Use and the Center for Collective Use "Structure, Mechanical and Physical Properties of Materials" of Novosibirsk State Technical University.

Funding. The studies on the morphology of mechanically activated mixtures, X-ray phase, X-ray diffraction analysis, dependence of electrical resistance on heating temperature were supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project No. № FWRF-2024-0009) and studies on the preparation of technogenic waste for mechanical activation and mechanical activation were carried out with financial support of the project FSUN-2024-0005.

For citation: Shkoda O.A., Belyaev N.E., Shulpekov A.M., Golovin E.D. Application of mechanochemically synthesized niobium silicides for electrically conductive polymer coatings. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):40–53. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-40-53](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-40-53)

Введение

Силициды ниобия представляют собой класс материалов с выдающимся потенциалом для

широкого спектра высокотехнологичных приложений. Их набор физико-химических свойств, включающий экстремально высокую температу-

ру плавления, исключительную стабильность в агрессивных химических средах, а также хорошую твердость и термическую устойчивость, открывает путь к их применению в самых требовательных условиях [1]. Силициды ниобия демонстрируют превосходные эксплуатационные характеристики при повышенных температурах, включая высокую стойкость к окислению и сохранение своих структурно-механических свойств даже в условиях интенсивного теплового воздействия [2]. В сочетании с хорошей электропроводностью и химической совместимостью с различными матрицами [3], эти свойства делают их незаменимыми компонентами для термостойких покрытий [4], обеспечивающих долговечность и надежность компонентов [5], для жаропрочных материалов и сплавов [6], особенно в изделиях, подверженных абразивному износу и работающих в условиях высоких температур [7].

Свойства силицидов ниобия позволяют рассматривать их для применения в аэрокосмической технике [8], в качестве нагревательных элементов и защитных покрытий в экстремальных условиях эксплуатации [9]. Значительный научный и практический интерес представляет замена рассматриваемыми соединениями традиционных никелевых сплавов в теплонагруженных изделиях, работающих при высоких температурах [10].

Исследования, направленные на разработку эффективных и контролируемых методов синтеза силицидов ниобия, имеют научное и прикладное значение [11]. Среди таких методов, механическая активация (МА) заслуживает особого внимания [12]. Этот широко используемый подход позволяет проводить как самостоятельный синтез материалов в твердой фазе [13], так и служит высокоэффективным методом предварительной обработки [14], подготавливая исходные вещества к последующим трансформациям [15].

В настоящей работе предлагается подход к получению ценных материалов, основанный на принципах циклической экономики и использования техногенных отходов [16]. В качестве сырья были выбраны металлическая стружка ниобия и пластины кремния, что позволяет решать экологические проблемы путем сокращения объемов промышленных отходов, оптимизировать использование природных ресурсов, достигая экономического эффекта за счет снижения затрат на сырье и повышая общую эффективность производственного процесса [17]. Эффективность такого подхода к использованию ниобиевых и кремниевых отходов как источников сырья подтверждается успешной мировой практикой [18].

Механическая активация в соответствующих условиях инициирует комплекс физико-химических процессов, приводящих к механо-химическому синтезу и механическому сплавлению, в следствии чего образуются новые фазы [13]. При взаимодействия порошковых частиц с мелющими телами (шарами) и стенками аппарата происходит ряд одновременных трансформаций: нагрев, пластическая деформация, эффективное перемешивание и измельчение исходных частиц [19]. Эти процессы способствуют формированию слоистых агломератов и механокомпозигов [20], значительному увеличению межфазной поверхности, а также процессам сваривания, что в итоге приводит к образованию новых фаз и частиц сплава [21].

Специфика и эффективность протекания механохимических реакций и процессов сплавления напрямую коррелируют с энергетическими характеристиками механоактиватора, определяемыми геометрическими параметрами мелющих тел и интенсивностью механического воздействия, а также выбранными режимами эксплуатации и оптимизированными параметрами синтеза.

Формирование и развитие реакций в контактных зонах между частицами обеспечивается накопленной в них механической энергией [22]. Конечный выход реакций, в свою очередь, пропорционален суммарной площади контактов между частицами реагентов, что напрямую зависит от количества и диаметра используемых мелющих тел.

В основе механохимической активации лежит процесс вывода твердого тела из термодинамического равновесия путем интенсивного механического воздействия, сопровождающегося накоплением избыточной энергии в структуре материала. Такая энергия аккумулируется в виде комплекса структурных дефектов (дислокаций, вакансий и междоузельных атомов), накопление которых на поздних стадиях обработки может приводить к аморфизации, характеризующейся потерей дальнего порядка в кристаллической решетке.

Процесс механоактивации протекает через последовательные стадии: от упругопластической деформации с генерацией дислокаций до импульсного циклического нагружения в зонах контакта. В периоды релаксации накопленная энергия диссипирует, способствуя генерации дефектов, росту удельной поверхности и инициированию фазовых превращений. Итоговое снижение эффективной энергии активации переводит систему в метастабильное состояние с повышенной химической активностью.

Эффективность рассматриваемого процесса критически зависит от параметров мелющих тел:

1. Кинетика удара – масса шара определяет передаваемый импульс; крупные тела усиливают деформацию, но при избыточной энергии могут приводить к деструктивному дроблению в ущерб накоплению структурных дефектов.

2. Распределение напряжений – увеличение диаметра шаров расширяет площадь контакта и объем зон пластической деформации, тогда как малые шары повышают частоту соударений, улучшая гомогенизацию смеси.

3. Энергетический баланс – активация лимитируется пороговым эффектом (необходимостью накопления критической дозы энергии); оптимизация процесса требует согласования диаметра и массы мелющих тел с условиями загрузки и временем обработки для достижения заданной реакционной способности.

4. Конечный результат механоактивации определяется не только параметрами режима обработки, но и фундаментальными свойствами системы (твердостью, модулем упругости и исходной дефектностью структуры материалов), которые диктуют способы диссипации подводимой энергии.

Сложность механохимического воздействия заключается в том, что изменение диаметра шаров не только меняет энергетику отдельного акта соударения, но и перестраивает всю динамику процесса в мельнице. Этим объясняется отсутствие единого мнения в научной литературе относительно оптимальных размеров размольных тел. Существует значительный массив эмпирических данных, описывающих влияние диаметра шаров на конечные свойства продуктов активации, анализ которых позволяет выявить закономерности, определяющие эффективность механохимического синтеза в различных материальных системах

Влияние размера и массы мелющих тел на эффективность механохимической активации (МА) является предметом многочисленных исследований, демонстрирующих неоднозначность эффектов. В работе [23] на примере апатита показано, что ударно-истирающий режим, характерный для шаров малых диаметров, обеспечивает более высокий эффект активации по сравнению с ударным режимом, реализуемым при использовании шаров большого диаметра. Этот вывод подтверждается результатами работы [24], где компьютерное моделирование и экспериментальные данные демонстрируют более высокую энергонапряженность при использовании шаров радиусом 4 мм по сравнению с 5 мм.

Тем не менее, имеются и противоречащие данные. В работе [25] систематически изучали влияние шаров различного диаметра (5 и 8 мм), где уменьшение диаметра приводило к замедле-

нию реакции и снижению выхода продукта, что связывают с меньшей передачей энергии при ударе. Эта точка зрения находит подтверждение в работе [26], где было установлено, что как диаметр, так и масса шаров играют важную роль. При постоянной массе больший диаметр ускорял реакцию, активируя большее количество порошка за удар. В работе [27] показано, что использование более крупных шаров интенсифицирует процессы деформации и разупорядочения, приводя к более резкому увеличению микроискажений и к более быстрому образованию наноразмерных силицидов.

В контексте целенаправленного управления характеристиками активированной смеси масса мелющих тел была признана ключевым параметром [28]. Изменяя массу шаров, удается тонко настраивать такие свойства как скорость горения или размер частиц. Неоднозначность полученных результатов подчеркивает важность комплексного подхода к выбору мелющих тел. Некоторые исследования указывают на предпочтительность смеси шаров разного диаметра [29] для достижения оптимальной активации, вероятно, путем совмещения различных режимов воздействия. Таким образом, выбор оптимального размера и массы мелющих тел является критически важным и зависит от специфики активируемой системы и желаемого результата, требуя детального исследования.

Разработка электропроводящих полимерных композитных материалов, способных функционировать при рабочих температурах выше 100 – 120 °С, представляет собой актуальное и перспективное направление исследований [30]. Эти материалы обладают потенциалом для производства микроэлектронных устройств (суперконденсаторы, газовые и биологические сенсоры, компоненты для защиты от электромагнитных помех и средства для снятия электростатического заряда) [31]. Перспективные композиты способны заменить традиционные проводящие материалы, включая металлы, во многих областях применения [32]. Однако, несмотря на интенсивное изучение рассматриваемой темы, эксплуатация таких материалов при повышенных температурах остается нерешенной проблемой [33].

Пленочные электронагреватели, широко используемые в промышленности и быту, являются одной из областей применения электропроводящих композиций [34]. Конструкция пленочного нагревателя включает нанесение тонкого слоя электропроводящей композиции на полимерную пленку [35]. Основой таких композиций служит смесь полимера с проводящими наполнителями (металлические порошки, графен или сажа). Существующие низкотемпературные (100 – 120 °С) нагреватели

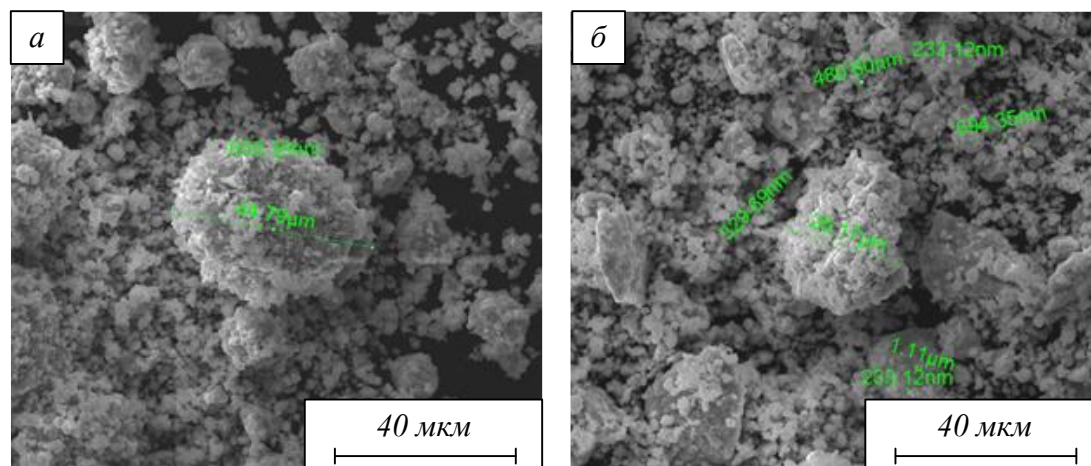


Рис. 1. РЭМ изображения порошковой смеси ниобия и кремния после 30 мин МА при использовании шаров диаметром 5 (а), 8 мм (б)

Fig. 1. SEM images of a powder mixture of niobium and silicon after 30 min MA when using balls with a diameter of 5 (a), 8 mm (b)

находят применение как в быту (теплые полы, инфракрасные излучатели, системы подогрева тротуаров и карнизов) [36], так и в промышленности (электрообогрев зеркал заднего вида автомобилей, литиевых аккумуляторов) [37; 38].

Целью настоящей работы является исследование механохимического твердофазного синтеза силицидов ниобия из вторичного сырья при воздействии мелющих шаров различного диаметра с последующей оценкой электрофизических свойств полученных материалов для их возможного использования в электропроводящих полимерных покрытиях.

Методика эксперимента

Для механохимического синтеза силицидов ниобия использовали планетарную мельницу Активатор 2SL с водяным охлаждением. Условия механической активации следующие: соотношение радиусов барабана/диска 1,57; планетарный радиус 103 мм; объем барабанов (BK8) 200 мл. Скорости вращения диска и барабана составляли 1000 и 1500 мин⁻¹. В качестве мелющих тел применяли шары диаметром 5 и 8 мм из сплава BK8. Порошковую смесь ниобия и кремния (Nb₅Si₃) массой 100 г подвергали активации в течение 30 мин с соотношением масс мелющих тел к порошку 6,3:1,0. Для анализа полученных механоактивированных порошков применяли рентгенофазовый анализ (XRD-6000, базы PDF 4+, POWDER CELL 2.4), а также растровую электронную микроскопию (Quanta 200 3D). Измерение удельной поверхности проводили методом тепловой десорбции азота по 4-х точечному методу БЭТ на приборе СОРБИ-М, в качестве газа-адсорбата использовали азот. Предварительно с целью дегазации поверхности

проводили термическую тренировку порошка в течение 1 ч при температуре 200 °С.

Порошок ниобия получали при переработке металлической стружки технически чистого ниобия. Для этого ее измельчали гильотинными ножницами до размеров пластинок 5 × 5 × 2 мм, которые обрабатывали в шаровой мельнице Активатор 2SL в течение 10 мин. Порошок кремния готовили из пластин технического кремния размерами 100 × 100 × 5 мм. Измельчение пластин проводили в лабораторном дезинтеграторе Desi-11.

Для изучения электропроводности полимерных композиций механоактивированный материал смешивали с раствором полиметилфенил-силоксановой смолой в ксилоле (40 мас. % полимера). На керамической пластине закрепляли металлические электроды параллельно друг другу на расстоянии около 20 мм. Между электродами наносили суспензию из порошка в растворе полимерной смолы и выдерживали на воздухе при температуре 25 °С не менее 2 ч. Полученные образцы выдерживали в сушильном шкафу от 25 до 450 °С в течение 1 ч, охлаждали до комнатной температуры и измеряли электрическое сопротивление с помощью мультиметра МУ63 (диапазон от 1 до 2·10⁸ Ω).

Результаты и обсуждение

На рис. 1 показано изображение с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) порошковой смеси после 30 мин МА при использовании шаров диаметром 5 (рис. 1, а) и 8 мм (рис. 1, б). Анализ полученных изображений позволяет оценить морфологию порошковой смеси ниобия и кремния после 30 мин механической активации с использованием мелющих шаров различного диаметра.

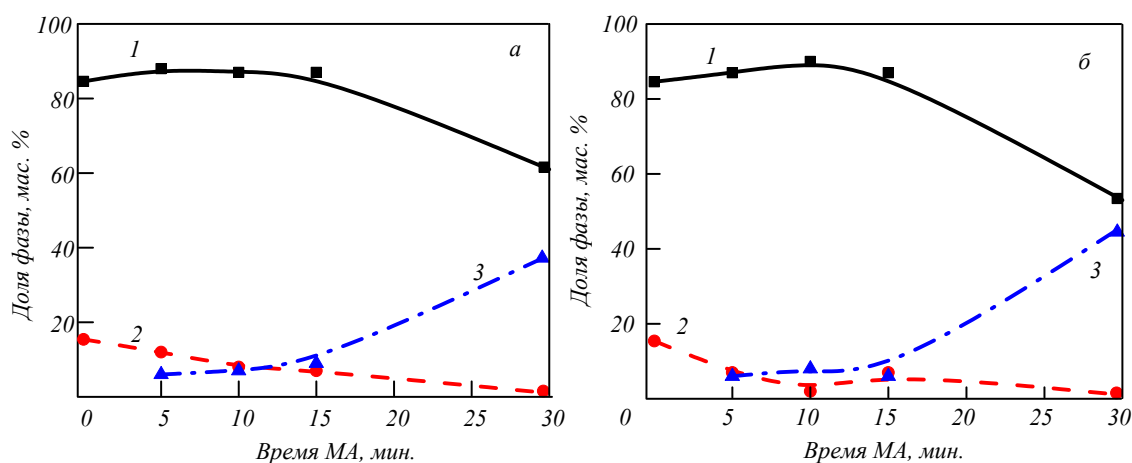


Рис. 2. Зависимости изменения массовой доли исходных компонентов и механохимически образованных силицидов по данным РФА при использовании шаров диаметром 5 (а), 8 мм (б):

1 – Nb; 2 – Si; 3 – силициды ниобия

Fig. 2. Dependences of the change in the mass fraction of the initial components and mechanochemically formed silicides according to XRD data when using balls with a diameter of 5 (a), 8 mm (b):

1 – Nb; 2 – Si; 3 – niobium silicides

При использовании мелющих шаров диаметром 5 мм наблюдается формирование крупных агломератов с размерами до 45 мкм. Отдельные частицы, входящие в состав агломератов, обладают выраженной шероховатостью и неравномерной поверхностью. В случае применения мелющих шаров диаметром 8 мм, агломераты, как правило, имеют меньший размер (до 20 – 25 мкм) и выглядят плотнее по сравнению с образцом, полученным с использованием шаров диаметром 5 мм.

Несмотря на различия в размере агломератов и, возможно, в степени измельчения отдельных частиц, удельная поверхность порошков, полученных с использованием шаров обоих диаметров, остается практически одинаковой, находясь в диапазоне 1,35 – 1,40 м²/г. Это может свидетельствовать о том, что, несмотря на различие в агрегации и размере частиц, общая площадь доступных поверхностей для дальнейших реакций или адсорбции сопоставима.

На рис. 1, б видно, что агломераты выглядят более плотными и более компактными. Это может свидетельствовать о более интенсивном процессе сваривания частиц и формирования более монолитных структур в условиях более сильного ударного воздействия, характерного для более крупных мелющих тел. При формировании плотных, сплошных агломератов доступ к внутренней структуре и мелким частицам внутри этих агрегатов может быть затруднен. В результате, удельная поверхность ($S_{уд} \approx 1,35 - 1,40$ м²/г), измеренная методом адсорбции, может оказаться несколько заниженной для образцов, полученных с шарами 8 мм. Несмотря на потенциально меньший размер отдельных составляющих частиц, их инкапсуляция в плотные агломераты могла ограничить проникновение адсорбиру-

щего газа в глубокие поры и к поверхности всех частиц.

Таким образом, более высокая плотность агломератов, наблюдаемая после размолла шарами диаметром 8 мм, при сопоставимых или даже несколько меньших размерах отдельных частиц могла привести к кажущемуся снижению удельной поверхности по сравнению с образцом, полученным с шарами 5 мм. Этот феномен подчеркивает сложность взаимосвязей между условиями МА, морфологией частиц, их агрегацией и истинной доступной поверхностью для адсорбционных измерений.

В процессе механической активации, сопровождающейся формированием агломератов, наблюдается существенное увеличение межфазной поверхности между исходными компонентами (ниобием и кремнием). Эта интенсификация контактного взаимодействия создает благоприятные условия для протекания механохимических реакций, инициирующих образование силицидов ниобия. В результате этих процессов происходит уменьшение суммарной массовой доли исходных ниобия и кремния по мере их вовлечения в образование новых фаз.

Динамика изменения соотношения исходных компонентов и концентрации новообразованных силицидов ниобия (как функция параметров механической активации) является ключевым показателем эффективности процесса. На рис. 2 представлены результаты рентгенофазового анализа (РФА), демонстрирующие зависимости изменения массовой доли исходных компонентов и продуктов механохимического синтеза (силицидов ниобия) при использовании мелющих шаров различного диаметра. Сравнительный анализ влияния размера мелющих шаров на

фазовый состав силицидов ниобия по данным РФА выявил существенные различия в кинетике и фазовом составе продуктов после 30 мин МА.

При использовании мелющих шаров 8 мм наблюдается более высокая скорость начала реакции и, как следствие, более высокая степень конверсии исходных компонентов в силициды ниобия. Так, после 30 мин МА с шарами диаметром 8 мм общая доля образовавшихся силицидов ниобия достигает примерно 46 %, при этом отмечается большее разнообразие фаз (включая 30 мас. % Nb_2Si , 1 мас. % Nb_5Si_3 и 15 мас. % Nb_3Si).

При использовании шаров диаметром 5 мм общая доля силицидов ниобия составляет около 38 %. Преобладающей фазой является NbSi_2 (30 мас. %), при этом доля Nb_5Si_3 составляет 8 мас. %.

Применение более крупных мелющих тел (8 мм) в течение 30 мин МА не только ускоряет процесс суммарного образования силицидов ниобия, но и способствует формированию более сложного фазового состава, обогащенного соединениями с высоким содержанием кремния (Nb_3Si).

Установлено, что процесс, приводящий к механохимическому синтезу силицидов ниобия, проходит в несколько стадий: на начальной стадии наблюдается снижение доли исходных компонентов, затем происходит увеличение содержания силицидов ниобия. Время МА является ключевым параметром, определяющим фазовый состав конечного продукта. Трансформация исходных ниобия и кремния в силициды ниобия требует порядка 30 мин механической активации в рассматриваемых условиях.

Полученный порошковый материал был испытан в качестве составляющей для электропроводной полимерной композиции. На рис. 3 показана зависимость электрического сопротивления пленочного покрытия, выполненного с использованием механоактивированных смесей, полученных при использовании шаров диаметром 5 и 8 мм, от температуры нагрева.

Эти покрытия были получены путем введения в состав полиметилфенилсилоксановой смолы (40 мас. % раствора в ксилоле) механоактивированных смесей. Последние готовили с использованием шаров диаметром 5 (кривая 1) и 8 мм (кривая 2), содержали механосинтезированные силициды ниобия, а также исходные элементы (ниобий и кремний). Концентрация силицидов ниобия в механоактивированных смесях составляла 38 мас. % для смеси, полученной с использованием шаров диаметром 5 мм, и 46 мас. % для смеси, полученной с использованием шаров диаметром 8 мм.

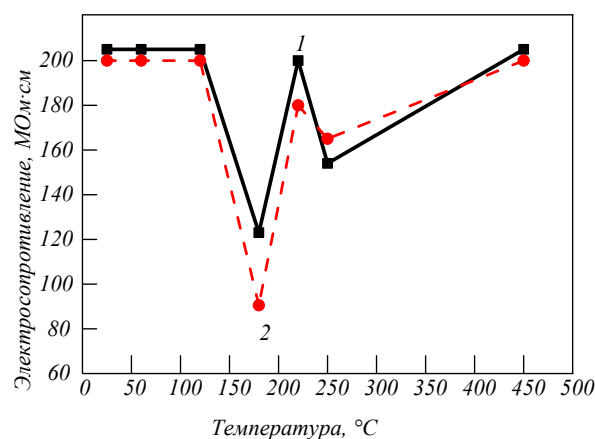


Рис. 3. Зависимости изменения электрического сопротивления пленочного покрытия, полученного из механоактивированных смесей при использовании шаров диаметром 5 (1), 8 мм (2), от температуры нагрева Fig. 3. The dependence of the change in the electrical resistance of the film coating obtained from mechanically activated mixtures when using balls with a diameter of 5 (1), 8 mm (2) on the heating temperature

В начальном температурном диапазоне (до 100 – 150 °C) оба образца демонстрируют высокое и стабильное удельное электросопротивление (190 – 200 МОм·см), что свидетельствует о преобладании диэлектрических свойств полимерной матрицы. В этих условиях система находится в состоянии «замороженной» морфологии, где проводящие включения распределены изолированно друг от друга, поскольку подвижность макромолекул ограничена.

При нагреве до температуры 150 – 200 °C происходит резкое снижение сопротивления, более выраженное для композита, полученного с использованием крупных мелющих тел (рис. 3, кривая 2), достигающего минимума около 70 МОм·см. Это указывает на достижение порога перколяции, обусловленное возрастанием сегментальной подвижности полимерных цепей. Такая подвижность способствует перераспределению частиц наполнителя и формированию непрерывных проводящих путей.

Менее выраженное снижение сопротивления (примерно минимум 100 МОм·см), наблюдаемое для образца, полученного с использованием мелющих тел диаметром 5 мм (рис. 3, кривая 1), коррелирует с меньшей концентрацией проводящей фазы (38 против 46 %), что, в свою очередь, связано с менее интенсивной механохимической активацией при использовании меньших шаров [27].

Температурный диапазон выше 200 – 250 °C характеризуется ростом сопротивления для обоих образцов, что указывает на нарушение стабильности проводящей структуры. Этот эффект обусловлен конкуренцией следующих факторов:

1. Термомеханическая деперколяция – значительная разница в коэффициентах термического расширения полимерной матрицы и проводящих включений силицидов ниобия приводит к нарушению межчастичных контактов.

2. Окислительная пассивация – при повышенных температурах возможно формирование диэлектрических оксидных слоев на поверхности проводящих частиц [39].

Температурный интервал 150 – 250 °С представляет собой «окно проводимости», где электрофизические свойства определяются динамическим балансом между термоактивированной подвижностью фаз и процессами разрушения межчастичных контактов. Полученные результаты согласуются с концепцией композитов с «переключаемыми» характеристиками, в которых механохимическая активация исходного сырья выступает эффективным инструментом прецизионного контроля порога протекания и фазового состава [39 – 42]. Различия в поведении кривых *I* и *2* наглядно иллюстрируют влияние степени механоактивации и морфологии распределения фаз на функциональные свойства конечного материала. Наблюдаемая нелинейная динамика электросопротивления подтверждает, что свойства композитов определяются балансом между процессами формирования проводящей сетки и факторами, приводящими к ее деструкции и наглядно иллюстрируют, как прецизионная настройка параметров механоактивации (в частности, диаметра мелющих тел) позволяет управлять не только эффективностью активации и концентрацией проводящей фазы, но и термической стабильностью электропроводящих свойств композита.

Обладая электропроводностью, которая может быть эффективно активирована при относительно низких температурах, а также демонстрируя определенную стабильность в диапазоне температур, где достигается минимальное сопротивление, такое пленочное покрытие может найти применение в ряде специализированных областей:

1. Низкотемпературные нагревательные элементы – способность формировать проводящие структуры при умеренных температурах делает его потенциально полезным для создания тонких, гибких нагревательных элементов, работающих в условиях, где применение высоких температур нежелательно или невозможно.

2. Покрытия для снятия статического заряда (антистатические покрытия) – снижение удельного электрического сопротивления в широком температурном диапазоне, особенно при комнатной температуре и умеренном нагреве, позволяет использовать эти покрытия для рассеивания статического электричества. Это критически важно для защиты чувствительной электроники,

предотвращения воспламенения в легковоспламеняющихся средах и снижения адгезии пыли.

3. Электроды для сенсоров и устройств хранения энергии – в зависимости от удельного сопротивления и стабильности покрытия могут рассматриваться как компоненты для электродов в электрохимических сенсорах или в некоторых типах конденсаторов и батарей, особенно если требуется гибкая и легкая проводящая подложка.

4. Экранирование от электромагнитных помех – при достижении достаточно низкого сопротивления покрытия могут использоваться для защиты от электромагнитного излучения.

Наблюдаемые зависимости указывают на сложный характер формирования проводящих свойств в исследуемых полимерных композитах, зависящий от температуры, концентрации проводящих фаз и, вероятно, от степени механоактивации. Эффективное снижение удельного сопротивления при умеренном нагреве открывает возможности для создания функциональных материалов с заданными электропроводящими свойствами.

Выводы

Установлена закономерность влияния кинетических параметров механохимической активации на структуру и фазовый состав продукта: применение мелющих тел диаметром 8 мм обеспечивает повышение эффективности синтеза силицидов ниобия на 21 % по сравнению с использованием шаров 5 мм, достигая максимального выхода фазы 46 мас. % за 30 мин процесса. При этом показано, что интенсификация режима МА приводит к формированию высокодисперсных порошков, что является критическим условием для последующего формирования проводящей сетки в полимерной матрице.

Выявлена корреляция между условиями механохимической активации и электрофизическими характеристиками композитных покрытий. Установлено, что повышение степени активации наполнителя способствует снижению минимального удельного электросопротивления композита до 70 – 100 МОм·см в температурном интервале 150 – 200 °С, что соответствует порогу перколяции для данных систем.

Определены температурные пределы функциональной эффективности разработанных материалов: установленное «окно проводимости» в диапазоне температур 150 – 250 °С обусловлено балансом процессов формирования перколяционной сетки и термомеханической деперколяции. Количественно подтверждено, что использование наполнителя, активированного в оптимальном режиме (8 мм, 30 мин), позволяет достичь наиболее стабильного электропроводящего от-

клика, пригодного для создания антистатических покрытий и гибких нагревательных элементов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tsakiroopoulos P. Alloys for application at ultra-high temperatures: Nb-silicide in situ composites: Challenges, breakthroughs and opportunities. *Progress in Materials Science*. 2020;100714.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100714>
2. Tsakiroopoulos P. On the Nb₅Si₃ Silicide in Metallic Ultra-High Temperature Materials. *Metals*. 2023;13(6):1023.
<https://doi.org/10.3390/met13061023>
3. Зайцев Д.В., Светлов И.Л., Кузьмина Н.А., Заводов А.В., Строение границ раздела между матрицей и Nb₅Si₃-силицидами в композите системы Nb – Si. В кн.: *XII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Современные аспекты в области исследований структурно-фазовых превращений при создании материалов нового поколения». Материалы Всероссийской конференции*. Москва: Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, 2020:237–251. EDN: ZQMJKX
4. Каблов Е.Н., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н., Аткин О.Н. Термическая обработка композиционных материалов системы Nb – Si. *Конструкции из композиционных материалов*. 2020;3(159):14–19. EDN: AHSSBG
5. Lu X, Goronzy D., Torres-Castanedo C., Das P., Kazemzadeh-Atoufi M. Stability, metallicity, and magnetism in niobium silicide nanofilms. *Physical review materials*. 2022;6:064402.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.6.064402>
6. Cardozo E.P., D'Oliveira A. Niobium Silicide Multilayers Processed by In Situ Synthesis During Deposition of Powder Mixtures. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31:3998–4005.
<https://doi.org/10.1007/s11665-021-06460-2>
7. Szklarek R., Tfnski T., Mendala B., Staszuk M. High temperature resistance of silicide-coated niobium. *Bulletin of the Polish academy of sciences technical sciences*. 2021;69(5):e137416.
8. Оспенникова О.Г., Рассохина Л.И., Битюцкая О.Н., Гамазина М.В. Отработка технологии получения отливок лопаток ГТД методом направленной кристаллизации из сплавов на основе Nb-Si композита. *Труды ВИАМ*. 2017;4(52):1.
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-4-1-1>
9. Сапегина И.В., Шеберстова Е.А. Об упрочняющих фазах в сплавах на основе Nb – Si. *Химическая физика и мезоскопия*. 2025;27(2):164–170.
<https://doi.org/10.62669/17270227.2025.2.16>
10. Pu D.L., Pan Y. Influence of high pressure on the structure, hardness and brittle-to-ductile transition of NbSi₂ ceramics. *Ceramics International*. 2021;47(2):2311–2318.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.073>
11. Trevino R., Maguregui E., Perez F., Shafirovich E. Mechanically activated SHS of Nb₅Si₃ and Nb₅Si₃/Nb composites. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;826:154228.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154228>
12. Zhang Y.-H., Wu L.-R., Ma J., Cui G. Nanotechnology in solid state batteries, what's next? *Next Nanotechnology*. 2023;2:100011.
<https://doi.org/10.1016/j.nxnano.2023.100011>
13. Беляев Н.Е., Шкода О.А. Использование вторичного сырья для получения силицидов ниобия. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;(1):59–62.
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-1\(55\)-59-62](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-1(55)-59-62)
14. Шкода О.А. Влияние механической активации на синтез трисилицида пентаниобия. *Известия вузов. Физика*. 2025;68(8):73–79.
<https://doi.org/10.17223/00213411/68/8/9>
15. Shkoda O.A. Achieving single-phase pentanionium trisilicide using mechanically activated self-propagating high-temperature synthesis. *Bulletin of Materials Science*. 2026;49:52.
<https://doi.org/10.1007/s12034-026-03577-9>
16. Shin J., Park J., Park N. A method to recycle silicon wafer from end-of-life photovoltaic module and solar panels by using recycled silicon wafers. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. 2017;162:1–6.
<https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.12.038>
17. Клеоновский М.В., Шешуков О.Ю., Михеенков М.А., Михеенков А.М., Матюхин О.В. Воздействие механической обработки на процессы восстановления оксидов железа в техногенном сырье. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(6):671–678.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-671-678>
18. Шарипзянова Г.Х., Еремеева Ж.В., Келесаев В.Б. Механохимическая активация процессов добычи и переработки металлов при горном и металлургическом переделе. *Известия вузов. Северо-Кавказский регион. Серия: Технические науки*. 2023;2(218):81–86.
19. Беззубцева М.М., Волков В.С. К вопросу исследований закономерностей процессов механоактивации в электромеханических диспергаторах, В кн.: *Актуальные вопросы*

- энергетики АПК. Материалы Национальной научно-практической конференции, посвященной 100-летию плана ГОЭРЛО. Ижевск: Ижевская государственная сельскохозяйственная академия, 2021:7–11. EDN: JBCNBE
20. Собакин А.В., Ситников А.А., Яковлев В.И., Логинова М.В., Бадин С.В., Влияние термических факторов на получение функциональных покрытий из СВС-механокмпозитов. В кн.: *Наука и молодежь. Материалы XVII Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых*. Барнаул: Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, 2020:49–52.
 21. Шкода О.А. Особенности самофутеровки при механической активации системы ниобий – кремний. *Известия вузов. Физика*. 2026;69(3):23–34.
<https://doi.org/10.17223/00213411/69/3/3>
 22. Благодатский Г.А., Жиров Д.К., Жданов В.С., Иерархическая модель энергоэффективности процесса механоактивации многокомпонентных материалов. В кн.: *Актуальные проблемы математики, механики, информатики. Сборник материалов конференции, посвященный памяти А.Ф. Сидорова и А.А. Поздеева*. Ижевск: Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, 2025:33–35.
 23. Чайкина М.В. *Перспективы механохимической технологии получения фосфорных удобрений*. Москва: СО РАН, 2007:261.
 24. Калиновская Е.В., Соболев А.В. Моделирование процесса механической активации нанокмпозиционного материала системы Al – Mg – NC. *Вестник магистратуры*. 2018;1-3(76):34–37.
 25. Fischer F., Fendel N., Greiser S., Rademann K., Emmerling F. Impact Is Important–Systematic Investigation of the Influence of Milling Balls in Mechanochemical Reactions, *Organic Process Research & Development*. 2017;21(4):655–659.
<https://doi.org/10.1021/acs.oprd.6b00435>
 26. Michalchuk A., Tumanov I., Boldyreva E. Ball Size or Ball Mass – What Matters in Organic Mechanochemical Synthesis? *Cryst Eng Comm* 2019;21(13):2174–2179.
<https://doi.org/10.1039/c8ce02109k>
 27. Belyaev N.E., Shkoda O.A., Golovin E.D. Mechanochemical synthesis of niobium silicides: the effect of ball diameter and activation time on niobium and silicon mechanical activation. *Journal of Advanced Materials and Technologies*. 2026;11(2):129–138.
<https://doi.org/10.17277/jamt-2026-11-02-129-138>
 28. Кочетов Н.А., Горение и характеристики механически активированной смеси Ni + Al. Влияние массы и размера измельчающих тел (шаров). *Химическая физика*. 2016;35(7):49–54.
<https://doi.org/10.7868/S0207401X16070049>
 29. Минаковский А.Ф., Шатило В.И. Бескислотный метода переработки фосфоритов. *Proceedings of the National academy of sciences of Belarus, Chemical series*. 2018;54(3):376–384.
 30. Погорелов Н.А., Вылгин А.В., Нагревательные элементы электрических теплых полов. *Наука и Образование*. 2024;7(4):1–6. EDN: ROGSTO
 31. Wang Z.-X., Du P.-Y., Li W.-J., J.-H. Meng J.-H. et al. Highly rapid-response electrical heaters based on polymer-infiltrated carbon nanotube networks for battery thermal management at subzero temperatures. *Composites Science and Technology*. 2023;231(5):109796.
<https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2022.109796>
 32. Shchegolkov A.V., Shchegolkov A.V., Kaminskii V.V., Chumak M.A. Smart Polymer Composites for Electrical Heating: A Review. *Journal of Composites Science*. 2024;8(12):522.
<https://doi.org/10.3390/jcs8120522>
 33. Shulpekova A.M., Lepakova O.K., Shkoda O.A. Synthesis of composites based on titanium silicon carbide and nitrogen-containing phases for obtaining electrically conductive polymer. *Journal of Alloys and Compounds*. 2025;1037:182530.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.182530>
 34. Шелехов И.Ю., Ладыженская А.Н., Забелина А.А., Особенности индивидуального управления параметрами микроклимата в офисных помещениях. *Современное строительство и архитектура*. 2022;7(31):4–7.
<https://doi.org/10.18454/mca.2022.28.8.001>
 35. Терехов Д.Ю., Шерченков А.А., Волощук И.А., Пепеляев Д.В. и др. Перспективные разработки тонкопленочных и гибких термоэлектрических устройств. *Российские нанотехнологии*, 2021;16(3):429–438.
<https://doi.org/10.1134/S1992722321030183>
 36. Лупша В.А., Муравьев Н.Д., Байрак В.В., Марченко М.И., Доронин А.Н., Нагревательное приспособление для исследований вибропрочности конструкций при температурах, близких к 1300 °С. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2022;88(8):70–74.
<https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-8-70-74>

37. Голубева К.Э., Хахимов А.В. К вопросу локального обогрева машинотракторных мастерских. В кн.: *Идеи молодых ученых – агропромышленному комплексу: развитие энергетики и средств механизации в АПК. Материалы Международной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых Института агроинженерии*. Челябинск: Южно-Уральский государственный аграрный университет. 2024:89–95. EDN: UQKYEB
38. Малова К.А., Раянов Д.Р., Новиков С.А. Расчет локальной системы отопления машинотракторной мастерской на основе пленочных электронагревателей. В кн.: *Идеи молодых ученых – агропромышленному комплексу: развитие технических систем и энергетики в АПК. Материалы Международной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых*. Челябинск: Южно-Уральский государственный аграрный университет. 2025:85–92. EDN: NUKSPN
39. Szklarek R., Tanski T., Mtnkala B., Staszuk M., Krzeminski L., Nuckowski P., Sobczak K., High temperature resistance of silicide-coated niobium, *Bulletin of the polish academy of sciences technical sciences*, 2021;69(5):e137416.
40. Ning Xu, Yue Xu, Jun Ma. Investigations on the structural, electronic, elastic and thermodynamic properties of niobium silicide under high temperature and pressure. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2015;30:636–644. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2014.09.030>.
41. Olifirov L.K., Kaloshkin S.D., Tcherdyntsev V.V., Danilov V.D. Development of antifriction composites based on polypyromellitimide matrix. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;586:S446–S450. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.02.119>
42. Burmistrov, I., Gorshkov, N., Anshin, S. et al. Enhancement of Percolation Threshold by Controlling the Structure of Composites Based on Nanostructured Carbon Filler. *J. Electron. Mater.* 2019;48:5111–5118. <https://doi.org/10.1007/s11664-019-07287-3>
1. Tsakiroopoulos P. Alloys for application at ultra-high temperatures: Nb-silicide in situ composites: Challenges, breakthroughs and opportunities. *Progress in Materials Science*. 2020;100714. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100714>
2. Tsakiroopoulos P. On the Nb₅Si₃ Silicide in Metallic Ultra-High Temperature Materials. *Metals*. 2023;13(6):1023. <https://doi.org/10.3390/met13061023>
3. Zaitsev D.V., Svetlov I.L., Kuz'mina N.A., Zavadov A.V. Structure of the interface between the matrix and Nb₅Si₃ silicides in the composite of the Nb – Si system. In: *XII All-Russian Conference on testing and research of material properties "TestMat" on the topic "Modern aspects in the field of research of structural and phase transformations in the creation of new generation materials"*. Materials of the All-Russian Conference. Moscow: Vserossiiskii nauchno-issledovatel'skii institut aviatsionnykh materialov. 2020:237–251. (In Russ.). EDN: ZQMJKX
4. Kablov E.N., Efimochkin I.Yu., Bol'shakova A.N., Atkin O.N. Heat treatment of composite materials of the Nb – Si system. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*. 2020;3(159):14–19. (In Russ.). EDN: AHSSBG
5. Lu X., Goronzy D., Torres-Castaneda C., Das P., Kazemzadeh-Atoufi M. Stability, metallicity, and magnetism in niobium silicide nanofilms. *Physical review materials*. 2022;6:064402. <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.6.064402>
6. Cardozo E.P., D'Oliveira A. Niobium Silicide Multilayers Processed by In Situ Synthesis During Deposition of Powder Mixtures. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31:3998–4005. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06460-2>
7. Szklarek R., Tanski T., Mtnkala B., Staszuk M. High temperature resistance of silicide-coated niobium. *Bulletin of the Polish academy of sciences technical sciences*. 2021;69(5):e137416.
8. Ospennikova O.G., Rassokhina L.I., Bityutskaya O.N., Gamazina M.V. Development of technology for producing castings of turbine turbine blades by directed crystallization from alloys based on Nb-Si composite. *Trudy VIAM*. 2017;4(52):1. (In Russ.). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-4-1-1>
9. Sapegina I.V., Sheberstova E.A. On strengthening phases in Nb – Si-based alloys. *Khimicheskaya fizika i mezoskopiya*. 2025;27(2):164–170. (In Russ.). <https://doi.org/10.62669/17270227.2025.2.16>
10. Pu D.L., Pan Y. Influence of high pressure on the structure, hardness and brittle-to-ductile transition of NbSi₂ ceramics. *Ceramics International*. 2021;47(2):2311–2318. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.073>
11. Trevino R., Maguregui E., Perez F., Shafirovich E. Mechanically activated SHS of Nb₅Si₃ and Nb₅Si₃/Nb composites. *Journal of Alloys*

REFERENCES

- and Compounds. 2020;826:154228. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154228>
12. Zhang Y.-H., Wu L.-R., Ma J., Cui G. Nanotechnology in solid state batteries, what's next? *Next Nanotechnology*. 2023;2:100011. <https://doi.org/10.1016/j.nxnano.2023.100011>
 13. Belyaev N., Shkoda O. The use of secondary raw materials for the production of niobium silicides. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;(1):59–62. (In Russ.) [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-1\(55\)-59-62](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-1(55)-59-62)
 14. Shkoda O.A. The effect of mechanical activation on the synthesis of pentaniobium trisilicide. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2025;68(8):73–79. (In Russ.) <https://doi.org/10.17223/00213411/68/8/9>
 15. Shkoda O.A. Achieving single-phase pentaniobium trisilicide using mechanically activated self-propagating high-temperature synthesis. *Bulletin of Materials Science*. 2026;49:52. <https://doi.org/10.1007/s12034-026-03577-9>
 16. Shin J., Park J., Park N. A method to recycle silicon wafer from end-of-life photovoltaic module and solar panels by using recycled silicon wafers. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. 2017;162:1–6. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.12.038>
 17. Kleonovskii M.V., Sheshukov O.Yu., Mikheenkova M.A., Mikheenkova A.M., Matyukhin O.V. The effect of mechanical processing on the reduction of iron oxides in man-made raw materials. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2024;67(6):671–678. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-671-678>
 18. Sharipzyanova G.Kh., Ereemeeva Zh.V., Kelekh-saev V.B. Mechanochemical activation of metal extraction and processing processes in mining and metallurgical processing. *Izvestiya vuzov. Severo-Kavkazskii region. Seriya: Tekhnicheskie nauki*. 2023;2(218):81–86. (In Russ.)
 19. Bezzubtseva M.M., Volkov V.S. On the issue of research on the patterns of mechanical activation processes in electromechanical dispersants. In: *Current issues of agricultural Energy. Proceedings of the National Scientific and Practical Conference dedicated to the 100th anniversary of the GOERLO Plan*. Izhevsk: Izhevskaya gosudarstvennaya sel'skoxozyajstvennaya akademiya, 2021:7–11. (In Russ.). EDN: JBCNBE
 20. Sobachkin A.V., Sitnikov A.A., Yakovlev V.I., Loginova M.V., Badin S.V. The influence of thermal factors on the production of functional coatings from SHS-mechanocomposites. In: *Science and Youth. Proceedings of the XVII All-Russian Scientific and Technical Conference of Students, Postgraduates and Young Scientists*. Barnaul: Altajskij gosudarstvennyj tekhnicheskij universitet im. I.I. Polzunova, 2020:49–52. (In Russ.).
 21. Shkoda O.A. Features of self-fouling during mechanical activation of the niobium–silicon system. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2026;69(3):23–34. (In Russ.) <https://doi.org/10.17223/00213411/69/3/3>
 22. Blagodatskii G.A., Zhironov D.K., Zhdanov V.S. Hierarchical model of energy efficiency of the process of mechanical activation of multicomponent materials. In: *Actual problems of mathematics, Mechanics, and Computer Science. Collection of conference materials dedicated to the memory of A.F. Sidorov and A.A. Pozdeev*. Izhevsk: Udmurtskij federal'nyj issledovatel'skij centr UrO RAN, 2025:33–35. (In Russ.).
 23. Chaikina M.V. *Prospects of mechanochemical technology of phosphorous fertilizers production*. Moscow: SO RAN, 2007:261. (In Russ.).
 24. Kalinovskaya E.V., Sobol'kov A.V. Modeling of the process of mechanical activation of the nanocomposite material of the Al – Mg – NC system. *Vestnik magistratury*. 2018;1-3(76):34–37. (In Russ.).
 25. Fischer F., Fendel N., Greiser S., Rademann K., Emmerling F. Impact Is Important–Systematic Investigation of the Influence of Milling Balls in Mechanochemical Reactions, *Organic Process Research & Development*. 2017;21(4):655–659. <https://doi.org/10.1021/acs.oprd.6b00435>
 26. Michalchuk A., Tumanov I., Boldyreva E. Ball Size or Ball Mass – What Matters in Organic Mechanochemical Synthesis? *Cryst Eng Comm* 2019;21(13):2174–2179. <https://doi.org/10.1039/c8ce02109k>
 27. Belyaev N.E., Shkoda O.A., Golovin E.D. Mechanochemical synthesis of niobium silicides: the effect of ball diameter and activation time on niobium and silicon mechanical activation. *Journal of Advanced Materials and Technologies*. 2026;11(2):129–138. <https://doi.org/10.17277/jamt-2026-11-02-129-138>
 28. Kochetov N.A. Gorenje and characteristics of mechanically activated Ni + Al mixture. The influence of the mass and size of the grinding themes (balls). *Khimicheskaya fizika*. 2016;35(7):49–54. (In Russ.) <https://doi.org/10.7868/S0207401X16070049>
 29. Minakovskii A.F., Shatilo V.I. Acid-free method of phosphorite processing. *Proceedings of the National academy of sciences of Belarus, Chemical series*. 2018;54(3):376–384.

30. Pogorelov N.A., Vylgin A.V. Heating elements of electric underfloor heating. *Nauka i Obozrazovanie*. 2024;7(4):1–6. (In Russ.). EDN: ROGSTO
31. Wang Z.-X., Du P.-Y., Li W.-J., J.-H. Meng J.-H. et al. Highly rapid-response electrical heaters based on polymer-infiltrated carbon nanotube networks for battery thermal management at subzero temperatures. *Composites Science and Technology*. 2023;231(5):109796. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2022.109796>
32. Shchegolkov A.V.; Shchegolkov A.V.; Kamin'skii V.V., Chumak M.A. Smart Polymer Composites for Electrical Heating: A Review. *Journal of Composites Science*. 2024;8(12):522. <https://doi.org/10.3390/jcs8120522>
33. Shulpekova A.M., Lepakova O.K., Shkoda O.A. Synthesis of composites based on titanium silicon carbide and nitrogen-containing phases for obtaining electrically conductive polymer. *Journal of Alloys and Compounds*. 2025;1037:182530. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.182530>
34. Shelekhov I.YU., Ladyzhenskaya A.N., Zabelina A.A. Features of individual management of microclimate parameters in office premises. *Sovremennoe stroitel'stvo i arkhitektura*. 2022;7(31):4–7. (In Russ.). <https://doi.org/10.18454/mca.2022.28.8.001>
35. Terekhov D.Yu., Sherchenkov A.A., Voloshchuk I.A., Pepelyaev D.V. et al. Promising developments of thin-film and flexible thermoelectric devices. *Rossiiskie nanotekhnologii*. 2021;16(3):429–438. (In Russ.). <https://doi.org/10.1134/S1992722321030183>
36. Lupsha V.A., Murav'ev N.D., Bairak V.V., Marchenko M.I., Doronin A.N. Heating device for studies of vibration resistance of structures at temperatures close to 1300 °C. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2022;88(8):70–74. (In Russ.). <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-8-70-74>
37. Golubeva K.E., Khakimov A.V. On the issue of local heating of machine and tractor workshops. In: *Ideas of young scientists on the agro-industrial complex: development of energy and means of mechanization in the agro-industrial complex. Proceedings of the International Scientific Conference of students, postgraduates and young scientists of the Institute of Agroengineering*. Chelyabinsk: Yuzhno-Ural'skii gosudarstvennyi agrarnyi universitet, 2024:89–95. (In Russ.). EDN: UQKYEB
38. Malova K.A., Rayanov D.R., Novikov S.A. Calculation of the local heating system of a machine tractor workshop based on film electric heaters. In: *Ideas of young scientists on the agro-industrial complex: development of technical systems and energy in the agro-industrial complex. Proceedings of the International Scientific Conference of Students, postgraduates and Young Scientists*. Chelyabinsk: Yuzhno-Ural'skii gosudarstvennyi agrarnyi universitet, 2025:85–92. (In Russ.). EDN: NUKSPN
39. Szklarek R., Tanski T., Mtdala B., Staszuk M., Krzeminski L., Nuckowski P., Sobczak K., High temperature resistance of silicide-coated niobium, *Bulletin of the polish academy of sciences technical sciences*, 2021;69(5):e137416.
40. Ning Xu, Yue Xu, Jun Ma. Investigations on the structural, electronic, elastic and thermodynamic properties of niobium silicide under high temperature and pressure. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2015;30:636–644. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2014.09.030>
41. Olifirov L.K., Kaloshkin S.D., Tcherdyntsev V.V., Danilov V.D. Development of antifriction composites based on polypyromellitimide matrix. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;586:S446–S450. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.02.119>
42. Burmistrov, I., Gorshkov, N., Anshin, S. et al. Enhancement of Percolation Threshold by Controlling the Structure of Composites Based on Nanostructured Carbon Filler. *J. Electron. Mater.* 2019;48:5111–5118. <https://doi.org/10.1007/s11664-019-07287-3>

Сведения об авторах

Ольга Александровна Шкода, к.т.н., старший научный сотрудник отдела структурной макрокинетики, Томский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук

E-mail: O.Shkoda@dsm.tsc.ru

ORCID: 0000-0002-6068-4817

SPIN-код: 4753-7608

Никита Евгеньевич Беляев, аспирант, Новосибирский государственный технический университет

E-mail: N.E.Belyaev@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-7371-7905

Александр Михайлович Шульпеков, к.т.н., научный сотрудник отдела структурной макрокинетики, Томский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук

E-mail: shulp@yandex.ru

ORCID: 0000-0001-5088-9168

SPIN-код: 8532-7465

Евгений Дмитриевич Головин, к.т.н., с.н.с., доцент,
зав. кафедрой технологии машиностроения, Новоси-
бирский государственный технический университет
E-mail: golovin@corp.nstu.ru
ORCID: 0000-0001-7634-1045
SPIN-код: 7603-5352

Information about the authors:

Olga A. Shkoda, Cand. Sci. (Eng.), senior researcher,
Department of Structural Macrokinetics, Tomsk Scien-
tific Center, Siberian Branch of the Russian Academy of
Sciences
E-mail: O.Shkoda@dsm.tsc.ru
ORCID: 0000-0002-6068-4817
SPIN-код: 4753-7608

Nikita E. Belyaev, postgraduate student, Novosibirsk
State Technical University
E-mail: N.E.Belyaev@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-7371-7905

Alexander M. Shulpekov, Cand. Sci. (Eng.), senior re-
searcher, Department of Structural Macrokinetics,
Tomsk Scientific Center, Siberian Branch of the Russian
Academy of Sciences

E-mail: shulp@yandex.ru
ORCID: 0000-0001-5088-9168
SPIN-код: 8532-7465

Evgeny D. Golovin, Cand. Sci. (Eng.), senior researcher,
associate professor, head of the Department of Mechani-
cal Engineering Technology, Novosibirsk State Tech-
nical
E-mail: golovin@corp.nstu.ru
ORCID: 0000-0001-7634-1045
SPIN-код: 7603-5352

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта инте-
ресов.*

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 10.05.2026
После доработки 09.07.2026
Принята к публикации 29.07.2026

Received 10.05.2026
Revised 09.07.2026
Accepted 29.07.2026

Оригинальная статья

УДК 628.33

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-54-64

**ПЕРСПЕКТИВЫ СОРБЦИОННОЙ ДООЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД С
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УГЛЕРОДНОГО СОРБЕНТА ИЗ УГЛЯ МАРКИ Ж**

© 2026 г. Г. Р. Монгуш, Х. Б. Манзырыкчы, Т. В. Сапелкина

Тувинский институт комплексного освоения природных ресурсов СО РАН (Россия, 667007, Республика Тыва, Кызыл, ул. Интернациональная, 117А)

Аннотация. Актуальность исследования обусловлена неудовлетворительным техническим состоянием очистных сооружений г. Кызыл, недостаточной мощностью существующих систем и нестабильностью биологической очистки по ряду показателей (фосфаты, хром, фенолы), что создает угрозу загрязнения водных объектов. Перспективным решением без кардинальной реконструкции схемы является внедрение сорбционной доочистки с использованием отечественных углеродных материалов. Исследован углеродный сорбент, синтезированный щелочной активацией (KOH, 800 °C) каменного угля марки Ж Элегестского месторождения. Методами низкотемпературной азотной порометрии (БЭТ, t-plot, ВЖН, DFT) установлена бипористая иерархическая структура с аномально высокой удельной поверхностью (1967,94 м²/г), преобладанием мезопор (2 – 4 нм) и общим объемом пор 1,0647 см³/г. В статических условиях (доза 3,0 г/л, 60 мин) проведена доочистка реальных сточных вод левобережных очистных сооружений г. Кызыл после биологической ступени. Установлено, что сорбционный этап нивелирует недостатки биоочистки, обеспечивая высокую эффективность извлечения АПАВ (до 97,0 %), фенолов (81,7 %), марганца (83,3 %) и взвешенных веществ (71,9 %). По взвешенным веществам и марганцу остаточные концентрации приближаются к нормативам рыбохозяйственных водоемов. При этом выявлены селективные ограничения: умеренная эффективность в отношении нитратов (33,0 %) и крайне низкая – в отношении фосфатов (9,4 %), что обусловлено анионной природой данных соединений и отсутствием специфических ионообменных центров на поверхности сорбента. Это указывает на необходимость комбинирования сорбционной доочистки с другими технологическими методами для удаления биогенных элементов. Полученные результаты подтверждают перспективность использования тувинских углей для импортозамещения дорогостоящих сорбентов в удаленных регионах Сибири, а также позволяют обосновать технологические решения по совершенствованию существующей схемы очистки сточных вод.

Ключевые слова: углеродный сорбент, щелочная активация, каменный уголь марки Ж, доочистка сточных вод, сорбция, биологическая очистка, Элегестское месторождение

Благодарности: авторы выражают благодарность начальнику лаборатории ООО «Водоканал-Сервис» Марине Яковлевне Михальченко за предоставление анализов сточных вод.

Финансирование. Публикация подготовлена в рамках выполнения государственного задания ТувИКОПР СО РАН по проекту 1023033100464-7-1.5.1.

Для цитирования: Монгуш Г.Р., Манзырыкчы Х.Б., Сапелкина Т.В. Перспективы сорбционной доочистки сточных вод с использованием углеродного сорбента из угля марки Ж. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):54–64. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-54-64](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-54-64)

Original article

PROSPECTS FOR SORPTION AFTERTREATMENT OF WASTEWATER USING CARBON SORBENT FROM GRADE F COAL

© 2026 G. R. Mongush, K. B. Manzyrykchy, T. V. Sapelkina

Tuvinian Institute for Exploration of Natural Resources of Siberian branch of Russian Academy of Sciences
(117A st. Internatsionalnaya, Kyzyl, Republic of Tuva, 667007, Russian Federation)

Abstract. The relevance of the study is due to the unsatisfactory technical condition of the treatment facilities in Kyzyl, insufficient capacity of the existing systems and instability of biological treatment for a number of indicators (phosphates, chromium, phenols), which creates a threat of pollution of water bodies. A promising solution without a radical reconstruction of the scheme is the introduction of sorption post-treatment using domestic carbon materials. In this work, a carbon sorbent synthesized by alkaline activation (KOH, 800 °C) of grade F coal from the Elegest deposit was studied. Using low-temperature nitrogen porosimetry methods (BET, t-plot, BJH, DFT), a biporous hierarchical structure with an abnormally high specific surface area (1967.94 m²/g), a predominance of mesopores (2–4 nm) and a total pore volume of 1.0647 cm³/g was established. Post-treatment of real wastewater from the left-bank treatment plant in Kyzyl was carried out under static conditions (dose 3.0 g/L, 60 min) after the biological stage. It was found that the sorption stage offsets the deficiencies of biological treatment, ensuring high efficiency of extraction of anionic surfactants (up to 97.0 %), phenols (81.7 %), manganese (83.3 %) and suspended solids (71.9 %). For suspended solids and manganese, residual concentrations approach the standards for fishery waters. At the same time, selective limitations were identified: moderate efficiency with respect to nitrates (33.0 %) and extremely low efficiency with respect to phosphates (9.4 %), which is due to the anionic nature of these compounds and the absence of specific ion-exchange centers on the sorbent surface. This indicates the need to combine sorption post-treatment with other technological methods for removing biogenic elements. The obtained results confirm the potential of using Tuvan coals to replace expensive sorbents in remote regions of Siberia and also allow us to justify technological solutions for improving existing wastewater treatment systems.

Keywords: carbon sorbent, alkaline activation, grade F coal, wastewater post-treatment, sorption, biological treatment, Elegest deposit

Acknowledgments: the authors express their gratitude to Marina Yakovlevna Mikhalechenko, head of the laboratory of Vodoka-nal-Service LLC, for providing wastewater analyses.

Funding. This publication was prepared within the framework of the state assignment of the TuvIENR SB RAS under project 1023033100464-7-1.5.1.

For citation: Mongush G.R., Manzyrykchy H.B., Sapelkina T.V. Prospects for Sorption Post-treatment of Wastewater Using a Carbon Sorbent Made from Grade F Coal. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):54–64. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-54-64](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-54-64)

Введение

Современные системы очистки сточных вод как в России, так и за рубежом сталкиваются с рядом системных вызовов, во многом схожих по своей природе, но различающихся по масштабу и подходам к решению очистки хозяйственно-бытовых стоков [1 – 3]. Ключевой проблемой является старение инфраструктуры: множество очистных сооружений, построенных несколько десятилетий назад, к настоящему времени устарели, имеют недостаточную мощность существующих систем [1; 2] и поэтому не справляются с возросшими нагрузками, чтобы обеспечить качественную очистку сточных вод [1]. Также

проблемой является несовершенство системы нормирования и мониторинга для целого ряда опасных загрязнителей, например, для некоторых стойких органических соединений, для которых отсутствуют утвержденные предельно допустимые концентрации, что делает их контроль невозможным [3]. К нерешенным проблемам относятся вопросы обработки и утилизации осадков сточных вод [1 – 4], что в совокупности приводит к загрязнению почв и водных объектов, создавая угрозу для окружающей среды [5].

В последние годы в России и за рубежом активно внедряются новые способы очистки сточных вод, которые уже доказали свою эффектив-

ность в промышленной эксплуатации с применением энергоэффективных систем аэрации и автоматизированного управления установками глубокого удаления биогенных элементов [6]. К числу технологий, обеспечивающих высокое качество фильтрации и позволяющих существенно повысить степень удаления взвешенных веществ и микроорганизмов, относятся мембранные биореакторы (MBR), а также озонирование в сочетании с биологической фильтрацией [7 – 9].

Наиболее перспективным направлением, сочетающим высокую эффективность с относительно низкими эксплуатационными затратами, являются сорбционные технологии с использованием угольных сорбентов. При этом активно разрабатываются варианты с гранулированными активными углями в фильтрах доочистки и с порошкообразными активными углями, вводимыми непосредственно в аэротенки или на этапе после вторичных отстойников. Подобные решения уже прошли успешные испытания на пилотных установках и показывают стабильное снижение химического потребления кислорода (ХПК) и индекса токсичности очищенных вод [8; 10].

Углеродные материалы, благодаря развитой пористой структуре и большой удельной поверхности, демонстрируют уникальную способность адсорбировать широкий спектр органических загрязнителей, включая остаточные концентрации трудноокисляемой органики, синтетические поверхностно-активные вещества и ряд других соединений, которые не удаляются на этапах биологической очистки [11; 12]. Особого внимания заслуживают разработки отечественных сорбентов из углеродсодержащего сырья (бурого и каменного угля, торфа, растительных отходов), которые позволяют улучшить процесс очистки сточных вод, в том числе для удаления фосфатов и других биогенных элементов [13].

В Республике Тыва очистные сооружения г. Кызыл являются ключевым элементом системы водоотведения с проектной мощностью 16,0 тыс. м³/сут. [14]. Действующая технологическая схема очистки сточных вод [14] включает в себя следующие этапы: механическую очистку с применением песколовок, радиальных отстойников и далее полную биологическую очистку воды в аэротенках [15]. Завершающим этапом является обеззараживание очищенных вод в электролизной установке, после чего очищенные воды сбрасываются в реку Енисей. В настоящее время очистные сооружения находятся в неудовлетворительном техническом состоянии, их производственных мощностей недостаточно для обеспечения надлежащего качества очистки сточных вод [16]. В связи с этим требуется полная модернизация очистных сооружений с тех-

ническим переоснащением и концептуальным пересмотром подходов к очистке сточных вод с внедрением инновационных технологий для обеспечения нормативных показателей [3; 6]. Внедрение сорбционной доочистки на очистных сооружениях г. Кызыл может стать эффективным решением без кардинальной перестройки существующей технологической схемы.

Целью настоящей работы является исследование возможности использования углеродного сорбента, полученного из каменного угля марки Ж Элегестского месторождения, для доочистки сточных вод очистных сооружений г. Кызыл и обоснование технологических решений по его применению для совершенствования существующей схемы очистки.

В качестве исходного сырья для получения углеродных сорбентов использовали пробы окисленного каменного угля марки Ж с Элегестского месторождения Улуг-Хемского угольного бассейна. Технические и элементные показатели рассматриваемого угля были подробно изучены в работе [17]. Установлено, что исследуемый уголь является малозольным, обладает высоким выходом летучих веществ и высокой теплотворной способностью; содержание общей серы не превышает 0,5 мас. %, что позволяет классифицировать его как низкосернистый. По элементному составу и атомным соотношениям образец характеризуется повышенным содержанием углерода и кислорода. Кроме того, в сравнении с другими тувинскими углями марок ГЖ и Ж исследуемый образец [17] показал более высокие значения удельной поверхности при активации и требовал меньшей концентрации щелочи для достижения сопоставимых результатов, что делает его предпочтительным для дальнейшего изучения. Выбор этого угля обусловлен его промышленной значимостью, доступностью и перспективностью в качестве прекурсора для синтеза пористых углеродных материалов методом химической активации. Полученные характеристики служат основой для выбора режимов щелочной активации и интерпретации свойств синтезированного сорбента в настоящей работе.

Методы и принципы исследования

Синтез проводили щелочной активацией: сырье измельчали до менее 0,2 мм, пропитывали 50 % КОН («х.ч.») при соотношении уголь : КОН = 1 : 3 (24 ч при комнатной температуре), сушили при 105 ± 5 °С. Карбонизацию проводили в муфельной печи в закрытых корундовых тиглях (нагрев 10 °С/мин до 800 °С, выдержка 1 ч); герметизация тиглей обеспечивала восстановительную атмосферу за счет газов, вы-

деляющихся при термическом разложении органической массы. Спекшийся продукт измельчали, промывали дистиллированной водой, обрабатывали 1 М HCl («х.ч.») для удаления силикатов, повторно отмывали до нейтрального pH, сушили при 105 ± 5 °C до постоянной массы и хранили в эксикаторе.

Текстурные параметры (удельная поверхность, объем и размер пор) определяли по изотермам низкотемпературной адсорбции-десорбции азота (77 K) на анализаторе ASAP 2020 (Micromeritics). Перед анализом образцы дегазировали при температуре 300 °C в вакууме в течение 4 ч. Обработку данных выполняли следующим образом: удельная поверхность ($S_{уд}$) рассчитана по модели БЭТ в интервале относительных давлений $P/P_0 = 0,05 - 0,30$; объем микропор – методом *t*-plot; объем и распределение мезопор – по модели *BJH* (десорбционная ветвь); суммарный объем пор определен при величине $P/P_0 \approx 0,99$. Методика является стандартной для углеродных материалов [12; 18].

Объектом исследования служили пробы сточных вод, отобранные на входе и выходе левобережных очистных сооружений г. Кызыл в соответствии с ГОСТ 31861 – 2012. Точки отбора указаны на принципиальной технологической схеме очистных сооружений (рис. 1).

Сорбционные испытания проводили в статическом режиме по методике [21] при следующих условиях: объем пробы 300 мл; доза сорбента 3,0 г/л (0,9 г на 300 мл); время контакта 60 мин; перемешивание на магнитной мешалке 150 ± 10 об/мин; температура 22 ± 2 °C; отделение сорбента фильтрацией через мембрану 0,45 мкм (Владипор). Установленная навеска сорбента 3,0 г/л обоснована предварительными опытами как обеспечивающая максимальное извлечение целевых компонентов при экономичном расходе материала [19], построение изотерм требует варьирования навесок, однако в настоящей работе использована оптимальная доза в области наибольшей эффективности.

Концентрации определяемых компонентов в исходных и очищенных пробах измеряли по аттестованным методикам ПНД Ф: взвешенные вещества – гравиметрически (весы 0,0001 г); нитрат-ион, фосфат-ион, хром (VI) – фотометрически на спектрофотометре ПЭ-5400УФ; АПАВ, цинк, фенолы и марганец – флуориметрически на флуориметре Флюорат-02-Панорама [20]. Все измерения выполняли в трехкратной повторности. Статистическую обработку проводили с расчетом среднего арифметического значения и доверительного интервала при вероятности $P = 0,95$. Погрешность измерений не превышала допустимых значений, установленных

соответствующими нормативными документами. Сорбционные испытания проводили по методикам [19; 21].

Основные результаты и их обсуждения

В табл. 1 представлены результаты исследования синтезированного углеродного сорбента из угля марки Ж Элегестского месторождения на анализаторе ASAP 2020 (Micromeritics).

Синтезированный образец углеродного сорбента демонстрирует уникальные адсорбционные свойства, что подтверждается комплексом взаимодополняющих методов низкотемпературной азотной порометрии (ASAP 2020). Ключевой особенностью материала является высокая удельная поверхность, достигнутая за счет жесткой щелочной активации: значение $S_{БЭТ}$ составляет 1967,94 м²/г, что в 1,5 – 2,0 раза превышает показатели типичных промышленных сорбентов (800 – 1200 м²/г). Высокая достоверность расчета подтверждается значением константы БЭТ $C = 107,85$ и коэффициентом корреляции $R^2 = 0,99997$, что указывает на энергетически однородную поверхность и сильное взаимодействие адсорбата с активными центрами (рис. 2, а).

Детальный анализ вклада различных типов пор, выполненный *t*-plot методом (рис. 2, б), выявляет выраженную мезо-макропористую природу сорбента. Вклад микропористой площади составляет менее 5 % от общей ($S_{micro} = 93,17$ м²/г) при крайне малом объеме микропор ($V_{micro} = 0,0275$ см³/г). Напротив, внешняя (мезо + макро) площадь достигает 1874,77 м²/г, что обуславливает преобладание транспортирующих и сорбционно-доступных каналов большего диаметра. Общий объем пор, рассчитанный при $P/P_0 \approx 0,99$, составляет 1,0647 см³/г, а средний диаметр пор по БЭТ – 2,16 нм.

Для углубленной оценки мезо- и микропористой составляющих применили методы *BJH* и *DFT*. Согласно распределению мезопор по площади (*BJH*, рис. 2, в), доминирующий вклад вносит фракция пор размером 2 – 4 нм с выраженным максимумом примерно 224 м²/г в области 2,1 нм; при этом интегральные параметры мезопор составляют: объем 0,191 см³/г, площадь 158,6 м²/г и средняя ширина 4,82 нм. Дополнительное моделирование по *DFT* (рис. 2, г) подтверждает иерархическую бипористую архитектуру материала, сочетающую наличие ультрамикропор в диапазоне 0,5 – 0,7 нм (объем 0,0155 см³/г для пор менее 0,465 нм) и развитой системы мезопор 2 – 4 нм, что в совокупности дает общую площадь пор (более 0,465 нм) на уровне 1242,31 м²/г.

Таким образом, сформированная в процессе активации структурная организация сорбента (с доминированием мелких мезопор, колоссальной



Рис. 1. Принципиальная схема очистных сооружений г. Кызыл
 Fig. 1. Schematic diagram of the Kyzyl wastewater treatment plant

внешней поверхностью и общим объемом пор свыше 1 см³/г) обеспечивает оптимальные условия для быстрой внутридиффузионной кинетики и свободного доступа сорбатов к активным центрам. Это предопределяет высокую эффективность полученного материала при извлечении крупных органических загрязнителей

(АПАВ, фенолы и гуминовые кислоты) в процессах доочистки сточных вод.

В рамках оценки эффективности модернизированной технологической схемы, включающей биологическую очистку и финишную сорбционную доочистку на синтезированном углеродном сорбенте, были проанализированы изменения

Адсорбционно-структурные характеристики синтезированного углеродного сорбента
 Table 1. Adsorption and structural characteristics of the synthesized carbon sorbent

Параметр	Обозначение	Значение	Единицы
Удельная поверхность по БЭТ	S_{BET}	1967,94	м ² /г
Константа БЭТ	C_{BET}	107,85	—
Коэффициент корреляции БЭТ	R^2	0,99997	—
Микропористая площадь (<i>t</i> -plot)	S_{micro}	93,17	м ² /г
Внешняя (мезо + макро) площадь	S_{ext}	1874,77	м ² /г
Микропористый объем (<i>t</i> -plot)	V_{micro}	0,0275	см ³ /г
Общий объем пор (при $P/P_0 \approx 0,99$)	V_{total}	1,0647	см ³ /г
Средний диаметр пор ($4V/A$ по БЭТ)	D_{avg}	2,16	нм
Объем мезопор (<i>BJH</i> адс., 2 – 300 нм)	V_{meso}	0,191	см ³ /г
Площадь мезопор (<i>BJH</i> адс.)	S_{meso}	158,6	м ² /г
Средняя ширина пор (<i>BJH</i> адс.)	$DBJH$	4,82	нм
<i>DFT</i> : объем ультрамикропор (менее 0,465 нм)	—	0,0155	см ³ /г
<i>DFT</i> : общая площадь пор (более 0,465 нм)	—	1242,31	м ² /г

качественного состава сточных вод по восьми основным показателям (взвешенные вещества, нитраты, фосфаты, АПАВ, хром, цинк, фенолы,

марганец). Результаты систематизированы в табл. 2 и визуализированы на рис. 3, что позволяет провести сравнительный анализ эффектив-

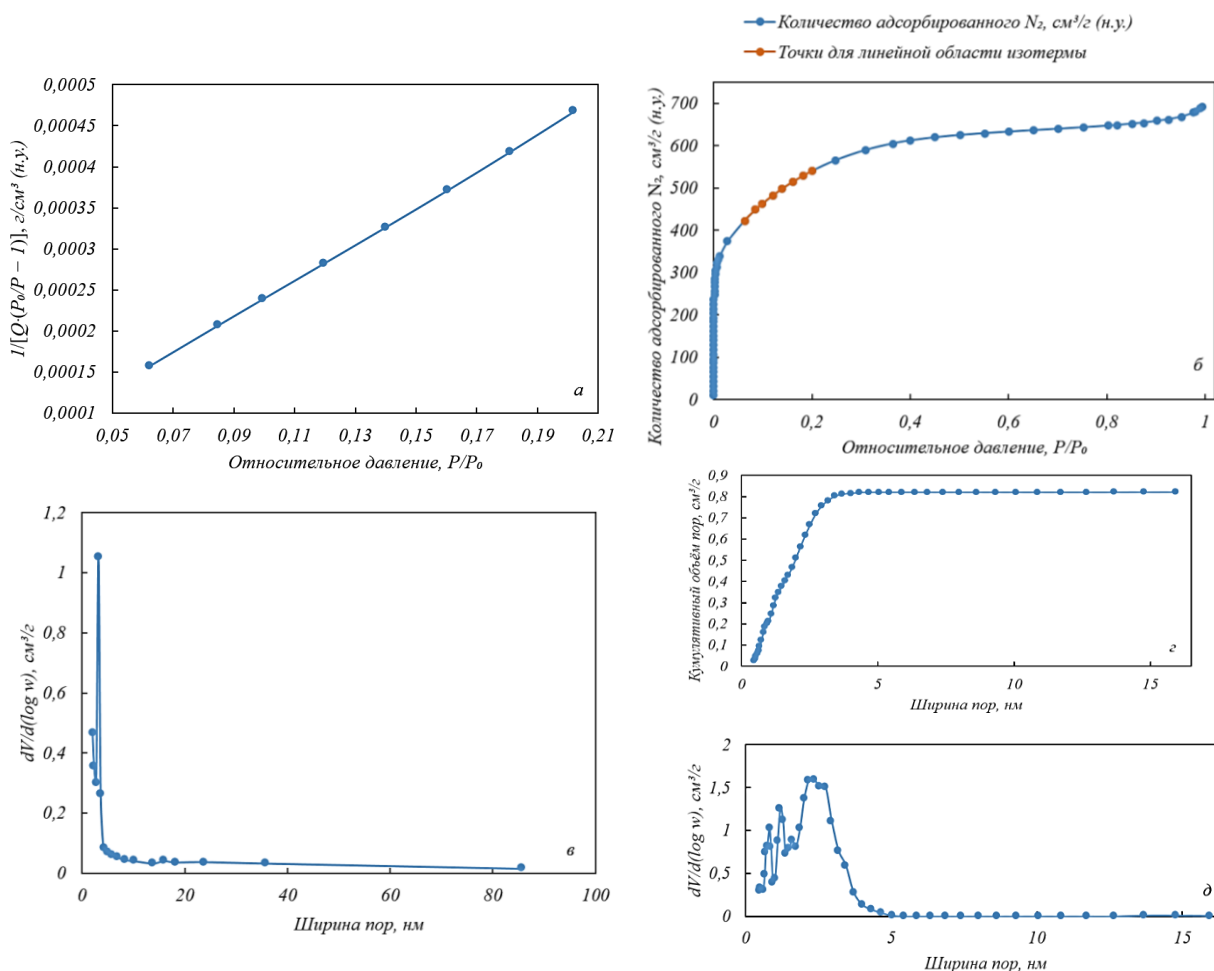


Рис. 2. Анализ пористой структуры углеродного сорбента:

а – линейная аппроксимация изотермы по модели БЭТ; б – определение внешней поверхности и объема микропор методом *t*-plot; в – распределение мезопор по площади (метод *BJH*);
 д – дифференциальное распределение пор по размерам по модели *DFT*

Fig. 2. Analysis of the porous structure of a carbon sorbent:

а – linear approximation of the isotherm using the BET model; б – determination of the external surface area and volume of micropores using the *t*-plot method; в – distribution of mesopores by area (*BJH* method);
 д – differential distribution of pore sizes using the *DFT* model

**Показатели эффективности биологической очистки и сорбционной доочистки
сточных вод**

Table 2. Efficiency indicators of biological treatment and sorption post-treatment of wastewater

Показатель	Норматив*	Вход	Выход (биоочистка)	Выход (био + сорбция)	Эффективность биоочистки, %	Эффективность био + сорбции, %
Взвешенные вещества, мг/л	18,12	64,0	33,0	18,0	48,4	71,9
Нитрат-ион, мг/л	40	10,6	10,0	7,1	5,7	33,0
Фосфат-ион (по Р), мг/л	0,05	4,26	6,31	3,86	-48,1	9,4
АПAB, мг/л	0,1	4,45	3,80	0,132	14,6	97,0
Хром, мг/л	0,02	0,172	0,205	0,089	-19,2	48,3
Цинк, мг/л	0,01	0,040	0,034	0,025	15,0	37,5
Фенолы, мг/л	0,0015	0,060	0,144	0,011	-140,0	81,7
Марганец, мг/л	0,01	0,024	0,019	0,004	20,8	83,3

П р и м е ч а н и е: * – нормативы для рыбохозяйственных водоемов [22].

ности двух ступеней очистки и оценить вклад сорбционного этапа в достижение нормативных показателей рыбохозяйственных водоемов [22].

Самостоятельная биологическая очистка демонстрирует крайне нестабильные результаты: по ряду компонентов (фосфаты, хром, фенолы) зафиксирована отрицательная эффективность, что указывает на протекание десорбционных процессов или вторичное образование поллютантов в ходе биохимических реакций [23 – 25]. Например, концентрация фенолов после биоочистки возрастает более чем вдвое (с 0,060 до 0,144 мг/л), а фосфатов – с 4,26 до 6,31 мг/л. В то же время включение сорбционной ступени обеспечивает радикальное улучшение показателей: остаточные концентрации всех загрязнителей снижаются, а суммарная эффективность очистки для большинства веществ достигает

приемлемых значений. По взвешенным веществам и марганцу остаточные концентрации приближаются к установленным нормативам (18,0 и 0,004 мг/л).

Столбчатая диаграмма четко демонстрирует, что биологическая линия проваливается по трем показателям (отрицательный сектор графика), тогда как сорбционная доочистка переводит все значения в положительную область. Особенно заметен прирост эффективности для фенолов (с -140,0 до +81,7 %), АПАВ (с 14,6 до 97,0 %) и хрома (с -19,2 до +48,3 %). Исключение составляют фосфаты и нитраты, для которых сорбция показывает умеренную эффективность (9,4 и 33,0 %), что объясняется преимущественно ионным механизмом их удержания, требующим дополнительного подбора условий сорбции.

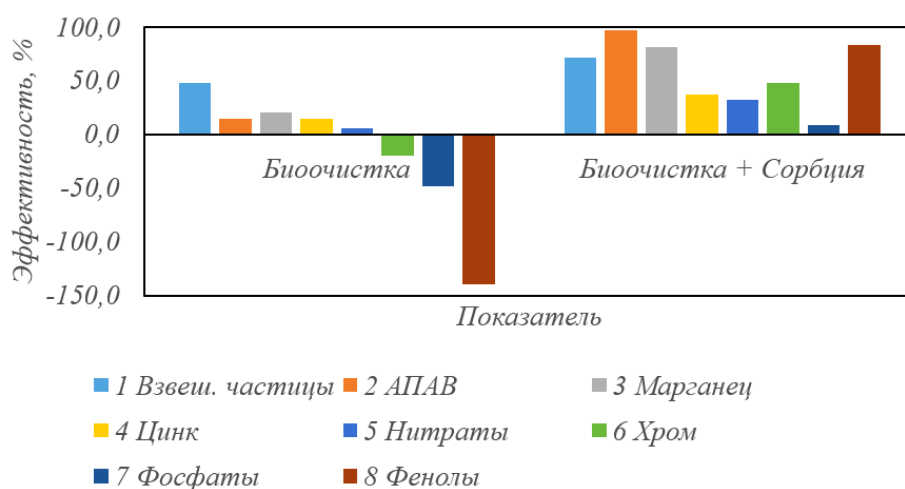


Рис. 3. Сравнительная эффективность биологической очистки и сорбционной доочистки сточных вод углеродным сорбентом из угля Элегестского месторождения

Fig. 3. Comparative efficiency of biological treatment and sorption post-treatment of wastewater with a carbon sorbent from coal of the Elegest deposit

Таким образом, совокупный анализ табличных данных и графического материала подтверждает, что предлагаемая комбинированная схема биоочистка + сорбция является высокоэффективным решением для удаления трудноокисляемой органики (АПАВ, фенолы) и тяжелых металлов (марганец, хром). Высокая удельная поверхность мезопор сорбента ($S_{ext} = 1874,77 \text{ м}^2/\text{г}$) обеспечивает физическую адсорбцию крупных молекул и хемосорбцию металлов, что позволяет не только нивелировать недостатки биологической ступени, но и гарантированно достигать нормативных требований по большинству контролируемых показателей. Выявленные критические ограничения сорбционного метода (низкая эффективность по отношению к нитратам и фосфатам) указывают на необходимость комбинирования сорбционной доочистки с другими технологическими методами для удаления биогенных элементов [26]. Высокая эффективность извлечения марганца (83,3 %) подтверждает данные о способности углеродных сорбентов восстанавливать и адсорбировать ионы металлов в переменных валентных состояниях [27; 28].

Выводы

Углеродный сорбент, синтезированный из каменного угля марки Ж Элегестского месторождения методом щелочной активации (KOH, соотношение 1:3, температура 800 °C), является эффективным материалом для доочистки сточных вод, однако выявленные селективные ограничения не позволяют рассматривать его как универсальное средство очистки.

Полученный сорбент характеризуется уникальными текстурными параметрами: удельная поверхность по БЭТ составляет 1967,94 $\text{м}^2/\text{г}$, внешняя (мезо-макропористая) площадь достигает 1874,77 $\text{м}^2/\text{г}$, что превышает 95 % общей поверхности. Общий объем пор равен 1,0647 $\text{см}^3/\text{г}$, а средний диаметр пор – 2,16 нм. С использованием методов низкотемпературной азотной порометрии (БЭТ, t -plot, BJH, DFT) установлена бипористая иерархическая структура материала, сочетающая ультрамикропоры (0,5 – 0,7 нм) и развитую систему мезопор (2 – 4 нм), что обеспечивает высокую доступность активных центров и благоприятную внутридиффузионную кинетику.

Результаты статических сорбционных испытаний на реальных сточных водах левобережных очистных сооружений г. Кызыл показали, что существующая схема биологической очистки характеризуется нестабильной эффективностью: зафиксирована отрицательная эффективность по фосфатам, хрому и фенолам, что свидетельствует о вторичном загрязнении. Введение сорбционной ступени (доза 3,0 г/л; время контакта

60 мин) обеспечивает значительное улучшение показателей: эффективность извлечения АПАВ достигает 97,0 %, фенолов – 81,7 %, марганца – 83,3 %. По взвешенным веществам и марганцу остаточные концентрации приближаются к нормативам рыбохозяйственных водоемов.

Выявлены критические ограничения сорбционного метода: низкая эффективность по отношению к нитратам и фосфатам, что обусловлено анионной природой данных соединений и отсутствием на поверхности сорбента специфических ионообменных центров. Это указывает на необходимость комбинирования сорбционной доочистки с другими технологическими методами для удаления биогенных элементов.

Полученные результаты подтверждают перспективность использования углей Элегестского месторождения в качестве сырья для производства отечественных сорбционных материалов, что открывает возможности для импортозамещения дорогостоящих промышленных активных углей, особенно актуальные для удаленных регионов Сибири.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гайнулова Д.В. Проблемы модернизации устаревших канализационных очистных сооружений. *Экономика строительства*. 2025;1:459–462.
2. Fukushima T., Nishimura F. Application of Sewage Treatment Plant Simulator for the Evaluation of Different Plant-Reconstruction Options. *Journal of Japan Sewage Works Association*. 2017;54(655):100–107. https://doi.org/10.24748/jswa.54.655_100
3. Gimeno P., Severyns J., Acuña V., Comas J., Corominas L. Balancing environmental quality standards and infrastructure upgrade costs for the reduction of microcontaminant loads in rivers. *Water Research*. 2018;143:632–641. <https://doi.org/10.1016/j.watres.2018.07.002>
4. Chen J., Ni Y., Gou Y., Zhu T., Sun L., Chen Z., Huang J., Yang D., Lai Y. Hydrophobic organogel sorbent and its coated porous substrates for efficient oil/water emulsion separation and effective spilled oil remediation. *Journal of Hazardous Materials*. 2024;461:132674. <https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2023.132674>
5. Dregulo A., Khodachek A., Awasthi M. Sustainable Water Resources Management. Weaknesses of sustainable water use in the North: wastewater treatment and sanitation in the Arctic region of Russia. *Sustainable Water Resources Management*. 2025;11(49):5–15. <https://doi.org/10.1007/s40899-025-01229-0>

6. Zhao Y., Zhang L., Li C., Liu X., Li X., Zhang Q., Peng Y. Sustainable intensification of A2/O process through dual anammox pathways: A two-step biofilm-based retrofitting strategy. *Journal of Environmental Chemical Engineering*. 2025;13(6):120453. <https://doi.org/10.1016/j.jece.2025.120453>
7. Oppenlander T. *Photochemical purification of water and air: advanced oxidation processes (AOPs): principles, reaction mechanisms, reactor concepts*. Weinheim, Wiley VCH, 2003:383.
8. *CWPharma Project: Pilot studies on ozonation and activated carbon*. Kompetenzzentrum Wasser Berlin. URL: <https://rephor-net.de> (Дата обращения: 06.07.2026).
9. Yin W., Sun W., Yuan Y., Zhang D., Zhang Y., Zheng F. Exploring the fate and chemical transformation of organics by UV/H₂O₂-GAC and UV/H₂O₂-BAC based on pilot-scale systems in the treatment of micro-polluted surface water. *Frontiers of Environmental Science & Engineering*. 2025;19(7):88. <https://doi.org/10.1007/s11783-025-2008-5>
10. *EMPEREST Project: Pilot plants for micropollutant removal. Interreg Baltic Sea Region*. 2025. URL: <https://interreg-baltic.eu> (Дата обращения: 06.07.2026).
11. Azam K., Shezad N., Shafiq I., Akhter P., Akhtar F., Jamil F., Shafique S., Park Y.-K., Hussain M. A review on activated carbon modifications for the treatment of wastewater containing anionic dyes. *Chemosphere*. 2022;306:135566. <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2022.135566>
12. Marsh H., Rodriguez-Reinoso F. *Activated carbon*. Amsterdam, Elsevier, 2006:542.
13. Samaraweera H., Edwards J., Reid C., Perera S.S., Thirumalai R.V.K.G., Pittman C.U., Mlsna T. Pyrolyzed Ca-impregnated lignite for aqueous phosphate removal: Batch and column studies. *Journal of Environmental Chemical Engineering*. 2021;9(5):106077. <https://doi.org/10.1016/j.jece.2021.106077>
14. *Технологическая схема Левобережных очистных сооружений канализации г. Кызыла*. ООО «ВКС», 2013:28.
15. *Руководство по эксплуатации очистных сооружений канализации с аэротенками*. Москва: НИИ ВОДГЕО, 2010:187.
16. Никитина И.С. План подсчета запасов подземных вод на участке водозабора ООО «ВКС» на левобережных очистных сооружениях г. Кызыла. Кызыл. 2013:45.
17. Монгуш Г.Р., Баранова М.П., Сапелкина Т.В. Физико-химические основы технологии получения сорбентов из каменных углей активацией гидроксидом калия. *Химия в интересах устойчивого развития*. 2022;30(5):534–542. <https://doi.org/10.15372/KhUR2022411>
18. Zhu Y., Liu H., Wang T., Wang Y., Liu H. Evolution of pore structures and fractal characteristics of coal-based activated carbon in steam activation based on nitrogen adsorption method. *Powder Technology*. 2023;424:118522. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118522>
19. *ГОСТ 33587 – 2015. Уголь активированный. Стандартный метод определения адсорбционной способности при малых концентрациях адсорбируемых веществ*. Москва: Стандартинформ, 2019:7.
20. *ГОСТ 33588 – 2015. Уголь активированный. Стандартный метод определения адсорбционной способности*. Москва: Стандартинформ, 2019:11.
21. *ГОСТ 27869 – 2019 Вещества особо чистые. Метод концентрирования микропримесей ионным обменом (в части статической сорбции)*. Москва: Стандартинформ, 2019:12.
22. *О внесении изменений в некоторые акты Правительства Российской Федерации в сфере водоотведения: Постановление Правительства РФ от 05.01.2015 № 3 (ред. от 22.05.2020)*. URL: <https://normativ.kontur.ru/document?moduleId=1&documentId=260900> (дата обращения: 06.07.2026).
23. Di Capua F., Iannaccone F., Sabba F., Esposito G. Simultaneous nitrification–denitrification in biofilm systems for wastewater treatment: Key factors, potential routes, and engineered applications. *Bioresource Technology*. 2022;361:127702. <https://doi.org/10.1016/j.biortech.2022.127702>
24. Baimukasheva S., Issayeva A.U., Antkowiak W., Aitimova A., Altybayeva Z., Syrlybekkyzy S., Suleimenova B., Koishina A. The Influence of Abiotic Factors on Organisms-Hydrobionts of Activated Sludge. *Journal of Ecological Engineering*. 2023;24(10):125–133. <https://doi.org/10.12911/22998993/170165>
25. Lember E., Retšnoi V., Pachel K., Loigu E. Combined effect of heavy metals on the activated sludge process. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*. 2018;67(4):305–314. <https://doi.org/10.3176/proc.2018.4.02>
26. Ait Baha A., Zrikam N., Idouhli R., Tabit K., El Fels L., Khadiri M.E., Abouelfida A. Strengthened pollutants abatement in wastewater through electrocoagulation and zeolite adsorption: analytical and microbial assessment. *Environmental Science and Pollution Research*. 2025;32(23):13768–13781. <https://doi.org/10.1007/s11356-025-36492-3>
27. Egbosiuba T.C., Abdulkareem A.S., Kovo A.S., Afolabi E.A., Tijani J.O., Roos W.D. Enhanced adsorption of As(V) and Mn(VII) from industrial wastewater using multi-walled carbon nanotubes and carboxylated multi-walled carbon nanotubes. *Chemosphere*. 2020;254:126780.

- <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2020.126780>
28. Jeirani Z., Sadeghi A., Soltan J., Roshani B., Rindall B. Effectiveness of advanced oxidation processes for the removal of manganese and organic compounds in membrane concentrate. *Separation and Purification Technology*. 2015;149:110–115.
<https://doi.org/10.1016/j.seppur.2015.05.009>
- ### REFERENCES
1. Gainulova D.V. Problems of modernization of outdated sewage treatment plants. *Ekonomika Stroitel'stva*. 2025;1:459–462. (In Russ.).
 2. Fukushima T., Nishimura F. Application of Sewage Treatment Plant Simulator for the Evaluation of Different Plant-Reconstruction Options. *Journal of Japan Sewage Works Association*. 2017;54(655):100–107.
https://doi.org/10.24748/jswa.54.655_100
 3. Gimeno P., Severyns J., Acuña V., Comas J., Corominas L. Balancing environmental quality standards and infrastructure upgrade costs for the reduction of microcontaminant loads in rivers. *Water Research*. 2018;143:632–641.
<https://doi.org/10.1016/j.watres.2018.07.002>
 4. Chen J., Ni Y., Gou Y., Zhu T., Sun L., Chen Z., Huang J., Yang D., Lai Y. Hydrophobic organogel sorbent and its coated porous substrates for efficient oil/water emulsion separation and effective spilled oil remediation. *Journal of Hazardous Materials*. 2024;461:132674.
<https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2023.132674>
 5. Dregulo A., Khodachek A., Awasthi M. Sustainable Water Resources Management. Weaknesses of sustainable water use in the North: wastewater treatment and sanitation in the Arctic region of Russia. *Sustainable Water Resources Management*. 2025;11(49):5–15.
<https://doi.org/10.1007/s40899-025-01229-0>
 6. Zhao Y., Zhang L., Li C., Liu X., Li X., Zhang Q., Peng Y. Sustainable intensification of A2/O process through dual anammox pathways: A two-step biofilm-based retrofitting strategy. *Journal of Environmental Chemical Engineering*. 2025;13(6):120453.
<https://doi.org/10.1016/j.jece.2025.120453>
 7. Oppenlander T. *Photochemical purification of water and air: advanced oxidation processes (AOPs): principles, reaction mechanisms, reactor concepts*. Weinheim, Wiley VCH, 2003:383.
 8. *CWPharma Project: Pilot studies on ozonation and activated carbon*. Kompetenzzentrum Wasser Berlin. URL: <https://rephor-net.de> (Accessed: 06.07.2026).
 9. Wenxuan Yin, Wenjun Sun, Yongqin Yuan, Daoyi Zhang, Yuanna Zhang, Fengyi Zheng. Exploring the fate and chemical transformation of organics by UV/H₂O₂-GAC and UV/H₂O₂-BAC based on pilot-scale systems in the treatment of micro-polluted surface water. *Front. Environ. Sci. Eng.* 2025;19(7):88.
<https://doi.org/10.1007/s11783-025-2008-5>
 10. *EMPEREST Project: Pilot plants for micropollutant removal. Interreg Baltic Sea Region*. 2025. URL: <https://interreg-baltic.eu> (Accessed: 06.07.2026).
 11. Azam K., Shezad N., Shafiq I., Akhter P., Akhtar F., Jamil F., Shafique S., Park Y.-K., Hussain M. A review on activated carbon modifications for the treatment of wastewater containing anionic dyes. *Chemosphere*. 2022;306:135566.
<https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2022.135566>
 12. Marsh H., Rodriguez-Reinoso F. *Activated carbon*. Amsterdam, Elsevier, 2006:542.
 13. Samaraweera H., Edwards J., Reid C., Perera S.S., Thirumalai R.V.K.G., Pittman C.U., Mlsna T. Pyrolyzed Ca-impregnated lignite for aqueous phosphate removal: Batch and column studies. *Journal of Environmental Chemical Engineering*. 2021;9(5):106077.
<https://doi.org/10.1016/j.jece.2021.106077>
 14. *Technological scheme of Left-bank sewage treatment plants in Kyzyl*. OOO "VKS", 2013:28. (In Russ.).
 15. *Operating instructions for sewage treatment plants with aerotanks*. Moscow: NII VODGEO, 2010:187. (In Russ.).
 16. Nikitina I.S. *The plan for calculating groundwater reserves at the water intake site of LLC "VKS" at the left-bank sewage treatment plants in Kyzyl*. Kyzyl, 2013:45. (In Russ.).
 17. Mongush G.R., Baranova M.P., Sapelkina T.V. Physical and chemical foundations of the technology for obtaining sorbents from coals by activation with potassium hydroxide. *Khimiya v interesakh ustoychivogo razvitiya*. 2022;30(5):534–542. (In Russ.).
<https://doi.org/10.15372/KhUR2022411>
 18. Zhu Y., Liu H., Wang T., Wang Y., Liu H. Evolution of pore structures and fractal characteristics of coal-based activated carbon in steam activation based on nitrogen adsorption method. *Powder Technology*. 2023;424:118522.
<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118522>
 19. GOST 33587 – 2015. *Activated carbon. Standard method for determination of adsorption capacity at low concentrations of adsorbable substances*. Moscow: Standartinform, 2019:7. (In Russ.).
 20. GOST 33588 – 2015. *Activated carbon. Standard method for determination of adsorption capacity*. Moscow: Standartinform, 2019:11. (In Russ.).
 21. GOST 27869 – 2019. *High-purity substances. Method for concentration of microimpurities by ion exchange (in terms of static sorption)*. Moscow: Standartinform, 2019:12. (In Russ.).
 22. *On Amendments to Certain Acts of the Government of the Russian Federation in the Field of Wastewater Disposal: Resolution of the Govern-*

- ment of the Russian Federation No. 3 of 05.01.2015 (as amended on 22.05.2020). URL: <https://normativ.kontur.ru/document?moduleId=1&documentId=260900> (accessed: 06.07.2026). (In Russ.).
23. Di Capua F., Iannaccone F., Sabba F., Esposito G. Simultaneous nitrification–denitrification in bio-film systems for wastewater treatment: Key factors, potential routes, and engineered applications. *Bioresource Technology*. 2022;361:127702. <https://doi.org/10.1016/j.biortech.2022.127702>
 24. Baimukasheva S., Issayeva A.U., Antkowiak W., Aitimova A., Altybayeva Z., Syrlybekkyzy S., Suleimenova B., Koishina A. The Influence of Abiotic Factors on Organisms-Hydrobionts of Activated Sludge. *Journal of Ecological Engineering*. 2023;24(10):125–133. <https://doi.org/10.12911/22998993/170165>
 25. Lember E., Retšnoi V., Pachel K., Loigu E. Combined effect of heavy metals on the activated sludge process. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*. 2018;67(4):305–314. <https://doi.org/10.3176/proc.2018.4.02>
 26. Ait Baha A., Zrikam N., Idouhli R., Tabit K., El Fels L., Khadiri M.E., Abouelfida A. Strengthened pollutants abatement in wastewater through electrocoagulation and zeolite adsorption: analytical and microbial assessment. *Environmental Science and Pollution Research*. 2025;32(23):13768–13781. <https://doi.org/10.1007/s11356-025-36492-3>
 27. Egbosiuba T.C., Abdulkareem A.S., Kovo A.S., Afolabi E.A., Tijani J.O., Roos W.D. Enhanced adsorption of As(V) and Mn(VII) from industrial wastewater using multi-walled carbon nanotubes and carboxylated multi-walled carbon nanotubes. *Chemosphere*. 2020;254:126780. <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2020.126780>
 28. Jeirani Z., Sadeghi A., Soltan J., Roshani B., Rindall B. Effectiveness of advanced oxidation processes for the removal of manganese and organic compounds in membrane concentrate. *Separation and Purification Technology*. 2015;149:110–115. <https://doi.org/10.1016/j.seppur.2015.05.009>

Сведения об авторах

Григорий Романович Монгуш, к.т.н., старший научный сотрудник, Тувинский институт комплексного освоения природных ресурсов СО РАН
E-mail: mongush983@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5303-3525
SPIN-код: 9555-5702

Херелмаа Борисовна Манзырыкчы, младший научный сотрудник Лаборатории ХТЛ, Тувинский институт комплексного освоения природных ресурсов СО РАН

E-mail: Herelka_geotom@mail.ru
ORCID: 0009-0003-5787-4331
SPIN-код: 4659-6100

Татьяна Валерьевна Сапелькина, научный сотрудник, Тувинский институт комплексного освоения природных ресурсов СО РАН

E-mail: sapelkina_geotom@mail.ru
ORCID: 0000-0002-2462-0365
SPIN-код: 1724-4758

Information about the authors:

Grigory R. Mongush, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Federal State Budgetary Institution of Sciences Tuvian Institute for Exploration of Natural Resources of Siberian branch of Russian Academy of Sciences

E-mail: mongush983@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5303-3525
SPIN-код: 9555-5702

Kherelmaa B. Manzyrykchy, Junior Researcher at the Chemical Technology Laboratory, Federal State Budgetary Institution of Sciences Tuvian Institute for Exploration of Natural Resources of Siberian branch of Russian Academy of Sciences

E-mail: Herelka_geotom@mail.ru
ORCID: 0009-0003-5787-4331
SPIN-код: 4659-6100

Tatyana V. Sapelkina, Research Associate, Tuvian Institute for Exploration of Natural Resources of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: sapelkina_geotom@mail.ru
ORCID: 0000-0002-2462-0365
SPIN-код: 1724-4758

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 14.07.2026

После доработки 21.08.2026

Принята к публикации 25.08.2026

Received 14.07.2026

Revised 21.08.2026

Accepted 25.08.2026

Original article

UDC 620.172.2:669.14.018.27

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-65-78

HOT TENSILE STRENGTH AT 550 °C OF DISSIMILAR 10KH9MFB AND 03KH18N11 STEEL JOINTS FABRICATED VIA FLUX-ASSISTED ARGON ARC WELDING WITH $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ INTERLAYER

© 2026 T. M. Sonar

South Ural State University (National Research University) (76 Lenin Ave., Chelyabinsk, 454080, Russian Federation)

Abstract. This study evaluates the hot tensile strength at 550 °C of dissimilar joints between 10Kh9MFB and 03Kh18N11 steel fabricated via argon arc welding with TiO_2 flux and $\text{AlCoFeCrNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy interlayer. At room temperature, 10Kh9MFB base metal showed a tensile strength of 710 MPa with elongation of 24 %, while 03X18H11 base metal showed 680 MPa and 69 %. The as-welded joints achieved a tensile strength of 670 MPa and elongation of 38 %, with strength falling between those of the two base metals and ductility exceeding that of 10Kh9MFB. At 550 °C, 10Kh9MFB and 03Kh18N11 base metals retained tensile strengths of 420 MPa and 395 MPa with elongations of 18 and 37 %, respectively, whereas the as-welded joints retained 380 MPa and 21 %. The lower ductility of the joints at 550 °C is attributed to severe dynamic strain aging in the 03Kh18N11 side, which promoted non-uniform deformation and early necking, while thermal softening of the two-phase (martensitic-austenitic) fusion zone microstructure reduced load-bearing capacity. Failure at both test temperatures consistently occurred in the 03X18H11 steel rather than in the fusion zone, confirming that the fusion zone maintained structural integrity at 550 °C. The high-temperature strength retention of the weld is attributed to high-entropy effects, specifically enhanced mixing entropy and sluggish diffusion kinetics, which resisted thermal softening. These results establish that as-welded joints exhibit hot tensile strength approaching that of 03X18H11 base metal at 550 °C, demonstrating their suitability for elevated temperature service without requiring post-weld heat treatment.

Keywords: dissimilar joints, argon arc welding, TiO_2 flux, eutectic high entropy alloy interlayer, 10Kh9MFB steel, 03Kh18N11 steel, high-temperature strength

Funding. The author expresses gratitude for the financial support of the research from the Russian Science Foundation and Chelyabinsk region (Project No. 24-29-20141).

For citation: Sonar T.M. Hot tensile strength at 550 °C of dissimilar 10Kh9MFB and 03Kh18N11 steel joints fabricated via flux-assisted argon arc welding with $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ alloy interlayer. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):65–78. (In Eng.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-65-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-65-78)

Оригинальная статья

ГОРЯЧАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПРИ 550 °C РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ 10Х9МФБ И 03Х18Н11, ПОЛУЧЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ С ФЛЮСОМ И ПРОМЕЖУТОЧНЫМ СЛОЕМ $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$

© 2026 г. Т. М. Сонар

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

Аннотация. Оценена горячая прочность при растяжении при температуре 550 °C разнородных соединений стали марок 10Х9МФБ и 03Х18Н11, выполненных аргонодуговой сваркой с флюсом TiO_2 и прослойкой из эвтектического высокоэнтروпийного сплава $\text{AlCoFeCrNi}_{2.1}$. При комнатной

температуре основной металл 10Х9МФБ показал предел прочности при растяжении 710 МПа с относительным удлинением 24 %, тогда как основной металл 03Х18Н11 показал 680 МПа и 69 %. Сварные соединения в состоянии после сварки достигли предела прочности 670 МПа и относительного удлинения 38 %, при этом прочность находилась между значениями для двух основных металлов, а пластичность превышала показатель для стали 10Х9МФБ. При температуре 550 °С основные металлы 10Х9МФБ и 03Х18Н11 сохранили прочность при растяжении на уровне 420 и 395 МПа с удлинением 18 и 37 %, тогда как сварные соединения в состоянии после сварки сохранили 380 МПа и 21 %. Более низкая пластичность соединений при температуре 550 °С объясняется интенсивным динамическим деформационным старением со стороны стали марки 03Х18Н11, которое способствовало неравномерной деформации и раннему образованию шейки, в то время как термическое разупрочнение двухфазной (мартенситно-аустенитной) микроструктуры зоны сплавления снизило несущую способность. Разрушение при обеих температурах испытаний неизменно происходило в стали марки 03Х18Н11, а не в металле шва, что подтверждает сохранение структурной целостности при температуре 550 °С. Сохранение высокотемпературной прочности шва объясняется высокоэнтропийными эффектами, а именно повышенной энтропией смешения и замедленной диффузионной кинетикой, которые препятствуют термическому разупрочнению. Эти результаты показывают, что сварные соединения в состоянии после сварки демонстрируют горячую прочность при растяжении, приближающуюся к показателям основного металла 03Х18Н11 при 550 °С, подтверждая их пригодность для эксплуатации при повышенных температурах без необходимости послесварочной термической обработки.

Ключевые слова: неоднородные соединения, аргонодуговая сварка, флюс TiO_2 , прослойка из эвтектического высокоэнтропийного сплава, сталь 10Х9МФБ, сталь 03Х18Н11, высокотемпературная прочность

Финансирование. Автор выражает благодарность за финансовую поддержку исследований Российскому научному фонду и Челябинской обл. (проект № 24-29-20141).

Для цитирования: Сонар Т.М. Горячая прочность при растяжении при 550 °С разнородных соединений сталей 10Х9МФБ и 03Х18Н11, полученных аргонодуговой сваркой с флюсом и промежуточным слоем $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):65–78. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-65-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-65-78)

Introduction

In high-temperature, high-pressure service environments characteristic of thermal power stations, martensitic steels and austenitic stainless steels are extensively utilized for critical components [1]. 10Kh9MFB martensitic steel (P91 grade) offers appreciable creep strength and moderate oxidation resistance at elevated temperatures, while 03Kh18N11 austenitic stainless steel (304L grade) provides superior corrosion resistance under aggressive thermal conditions, rendering them suitable for steam transmission piping, heat exchanger coils, and process vessels [2]. Economic constraints restrict the application of costlier 03Kh18N11 grades to higher-temperature sections operating between 427 and 817 °C, whereas the more economical 10Kh9MFB steel is employed in lower-temperature region up to 600 °C, including boiler components, containment shells, steam generators, and fuel cracking reactors [3]. Fabrication of integrated structural and piping systems necessitates fusion welding of these dissimilar steels, and achieving joints suitable for reliable extended service at intermediate temperatures depends fundamentally on appropriate selection of welding process, fillers,

welding parameters, and subsequent post-weld heat treatment (PWHT) [4].

Dissimilar fusion welding of 10Kh9MFB and 03Kh18N11 steels presents significant challenges due to differences in chemical composition, crystallographic structure, thermal conductivity, and mechanical properties [6]. These disparities produce steep compositional gradients, microstructural heterogeneity, and non-uniform mechanical properties across the joint, resulting in premature failure near the fusion boundary on the martensitic steel side [7]. Such failures carry substantial economic consequences, with forced outages potentially costing power plant operators up to \$ 850,000 per day in lost revenue [8]. Principal weldability concerns include carbon migration from the martensitic heat-affected zone, delta ferrite formation, Type IV cracking, residual stress development, weld metal dilution, and susceptibility to hot, cold, and hydrogen-induced cracking [9]. These phenomena collectively compromise joint integrity and promote premature fracture at the weld interface under elevated-temperature conditions, necessitating effective mitigation strategies [10].

Various filler rods have been investigated for multipass argon arc welding of martensitic and austenitic stainless steels. Nickel-based fillers are wide-

ly employed owing to their ability to stabilize austenitic weld metal microstructures with satisfactory high-temperature stability [11 – 13]. However, these fillers are prone to solidification cracking and frequently yield tensile properties inferior to the base metals due to coarse solidification microstructures and secondary phase precipitation [14; 15]. Martensitic fillers have demonstrated enhanced strength but diminished ductility and weld metal toughness [16 – 18]. Buttering the martensitic steel face with Inconel deposits prior to joining has been proposed to mitigate carbon migration and enhance joint performance [19]. Studies indicate that buttering improves elongation and weld metal toughness, though minor strength mismatches and hardness gradients remain after PWHT [20; 21]. More recently, flux-assisted argon arc welding, utilizing metal oxides as flux coating, has gained attention for dissimilar welding applications. This variant offers lower heat input, deeper penetration, and single-pass capability for thicker sections without filler or edge preparation [22]. Notable improvements in tensile strength and joint efficiency have been reported using optimized flux formulations [23]. Incorporating interlayers such as Inconel 800, 600, and 625 into the flux-assisted argon arc welding process further enhances joint properties by reducing carbon migration and improving elongation and impact toughness [24 – 27]. Compared with conventional multipass argon arc welding, the flux-assisted argon arc welding process has demonstrated superior strength and hardness, along with lower fabrication costs and angular distortion [28]. High entropy alloys (HEAs) have garnered significant scientific and industrial attention owing to their exceptional mechanical properties, elevated-temperature phase stability, and corrosion resistance, making them attractive candidates for challenging engineering applications. Their distinctive attributes include high configurational entropy, sluggish atomic diffusion kinetics, severe lattice distortion, and synergistic cocktail effects [29]. Literature demonstrates that HEAs can function effectively as filler materials or interlayers to improve the weldability and mechanical performance of dissimilar joints [30 – 34].

Despite extensive research on dissimilar welding of 10Kh9MFB and 03Kh18N11 steels, persistent challenges including carbon migration and solute segregation within the fusion zone continue to compromise joint integrity and tensile properties at both ambient and elevated temperatures. To address these issues, a novel approach employing flux-assisted argon arc welding with an AlCoCrFeNi_{2.1}

eutectic high-entropy alloy (EHEA) interlayer has been proposed [35]. Our prior investigations demonstrated that flux-assisted argon arc welding incorporating an AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA interlayer outperforms conventional multipass argon arc welding with Inconel 82 filler in both as-welded and PWHT conditions [36; 37]. Recently, we extended this work to evaluate the hot tensile behavior of these dissimilar joints at 450 °C, establishing baseline elevated-temperature performance data for intermediate service conditions [38]. However, many critical components in superheater and reheater circuits, heat exchanger transitions, and reformer outlet piping operate at still higher temperatures approaching 550 °C. Given the heterogeneous microstructural evolution across the dissimilar weld regions, the temperature dependence of tensile properties may not follow a simple monotonic trend. Studying the hot tensile behavior at 550 °C is therefore essential. The hot tensile study at this temperature remains uncharacterized, representing a critical gap in qualifying these joints for the full range of anticipated operating conditions. Accordingly, the present study investigates the hot tensile properties and fracture modes of 10X9MФБ/03X18H11 dissimilar joints produced by flux-assisted argon arc welding with an AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA interlayer, tested at 550 °C. The results are compared with base metal to assess the fitness of these joints for elevated-temperature service.

Experimental methodology

Base metal and interlayer material selection

The base metals employed in this investigation were 10X9MФБ steel, supplied in the normalized and tempered condition, and 03X18H11 steel, supplied in the solution-annealed condition. The AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy (EHEA) interlayer was fabricated via vacuum induction melting, cast into sheets, solution-annealed, and subsequently water-quenched. These EHEA strips were utilized as filler material during flux-assisted argon arc welding of the dissimilar steels. The chemical compositions of the base metals and the EHEA interlayer are presented in Table 1, while the room-temperature mechanical properties of the base metals are listed in Table 2.

Dissimilar welding of 10Kh9MFB and 03Kh18N11 steels

The dissimilar 10Kh9MFB and 03Kh18N11 steels were joined in a butt joint configuration using flux-assisted argon arc welding, as illustrated in Fig. 1.

Table 1

Chemical composition (wt. %) of base metals and EHEA strip
Таблица 1. Химический состав (мас. %) стали и ленты EHEA

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	V	Mo	Ti	Al	Nb	Cu	Fe
10Kh9MFB steel	0.053	0.40	0.48	8.20	0.32	–	0.19	0.96	–	–	0.04	0.06	Balance
03Kh18N11 steel	0.015	0.45	1.56	18.05	8.16	–	0.09	0.32	–	–	–	0.41	Balance
EHEA	–	–	–	16.73	38.81	18.59	–	–	–	7.25	–	–	Balance

Prior to welding, the plate surfaces were mechanically cleaned with a wire brush and degreased with acetone. The AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA interlayer was preplaced as a thin strip between the abutting plate edges and secured by tack welding at both ends. Titanium dioxide (TiO₂) powder with a particle size of 50 µm was employed as the activated flux to enhance weld penetration. The flux was dried at 100 °C for one hour and subsequently mixed with acetone at a ratio of 2 g powder per 10 ml solvent to form a paste. This paste was applied over a 20 mm wide zone along the joint line and allowed to air-dry, yielding a uniform flux coating. The weld assembly was preheated at 250 °C for 30 minutes prior to each pass. Welding was performed using a direct current (DC) argon arc welding machine (MasterTig MLS 2300 AC/DC, Kemppi, Finland) operating in inverter mode with constant current characteristics and direct current electrode negative (DCEN) polarity. A water-cooled torch equipped with a 2 % thoriated tungsten electrode having a 60° tip angle and 1.6 mm diameter was utilized. Pure argon (99.99 %) was supplied as shielding gas at a flow rate of 12 L/min. The dissimilar plates were welded in two passes, one on each side, using a semi-automatic robotic arm-assisted system to ensure precise process control as shown in Fig. 2. Optimal welding parameters, listed in Table 3, were established through a systematic trial-and-error approach to achieve complete joint penetration while avoiding defects such as macro-porosity, undercuts, and cracking. Following welding, the dissimilar joint shown in Fig. 3 was subjected to post-heating at 250 °C for 30 minutes to mitigate the risk of cracking. The heat input per pass was determined referring to the standard formula (Eq. 1) specified in ASME BPVC Section IX. The value of 2.808 kJ/mm listed in Table 3 represents the net heat input over 2 passes of welding.

$$HI = (\eta VI \cdot 60) / (S \cdot 1000), \quad (1)$$

where *HI* denotes the heat input per pass (kJ/mm), η is the arc efficiency factor (taken as 0.6 for argon arc welding), *V* is the arc voltage (V), *I* is the welding current (A), and *S* is the travel speed (mm/min).

Microstructural characterization

Samples for metallographic analysis were cut from the dissimilar welded joints via wire-cut electrical discharge machining (EDM), ensuring full coverage of the fusion zone in each specimen. The extracted sections were mechanically ground through a series of silicon carbide papers, polished to a mirror finish with diamond suspension, and subsequently etched with Marble's reagent (4 g CuSO₄ + 20 mL HCl + 20 mL H₂O) to reveal the microstructural constituents of the fusion zone. Microstructural examination was conducted by scanning electron microscopy (SEM). Elemental distribution within the fusion zone was evaluated using SEM-based energy dispersive spectroscopy (EDS), and phase identification was accomplished through X-ray diffraction (XRD).

Hardness measurement

Vickers microhardness measurements were conducted on the mirror-polished metallographic specimens in accordance with ASTM E384-17. Indentations were made using a 500-gf load applied for a dwell time of 10 s. Hardness was measured across the fusion zone, heat-affected zones, and unaffected base metal regions on both the 10Kh9MFB steel and 03Kh18N11 steel sides.

Tensile testing at room and high temperature

Tensile test specimens were machined from the dissimilar welded joints and base metals in accordance with ASTM E8M-04 and ASTM E21 standards, with the specimen geometry illustrated in Fig. 4. Testing was conducted at room temperature and

Table 2

Room-temperature tensile properties and hardness of base metals

Таблица 2. Свойства при растяжении и твердость металлов при комнатной температуре

Mechanical properties	10Kh9MFB steel	03Kh18N11 steel
Tensile strength, MPa	710	680
Elongation, %	24	69
Hardness, HV _{0.5}	234	212

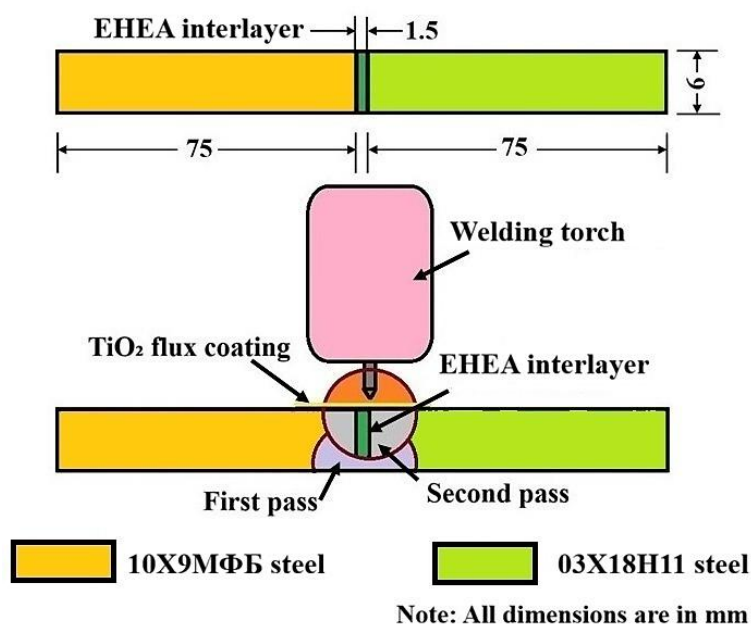


Fig. 1. Schematic of the butt joint configuration employed for dissimilar welding of 10Kh9MFB steel and 03Kh18N11 steel with a preplaced $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA interlayer

Рис. 1. Схема конфигурации стыкового соединения, используемого для разнородной сварки стали марок 10X9MΦБ и 03X18H11 с предварительно нанесенным $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$, промежуточный слой EHEA

at 550 °C using a Gleeble-3800 thermomechanical simulator at a constant strain rate of 0.0012 s^{-1} . The tensile specimens were heated from room temperature to the test temperature (450 and 550°C) over a period of 30 minutes and then held at that temperature for an additional 30 minutes to ensure thermal equilibration prior to testing. Tensile elongation over a 25 mm gauge length was recorded with an HZT060 longitudinal extensometer. Two pairs of K-type (Chromel–Alumel) thermocouple wires were spot-welded at the extremities of the 25 mm gauge section to define the measurement span. The

extensometer rods were positioned between each thermocouple pair to prevent slippage along the specimen during testing. Engineering stress-strain curves were generated from the recorded data, and average values of tensile strength and elongation were determined from three replicate tests per condition.

Results and Discussion

Microstructure

The SEM micrographs of the as-received base metals are presented in Fig. 5. The normalized and

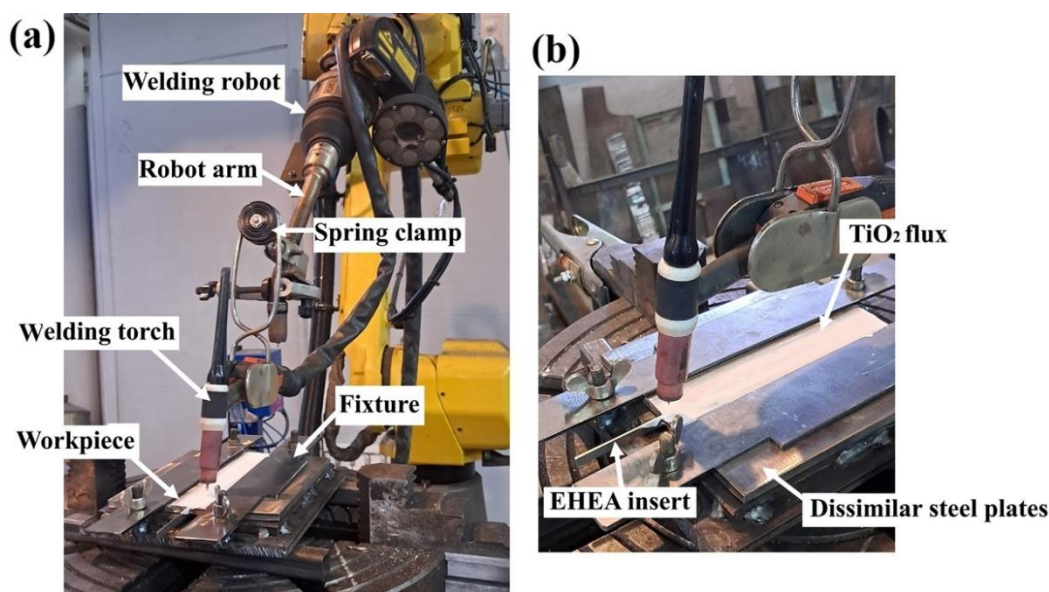


Fig. 2. Photograph of experimental set up: (a) robotic flux-assisted argon arc welding, (b) close up view showing butt joint configuration

Рис. 2. Фотография экспериментальной установки: (а) роботизированная аргондугловая сварка под флюсом, (б) вид крупным планом, показывающий конфигурацию стыкового соединения

Flux-assisted argon arc welding parameters for dissimilar joining**Таблица 3. Параметры аргонодуговой сварки с использованием флюса для соединения разнородных материалов**

Sr. No.	Parameter	Value
1	Welding current (A)	210
2	Welding voltage (V)	13
3	Welding speed (mm/min)	70
4	Net heat input (kJ/mm)	2.808

tempered 10Kh9MFB steel displayed a tempered lath martensite (α'_T) structure with carbides decorating prior austenite grain boundaries and dispersed throughout the matrix. Coarse secondary precipitates (CSPs) rich in Fe, Mo, Cr, and C were identified as $M_{23}C_6$ carbides, while fine secondary precipitates (FSPs) containing V, Nb, C, and N corresponded to MX carbonitrides [36; 37]. The solution-annealed 03Kh18N11 steel exhibited an equiaxed polygonal austenite (γ) grain structure with characteristic annealing twins.

The chemical composition of the fusion zone, determined by spark spectroscopy, revealed a predominantly iron-based matrix (75.73 wt. %) with chromium and nickel contents of 13.4 and 6.90 wt. %, respectively, derived primarily from the AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA interlayer and the base metals. Minor alloying elements included cobalt (1.36 wt. %), manganese (0.94 wt. %), silicon (0.43 wt. %), aluminum (0.44 wt. %), molybdenum (0.238 wt. %), copper (0.23 wt. %), vanadium (0.14 wt. %), titanium (0.11 wt. %), carbon (0.048 wt. %), and niobium (0.03 wt. %). The presence of cobalt, aluminum,

and the elevated nickel content confirm significant dilution from the EHEA interlayer into the fusion zone. From this data, the chromium equivalent (Cr_{eq}) and nickel equivalent (Ni_{eq}) were calculated, yielding a Cr_{eq}/Ni_{eq} ratio of 1.62. This value places the fusion zone within the austenite + martensite phase field on the Schaeffler diagram [36]. The presence of 6.90 % Ni, 1.36 % Co and 0.94 % Mn in the fusion zone likely suppressed complete transformation of austenite to martensite during solidification, resulting in a dual-phase austenitic-martensitic constitution. XRD analysis confirmed the phase constitution of the fusion zone.

The SEM micrographs of the fusion zone, displayed in Fig. 6, a and b, revealed a gradient in grain morphology across the fusion zone. Finer equiaxed grains were observed near the weld centerline, while coarser, elongated grains appeared adjacent to the fusion boundary. This variation is attributed to differences in cooling rate and thermal gradient during weld solidification. The fusion zone predominantly consisted of an austenitic-martensitic matrix with former austenite grain boundaries

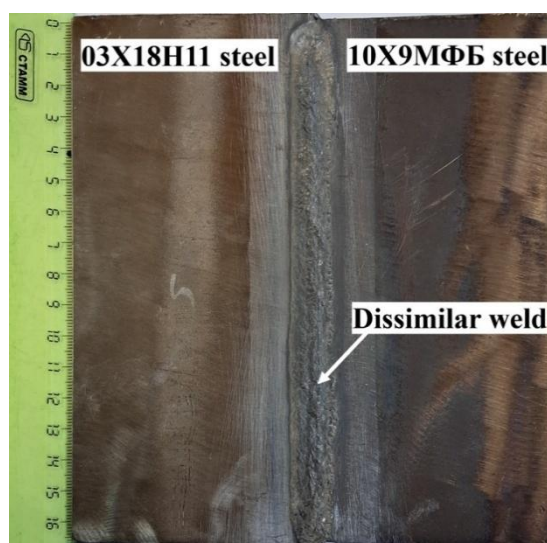


Fig. 3. Photograph of the dissimilar weld joint between 10Kh9MFB steel and 03Kh18N11 steel produced by flux-assisted argon arc welding with AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA interlayer

Рис. 3. Фотография неоднородного сварного соединения между сталью 10Х9МФБ и 03Х18Н11, полученного аргонодуговой сваркой под флюсом с использованием AlCoCrFeNi_{2.1}, промежуточный слой EHEA

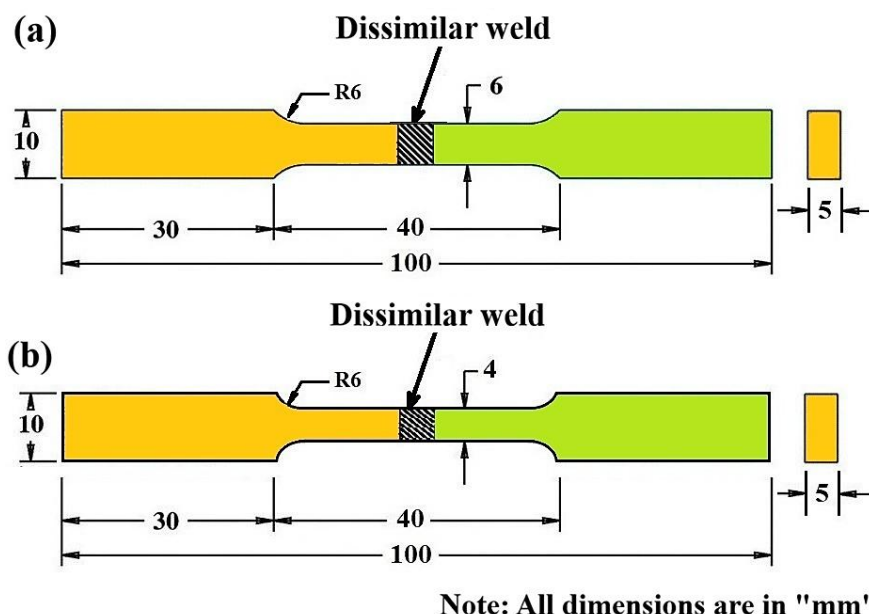


Fig. 4. Dimensions of tensile test specimens for (a) room temperature, and (b) hot tensile test

Рис. 4. Размеры образцов для испытания на растяжение при (а) комнатной температуре и (б) испытании на растяжение в горячем состоянии

(FAGBs) and untempered martensite laths distributed within the austenite phase. The introduction of Ni, Co, and Mn via the $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA interlayer during flux-assisted argon arc welding substantially reduced the martensite fraction and promoted a two-phase microstructure. The diffraction pattern presented in Fig. 6, c exhibited distinct peaks corresponding to the austenite and martensite phases, substantiating the dual-phase microstructure. Minor peaks attributable to secondary phases were also detected, corroborating the precipitation observed in the SEM micrographs [36]. EDS analysis, shown in Fig. 6, d, confirmed the presence of Cr-, Nb-, Mo-, V-, Al-, and Ti-rich precipitates located at FAGBs and within grain interiors. The combined influence of low heat input and the high-entropy effect characteristic of the EHEA interlayer contributed to microstructural refinement and a uniform dispersion of fine secondary phases.

Hardness

The hardness distribution across the dissimilar joint is presented in Table 4. The fusion zone registered a hardness of 417 $\text{HV}_{0.5}$, while the coarse-grained heat-affected zone (CGHAZ), fine-grained heat-affected zone (FGHAZ), and intercritical heat-affected zone (ICHAZ) on the martensitic steel side exhibited values of 437 $\text{HV}_{0.5}$, 411 $\text{HV}_{0.5}$, and 229 $\text{HV}_{0.5}$, respectively. The fusion zone hardness exceeded that of both the 10Kh9MFB steel and 03Kh18N11 steel base metals, which is ascribed to the formation of a mixed microstructure comprising freshly formed untempered martensite and austenite. The untempered martensite present in the fusion

zone and CGHAZ is inherently harder than the tempered martensite constituting the martensitic steel base metal. The lowest hardness of ICHAZ compared to CGHAZ and FGHAZ resulted from over-tempering of the martensite, leading to coarsening of existing precipitates and nucleation of new secondary phases along former austenite grain boundaries.

Tensile properties at room temperature and 550°C

The engineering stress-strain curves of the base metals and as-welded dissimilar joints tested at room temperature and 550 °C are presented in Fig. 7, with the corresponding tensile properties summarized in Table 5. At 25 °C, the 10Kh9MFB steel exhibited the highest tensile strength (710 MPa) and moderate elongation (24 %), attributed to its tempered martensitic BCC structure and high dislocation density. The 03Kh18N11 steel displayed slightly lower strength (680 MPa) but markedly higher ductility (69 %), owing to its FCC lattice with abundant slip systems. The as-welded dissimilar joint achieved tensile strength of 670 MPa and elongation of 38 %, corresponding to a joint efficiency of 98.5 %. This optimal strength–ductility combination originates from the dual-phase fusion zone microstructure; wherein freshly formed martensite provides strength while the austenitic phase contributes ductility and toughness. Fracture consistently occurred within the 03Kh18N11 base metal, confirming that the softer austenitic side accommodates greater plastic strain due to the strength mismatch between the two base metals.

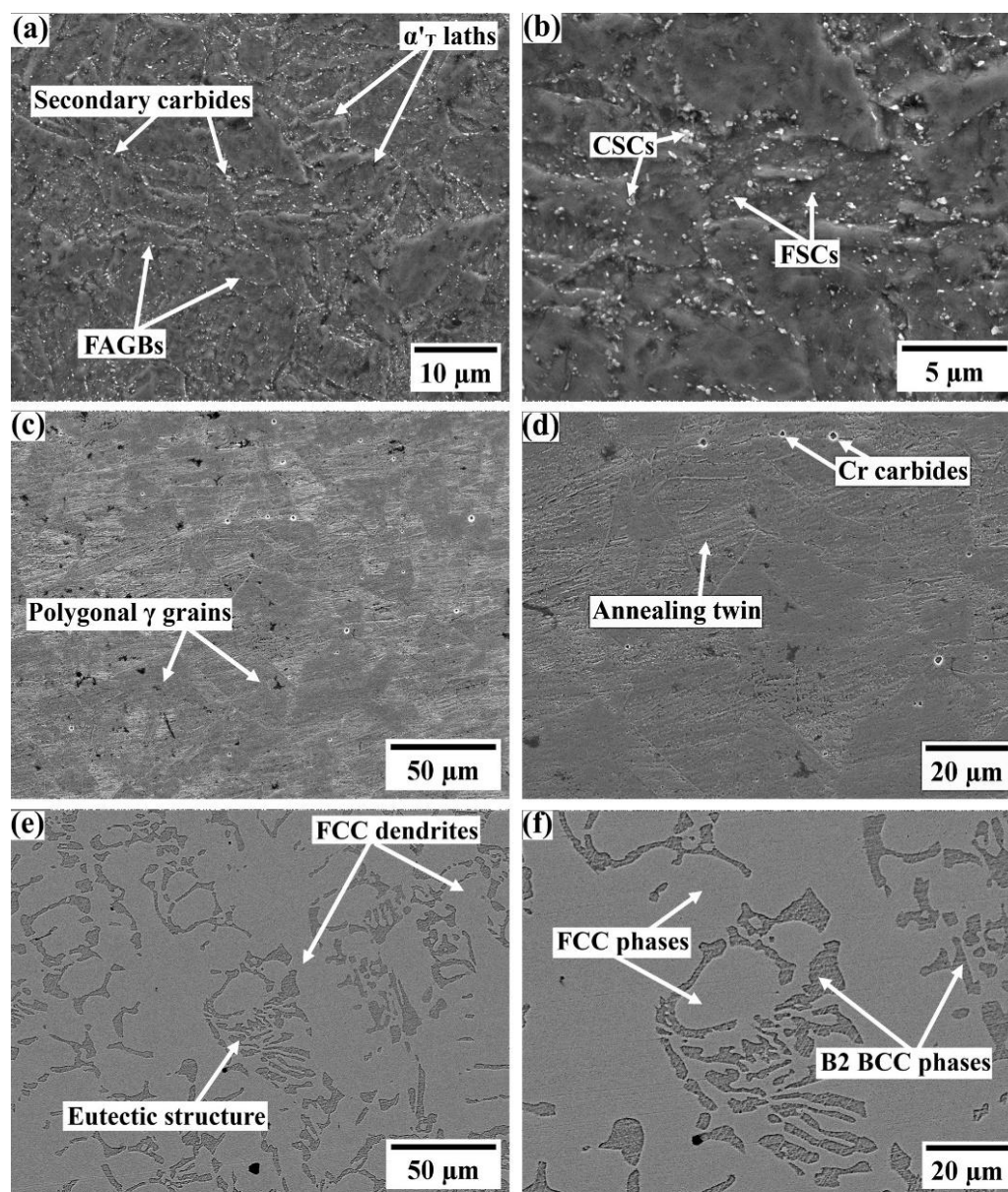


Fig. 5. SEM micrographs of the base metals and EHEA interlayer: (a) 10Kh9MFB steel, (b) 03Kh18N11 steel and (c) AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA

Рис. 5. СЭМ-микрофотографии основных металлов и промежуточного слоя ЕНЕС: (а) сталь 10Х9МФБ, (б) сталь 03Х18Н11 и (с) AlCoCrFeNi_{2.1} ЕНЕС

At 550 °C, all tested materials exhibited pronounced reductions in strength compared to room temperature, consistent with thermally activated softening mechanisms [39]. The 10Kh9MFB steel retained tensile strength of 420 MPa and elongation of 18 %, representing reductions of 40.8 and 25 %, respectively. The strength decline is attributed to reduced Peierls-Nabarro stress, recovery of the martensitic lath structure, and coarsening of M₂₃C₆ and MX precipitates, which diminish their effectiveness as obstacles to dislocation motion [40 – 42]. Pronounced serrations in the stress–strain curve confirmed the activity of dynamic strain ageing (DSA), arising from the interaction between diffusing solute atoms and mobile dislocations [43; 44].

The 03Kh18N11 steel exhibited tensile strength of 395 MPa and elongation of 37 %, corresponding to declines of 41.9 and 46.4 % from room temperature. The strength loss in the austenitic steel is primarily driven by thermal softening, which facilitates enhanced dislocation glide within the FCC matrix, while the pronounced reduction in ductility is separately attributed to DSA, which promotes inhomogeneous deformation, strain localization, and premature necking [45 – 47]. The suppression of the TRIP effect at elevated temperature further contributes to the loss in elongation [48].

The as-welded dissimilar joint registered tensile strength of 380 MPa and elongation of 19 %, representing reductions of 43.3 and 50 % relative to room temperature, and yielding a joint efficiency of

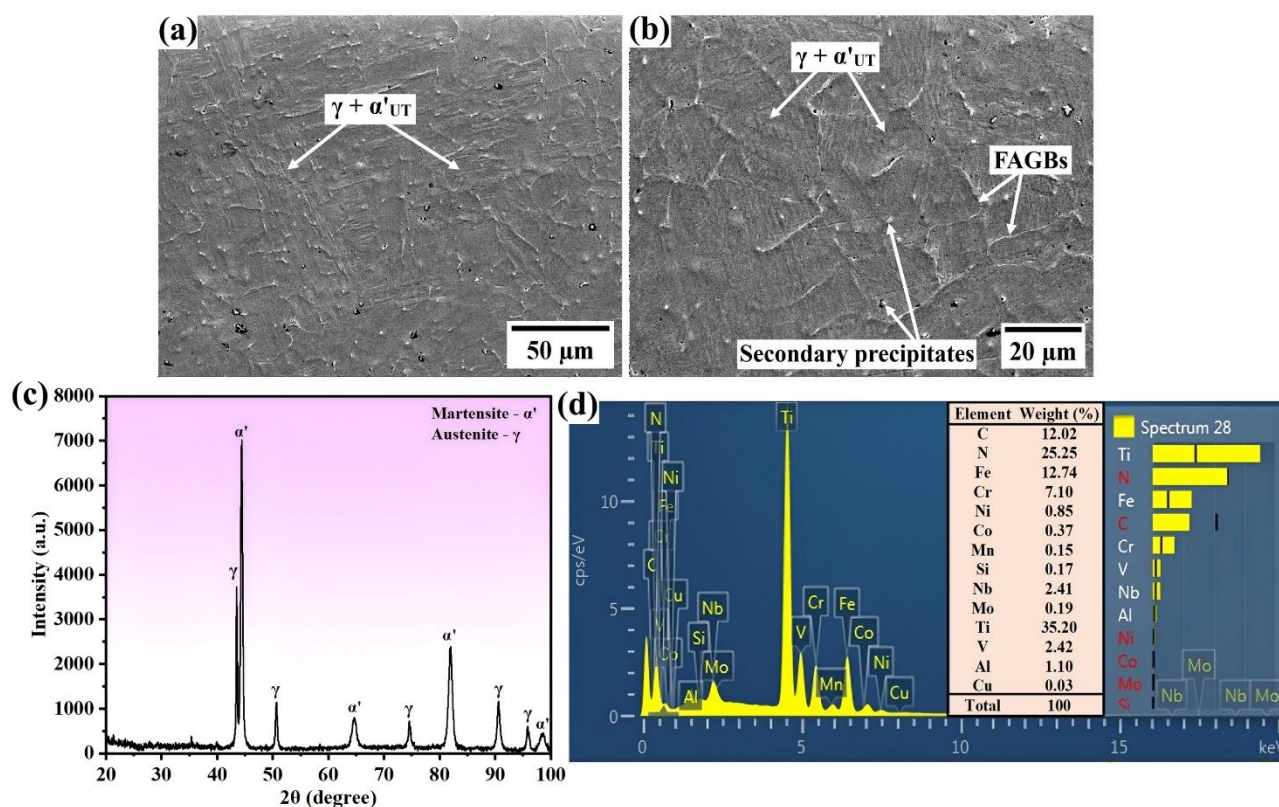


Fig. 6. Microstructural and compositional analysis of the fusion zone: (a) low- and (b) high-magnification SEM images; (c) XRD pattern of the fusion zone; (d) EDS spectrum of secondary precipitates

Рис. 6. Микроструктурный и композиционный анализ зоны плавления: (а) СЭМ-изображения с низким и (b) большим увеличением; (с) рентгенограмма зоны плавления; (d) спектр вторичных выделений при электронно-лучевой диагностике

96.2 % at 550 °C. The strength degradation is attributed to thermal softening facilitating enhanced dislocation glide within both austenite and martensite phases of the fusion zone. However, a notable recovery in ductility was observed at 550 °C, with elongation improving substantially compared to the 13.7 % previously recorded at 450 °C. This 38.7 % increase in elongation over the intermediate temperature range indicates a transition in deformation mechanism. At 550 °C, increased thermal energy activates dislocation cross-slip and climb within the austenitic phase, promoting more homogeneous plastic strain distribution and thereby partially mitigating the ductility loss caused by DSA. The TRIP effect from metastable austenite continues to contribute by absorbing energy during deformation-induced martensitic transformation, delaying necking [49; 50]. The sluggish diffusion kinetics imparted by the EHEA filler retard coarsening of second-

ary phases and maintains the dual-phase microstructure at this temperature.

At 550 °C, the strength of dissimilar joint (380 MPa) was comparable to the 03Kh18N11 steel base metal (395 MPa) but remained lower than the 10Kh9MFB steel (420 MPa). Fracture consistently occurred within the 03Kh18N11 steel base metal, mirroring observations at room temperature and at 450 °C. The stronger fusion zone and 10Kh9MFB steel side resist deformation under tensile loading, while the lower-strength 03Kh18N11 steel side accommodates disproportionate plastic strain. Here, the ductility of the dissimilar joint is governed by the 03Kh18N11 steel base metal, where DSA promotes inhomogeneous flow and reduced work-hardening capacity, rendering it the preferred site for strain localization, crack initiation, and ultimate failure. In comparison, the strength of the dissimilar joint is controlled by thermal softening within the fusion zone. These results confirm that the fusion

Table 4

Hardness distribution across the dissimilar joint

Таблица 4. Распределение твердости по неодинаковому соединению

10Kh9MFB steel base metal	10Kh9MFB steel side HAZ			Fusion zone	03Kh18N11 steel side HAZ + base metal
	ICHAZ	FGHAZ	CGHAZ		
236	229	411	437	417	208

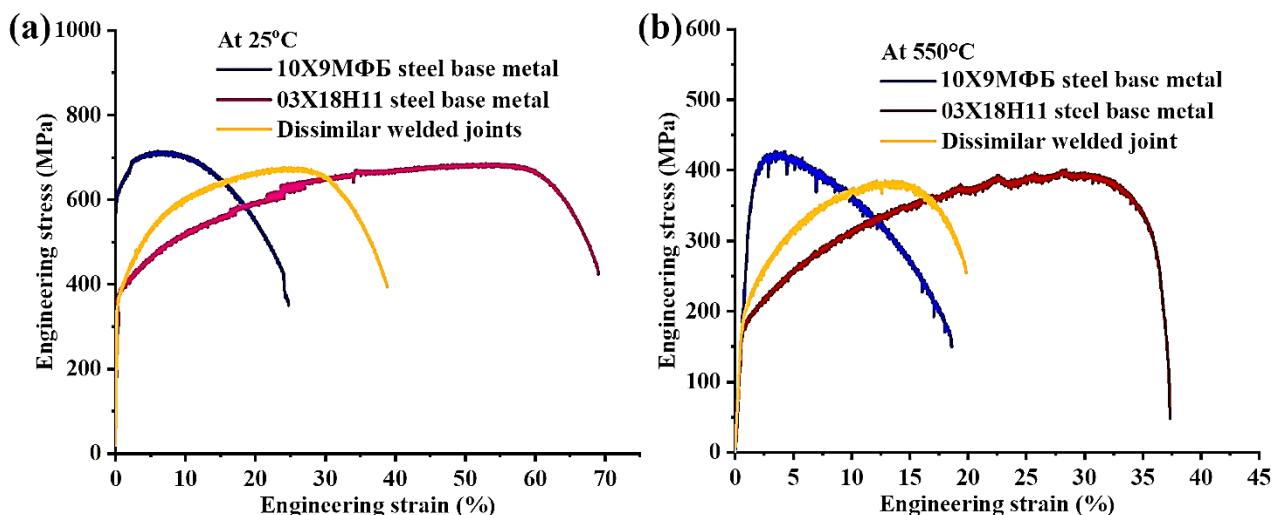


Fig. 7. Stress-strain behavior of the base metals and dissimilar joints under tensile loading at two test temperatures: (a) 25 and (b) 550 °C
Рис. 7. Напряженно-деформированное состояние основных металлов и разнородных соединений при растягивающей нагрузке при двух температурах испытания: (a) 25 и (b) 550 °C

zone produced by flux-assisted argon arc welding with AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA interlayer outperforms the 03Kh18N11 steel base metal at 550 °C, establishing the austenitic stainless steel as the strength-limiting component of the dissimilar joint.

Fracture surface analysis

SEM fractographs of the base metals and as-welded dissimilar joint tested at room temperature and 550 °C are presented in Fig. 8. At room temperature, the 10Kh9MFB steel exhibited mixed-mode fracture with fine dimples, microvoids, microcracks, and cleavage facets. The 03Kh18N11 steel displayed fully ductile failure characterized by equiaxed dimples and microvoids. The as-welded dissimilar joint, which failed within the 03Kh18N11 base metal, showed ductile fracture morphology with fine, deep dimples, confirming failure was governed by the plastic deformation capacity of the austenitic steel.

At 550 °C, the 10Kh9MFB steel retained mixed-mode fracture, though dimples and microvoids coarsened significantly and river-like markings in-

dicative of localized shear appeared. The 03Kh18N11 steel exhibited a transition to shear-dominated ductile rupture, with coarse, shallow, elongated dimples and tear ridges, reflecting DSA-induced strain localization and reduced work-hardening capacity. The dissimilar joint, failing within the 03Kh18N11 base metal, displayed similar shear-dominated ductile fracture with coarse, shallow dimples, elongated shear features, and tearing ridges. The consistent failure location and morphology confirm that the 03Kh18N11 base metal, susceptible to thermal softening and DSA, governs the fracture behavior of dissimilar joint at both temperatures.

Conclusions

This study evaluated the hot tensile properties and fracture behavior of dissimilar 10Kh9MFB steel and 03Kh18N11 steel joints fabricated via flux-assisted argon arc welding with an AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA interlayer at 550 °C. The following conclusions are drawn:

Table 5

Tensile properties of base metal and dissimilar joints

Таблица 5. Свойства при растяжении основного металла и разнородных соединений

Tensile specimens	Tensile strength, MPa	Elongation, %	Failure region
10Kh9MFB steel at 25 °C	710	24	—
10Kh9MFB steel at 550 °C	420	18	—
03Kh18N11 steel at 25 °C	680	69	—
03Kh18N11 steel at 550 °C	395	37	—
Dissimilar joints at 25 °C	670	38	03Kh18N11 steel
Dissimilar joints at 550 °C	380	19	03Kh18N11 steel

1. At room temperature, the dissimilar joints achieved a tensile strength of 670 MPa and elongation of 38 %, corresponding to a joint efficiency of 98.5 %. The joint strength fell between those of the two base metals, while ductility exceeded that of the 10Kh9MFB steel.

2. At 550 °C, the joints retained a tensile strength of 380 MPa and elongation of 19%, representing reductions of 43.3 and 50 % compared to room temperature. The joint strength approached that of the 03Kh18N11 base metal (395 MPa), yielding a joint efficiency of 96.2 %.

3. The reduction in strength of the joints at 550 °C is attributed to thermal softening of the austenite phase within the dual-phase fusion zone microstructure, which reduced load-bearing capacity. The lower ductility is ascribed to dynamic strain aging (DSA) in the 03Kh18N11 side, promoting non-uniform deformation and premature necking.

4. Failure at both room temperature and 550 °C consistently occurred within the 03Kh18N11 steel base metal rather than in the fusion zone, confirming that the fusion zone maintained structural integrity at elevated temperature.

5. The high-temperature strength retention of the fusion zone relative to the 03Kh18N11 steel base metal is attributed to high-entropy effects in fusion zone, specifically enhanced mixing entropy and sluggish diffusion kinetics, which limited thermal softening at 550 °C.

6. Fractographic analysis revealed a temperature-driven transition from uniform ductile rupture at room temperature to shear-dominated ductile fracture at 550 °C, characterized by coarse, shallow, elongated dimples and tear ridges, reflecting DSA-induced strain localization in the austenitic base metal.

7. The as-welded joints exhibited hot tensile strength approaching that of the 03Kh18N11 base metal at 550 °C, demonstrating their suitability for elevated-temperature service without requiring post-weld heat treatment.

REFERENCES

1. DuPont J.N., Babu S., Liu S. Welding of materials for energy applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013;44(7):3385–3410. <http://doi.org/10.1007/s11661-013-1643-9>
2. Dak G., Pandey C. A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020;58:377–406. <http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.019>
3. Thakare J.G., Pandey C., Gupta A., Taraphdar P.K., Mahapatra M.M. Role of the heterogeneity in microstructure on the mechanical performance of the Autogenous Gas Tungsten Arc (GTA) welded dissimilar joint of F/M P91 and SS304L steel. *Fusion Engineering and Design*. 2021;168:112616. <http://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2021.112616>
4. Sonar T., Ivanov M., Trofimov E., Liu K., Shcherbakov I., Shaburova N., Samoilovskikh P. A critical review on dissimilar welding of ferritic-martensitic steel and austenitic stainless steel using gas tungsten arc welding process: Weldability issues, processing, and performance characteristics of joints. *Journal of Manufacturing Processes*. 2025;133:811–864. <http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.11.081>
5. Dak G., Pandey C. Study on effect of weld groove geometry on mechanical behavior and residual stresses variation in dissimilar welds of P92/SS304L steel for USC boilers. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2022;22(3):140. <http://doi.org/10.1007/s43452-022-00468-8>
6. Dak G., Khanna N., Pandey C. Study on narrow gap welding of martensitic grade P92 and austenitic grade AISI 304L SS steel for ultra-supercritical power plant application. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2022;23(1):14. <https://doi.org/10.1007/s43452-022-00540-3>
7. Brentrup G.J., Snowden B.S., DuPont J.N., Grenestedt J.L. Design considerations of graded transition joints for welding dissimilar alloys. *Welding Journal*. 2012;91:252–259.
8. Orzolek S., DuPont J., Siefert J. Microstructural evolution of dissimilar metal welds involving grade 91. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020;51(5):2222–2238. <http://doi.org/10.1007/s11661-020-05715-2>
9. Du Pont J., Babu S., Feng Z. *Development of novel functionally graded transition joints for improving the creep strength of dissimilar metal welds in nuclear applications*. Report No. DOE/NEUP-14-6562. Bethlehem, PA (United States): Lehigh Univ., 2018.
10. Dak G., Pandey C. Experimental investigation on microstructure, mechanical properties, and residual stresses of dissimilar welded joint of martensitic P92 and AISI 304L austenitic stainless steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2021;194:104536. <http://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2021.104536>
11. Sirohi S., Taraphdar P.K., Dak G., Pandey C., Sharma S.K., Goyal A. Study on evaluation of through-thickness residual stresses and microstructure-mechanical property relation for dissimilar welded joint of modified 9Cr-1Mo and SS304H steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2021;194:104557. <http://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2021.104557>

12. Kumar R., Varma A., Kumar Y.R., Neelakantan S., Jain J. Enhancement of mechanical properties through modified post-weld heat treatment processes of T91 and Super304H dissimilar welded joint. *Journal of Manufacturing Processes*. 2022;78:59–70. <http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.04.008>
13. DuPont J.N. Microstructural evolution and high temperature failure of ferritic to austenitic dissimilar welds. *International Materials Reviews*. 2012;57(4):208–234. <http://doi.org/10.1179/1743280412Y.0000000006>
14. Sirohi S., Pandey C., Goyal A. Role of the Ni-based filler (IN625) and heat-treatment on the mechanical performance of the GTA welded dissimilar joint of P91 and SS304H steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;65:174–189. <http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.03.029>
15. Dak G., Guguloth K., Vidyarthi R.S., Fydrych D., Pandey C. Creep rupture study of dissimilar welded joints of P92 and 304L steels. *Welding in the World*. 2024;68(11):2995–3018. <http://doi.org/10.1007/s40194-024-01757-x>
16. Thakare J.G., Pandey C., Mahapatra M.M., Mulik R.S. An assessment for mechanical and microstructure behavior of dissimilar material welded joint between nuclear grade martensitic P91 and austenitic SS304 L steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;48:249–259. <http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.10.002>
17. Dak G., Pandey C. Microstructure anomaly during welding and its influence on the mechanical properties of dissimilar weldments of P92 martensitic steel and AISI 304L austenitic stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2022;80:829–851. <http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.06.048>
18. Rathore S., Kumar A., Sirohi S., Pandey S.M., Gupta A., Fydrych D., Pandey C. Advanced ultra super critical power plants: role of buttering layer. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2024;134(11):5021–5064. <http://doi.org/10.1007/s00170-024-14469-9>
19. Dak G., Singh V., Kumar A., Sirohi S., Bhattacharyya A., Pandey C., Pandey S.M. Microstructure and mechanical behaviour study of the dissimilar weldment of 'IN82 buttered' P92 steel and AISI 304L steel for ultra super critical power plants. *Materials Today Communications*. 2023;37:107552. <http://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.107552>
20. Surkar H.S., Kumar A., Sirohi S., Pandey S.M., Świerczyńska A., Fydrych D., Pandey C. A dissimilar welded joint of grade 92 steel and AISI 304L steel obtained using IN82 buttering and IN617 filler: relationship of microstructure and mechanical properties. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2024;24(2):109. <http://doi.org/10.1007/s43452-024-00920-x>
21. Bhanu V., Gupta A., Pandey C. Role of A-TIG process in joining of martensitic and austenitic steels for ultra-supercritical power plants-a state of the art review. *Nuclear Engineering and Technology*. 2022;54(8):2755–2770. <http://doi.org/10.1016/j.net.2022.03.003>
22. Sharma P., Dwivedi D.K. A-TIG welding of dissimilar P92 steel and 304H austenitic stainless steel: Mechanisms, microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;44:166–178. <http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.06.003>
23. Kulkarni A., Dwivedi D.K., Vasudevan M. Dissimilar metal welding of P91 steel-AISI 316L SS with Incoloy 800 and Inconel 600 interlayers by using activated TIG welding process and its effect on the microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019;274:116280. <http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116280>
24. Kulkarni A., Dwivedi D.K., Vasudevan M. A Functionally Graded Joint between P91 Steel and AISI 316L SS. *Welding Journal*. 2021;100:269–280.
25. Malik R., Dwivedi D.K. Influence of Inconel 625 Interlayer on the Development of Functionally Graded Weld Joints Between Ferritic/Martensitic Steel and Austenitic Stainless Steel via Activated Tungsten Inert Gas Welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2026;35:9614–9631. <http://doi.org/10.1007/s11665-025-12355-3>
26. Malik R., Dwivedi D.K. Influence of nickel-based interlayers on mechanical, corrosion, and thermal fatigue performance of functionally graded weld joints between P91 steel and SS304. *Materials Chemistry and Physics*. 2025;348(1):131602. <http://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2025.131602>
27. Sharma P., Dwivedi D.K. Comparative study of activated flux-GTAW and multipass-GTAW dissimilar P92 steel-304H ASS joints. *Materials and Manufacturing Processes*. 2019;34(11):1195–1204. <http://doi.org/10.1080/10426914.2019.1605175>
28. Sonar T., Ivanov M., Trofimov E., Tingaev A., Suleymanova I. An overview of microstructure, mechanical properties and processing of high entropy alloys and its future perspectives in aero engine applications. *Materials Science for Energy Technologies*. 2024;7:35–60. <http://doi.org/10.1016/j.mset.2023.07.004>

29. Sonar T., Ivanov M., Trofimov E., Tingaev A., Suleymanova I. A comprehensive review on fusion welding of high entropy alloys-processing, microstructural evolution and mechanical properties of joints. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*. 2024;7(1):122–183.
<http://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2023.06.003>
30. Azhari-Saray H., Sarkari-Khorrami M., Nadeimi-Babahadi A., Kashani-Bozorg S.F. Dissimilar resistance spot welding of 6061-T6 aluminum alloy/St-12 carbon steel using a high entropy alloy interlayer. *Intermetallics*. 2020;124:106876.
<http://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106876>
31. Zheng M., Yang J., Jiang Q., Chen Y., Xie J., Zeng Y., Zhang H. Improving the strength and ductility of laser dissimilar Al/steel joints by controlling the melting of porous high entropy alloy interlayer. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;942:148696.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148696>
32. Wang H., Xie J., Chen Y., Liu W., Zhong W. Effect of CoCrFeNiMn high entropy alloy interlayer on microstructure and mechanical properties of laser-welded NiTi/304 SS joint. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;18:1028–1037.
<http://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.022>
33. Liu D., Wang J., Xu M., Jiao H., Tang Y., Li D., Han S. Evaluation of dissimilar metal joining of aluminum alloy to stainless steel using the filler metals with a high-entropy design. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020;58:500–509.
<http://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.031>
34. Kang Z., Yu W., Ren B., Wang G., Yao P. Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar aluminum/steel joints fabricated using high entropy alloy as interlayer. *Materials Characterization*. 2024;216:114278.
<http://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114278>
35. Sonar T., Ivanov M., Shcherbakov I., Trofimov E., Khasanova E., Cheepu M., Liu K. Enhancing welding productivity and mitigation of distortion in dissimilar welding of Ferritic-Martensitic steel and Austenitic stainless steel using robotic A-TIG welding process. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2024;8(6):283.
<http://doi.org/10.3390/jmmp8060283>
36. Sonar T., Ivanov M., Shcherbakov I., Okulov A., Shaburova N., Liu K., Khasanova E., Samoilovskikh P. Effect of activated flux GTAW with Al-CoCrFeNi2.1 eutectic high entropy alloy interlayer on microstructure and mechanical properties of dissimilar P91/304 L steel joints. *Journal of Materials Processing Technology*. 2025;340:118873.
<http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2025.118873>
37. Sonar T., Ivanov M., Shcherbakov I., Okulov A., Shaburova N., Trofimov E., Tingaev A., Samoilov S., Khasanova E., Alruhaimi A. Unveiling the Influence of A-TIG Welding with AlCoFeCrNi2.1 EHEA Intermediate Layer on PWHT Performance of 9Cr-1Mo-V/304L Steel Dissimilar Joints for Next-Generation Power Plants. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2026;57(1):267–298.
<http://doi.org/10.1007/s11661-025-08034-6>
38. Sonar T., Ivanov M., Shaburova N., Samoilov S., Okulov A. Tensile properties of dissimilar martensitic steel/austenitic stainless steel joints at 450° C fabricated via flux-assisted TIG welding with EHEA interlayer. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2026:1–13.
<http://doi.org/10.1080/00084433.2026.2690853>
39. Meyers M.A., Chawla K.K. *Mechanical behavior of materials*. 2nd ed. Cambridge, United Kingdom: Cambridge University Press; 2009.
40. Hertzberg R.W., Vinci R.P., Hertzberg J.L. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. Hoboken, NJ, United States: John Wiley & Sons; 2020.
41. Klueh R.L., Harries D.R. *High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications*. West Conshohocken, PA, United States: ASTM International; 2001.
42. Keller C., Margulies M.M., Hadjem-Hamouche Z., Guillot I. Influence of the temperature on the tensile behaviour of a modified 9Cr–1Mo T91 martensitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2010;527(24–25):6758–6764.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.021>
43. He K., Wang Y., Wang H. Influence of dynamic strain aging on ferritic/martensitic steel and stability analysis. *Fusion Engineering and Design*. 2021;171:112581.
<http://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2021.112581>
44. Choudhary B.K. Influence of strain rate and temperature on serrated flow in 9Cr–1Mo ferritic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;564:303–309.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2012.11.104>
45. Choudhary B.K. Influence of strain rate and temperature on tensile deformation and fracture behavior of type 316L(N) austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014;45(1):302–316.
<http://doi.org/10.1007/s11661-013-1978-2>
46. Hong S.G., Lee S.B. Mechanism of dynamic strain aging and characterization of its effect

- on the low-cycle fatigue behavior in type 316L stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*. 2005;340(2-3):307–314.
<http://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.12.012>
47. Karlsen W., Ivanchenko M., Ehrnstén U., Yagodzinskyy Y., Hänninen H. Microstructural manifestation of dynamic strain aging in AISI 316 stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*. 2009;395(1-3):156–161.
<http://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2009.10.047>
48. Qin Z., Xia Y. Role of strain-induced martensitic phase transformation in mechanical response of 304L steel at different strain-rates and temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020;280:116613.
<http://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116613>
49. Jacques P.J. Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004;8(3-4):259–265.
<http://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.09.006>
50. Ranjan R., Beladi H., Hodgson P.D., Singh S.B. The mechanical properties of low alloy TRIP-aided steel: the role of retained austenite. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2021;52(10):4649–4663.
<http://doi.org/10.1007/s11661-021-06417-z>

Сведения об авторах

Тушар Мадхукар Сонар, старший научный сотрудник, кафедры сварочного оборудования и технологий, Южно-Уральского государственного университета (Национального исследовательского университета)
E-mail: tushar.sonar77@gmail.com / sonart@susu.ru
ORCID: 0000-0002-3997-5337
SPIN-код: 8545-0893

Information about the authors:

Tushar Madhukar Sonar, Ph.D. Manufacturing Engineering (Welding), Senior Researcher, Department of Welding Equipment and Technology, South Ural State University (National Research University)
E-mail: tushar.sonar77@gmail.com / sonart@susu.ru
ORCID: 0000-0002-3997-5337
SPIN-код: 8545-0893

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 23.07.2026

После доработки 10.08.2026

Принята к публикации 24.08.2026

Received 23.07.2026

Revised 10.08.2026

Accepted 24.08.2026

Оригинальная статья

УДК 621.74:669.018.9

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-79-89

**СТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ГИБРИДНЫХ
АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ
КРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

© 2026 г. Д. В. Рева¹, Е. С. Прусов^{1, 2}, В. Б. Деев^{1, 2, 3}

¹Владимирский государственный университет им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых (600000, Россия, Владимир, ул. Горького, 87)

²Московский политехнический университет (107023, Россия, Москва, ул. Большая Семеновская, 38)

³Сибирский государственный индустриальный университет (654007, Россия, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Перспективным подходом к управлению структурой литых алюмоматричных композитов на основе псевдобинарной системы $Al - Mg_2Si$ является гибридное армирование, основанное на управляемом формировании эндогенных фаз кристаллизационного и реакционного происхождения. Исследовано влияние содержания титана и теплофизических условий кристаллизации на структуру и трибологическое поведение композиционных материалов гибридного состава $Al - 15 \% Mg_2Si - xTi$, где $x = 1, 3$ и 5 мас. %. Установлено, что увеличение содержания титана сопровождается усложнением гетерофазной структуры материала, возрастанием количества дисперсных титаносодержащих частиц реакционного происхождения (преимущественно фаза Al_3Ti) и изменением морфологии и распределения первичных кристаллов Mg_2Si . При литье композитов в медную изложницу (по сравнению со стальной) формируется более дисперсная структура с меньшей выраженностью локальных скоплений частиц. Трибологические испытания опытных материалов проводили по схеме неподвижный шарик – вращающийся диск в паре со сталью в условиях сухого трения скольжения. При содержании $1 \% Ti$ коэффициент трения характеризуется выраженными флуктуациями и высокими пиками на стадии приработки, тогда как при 3 и $5 \% Ti$ переход к установившемуся режиму происходит быстрее, в то время как амплитуда флуктуаций снижается. Средние значения коэффициента трения после приработки находились преимущественно в диапазоне $0,32 - 0,37$ и не демонстрировали однонаправленной зависимости от условий кристаллизации. Показано, что увеличение содержания титана в гибридных алюмоматричных композитах $Al - Mg_2Si - Ti$ преимущественно способствует повышению стабильности фрикционного взаимодействия с контртелом. Полученные результаты расширяют представления о взаимосвязи состава, условий кристаллизации, структурного состояния и трибологического поведения литых композиционных материалов с гибридным армированием.

Ключевые слова: литые алюмоматричные композиты, гибридное армирование, силицид магния, условия кристаллизации, микроструктура, трибологические свойства, коэффициент трения

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания в сфере научной деятельности Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема FZUN-2024-0004, госзадание ВлГУ).

Для цитирования: Рева Д.В., Прусов Е.С., Деев В.Б. Структура и трибологическое поведение гибридных алюмоматричных композитов при различных условиях кристаллизации. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):79–89. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-79-89](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-79-89)

Original article

STRUCTURE AND TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF HYBRID ALUMINUM MATRIX COMPOSITES UNDER DIFFERENT SOLIDIFICATION CONDITIONS

© 2026 D. V. Reva¹, E. S. Prusov^{1, 2}, V. B. Deev^{1, 2, 3}

¹Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs (87 Gorky St., Vladimir, 600000, Russian Federation)

²Moscow Polytechnic University (38 Bolshaya Semyonovskaya St., Moscow, 107023, Russian Federation)

³Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. A promising approach to controlling the structure of cast aluminum matrix composites based on the pseudo-binary Al – Mg₂Si system is hybrid reinforcement, which is based on the controlled formation of endogenous phases of crystallization and reaction origin. The effect of titanium content and thermal crystallization conditions on the structure and tribological behavior of composite materials of the hybrid composition Al – 15 % Mg₂Si – xTi, where $x = 1, 3$, and 5 wt. %, was studied. It was found that an increase in titanium content is accompanied by a complication of the heterophase structure of the material, an increase in the number of dispersed titanium-containing particles reaction origin (mainly the Al₃Ti phase) and a change in the morphology and distribution of primary MgSi crystals. When composites are cast into a copper mold (compared to a steel one), a more dispersed structure is formed, with less pronounced local clusters of particles. Tribological tests of the experimental materials were carried out using the fixed ball – rotating disk scheme in combination with steel under dry sliding friction conditions. With a 1 % Ti content, the friction coefficient is characterized by pronounced fluctuations and high peaks during the running-in stage, whereas at 3 and 5 % Ti, the transition to the steady-state mode occurs faster, while the amplitude of the fluctuations decreases. The average values of the friction coefficient after running-in were predominantly in the range of 0.32 – 0.37 and did not demonstrate a unidirectional dependence on the crystallization conditions. It has been shown that an increase in the titanium content in hybrid aluminum-matrix composites Al – Mg₂Si – Ti primarily contributes to an increase in the stability of the friction interaction with the counterbody. The obtained results expand the understanding of the relationship between the composition, crystallization conditions, structural state, and tribological behavior of cast composite materials with hybrid reinforcement.

Keywords: cast aluminum matrix composites, hybrid reinforcement, magnesium silicide, solidification conditions, microstructure, tribological properties, coefficient of friction

Funding. The research was carried out within the state assignment in the field of scientific activity of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme FZUN-2024-0004, state assignment of the VISU).

For citation: Reva D.V., Prusov E.S., Deev V.B. Structure and tribological behavior of hybrid aluminum matrix composites under different solidification conditions. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):79–89. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-79-89](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-79-89)

Введение

Современное развитие машиностроения и других высокотехнологичных отраслей промышленности сопровождается непрерывным повышением требований к материалам, работающим в условиях повышенных нагрузок и интенсивного изнашивания [1]. В частности, наряду с необходимостью снижения массы машин и механизмов возрастает потребность в обеспечении высокой эксплуатационной надежности и увеличении ресурса работы узлов трения [2]. В этой связи значительный интерес представляют

литые алюмоматричные композиционные материалы, свойства и характеристики которых могут целенаправленно варьироваться за счет ввода или формирования в металлической матрице дисперсных высокомодульных тугоплавких частиц армирующей фазы [3; 4]. Перспективным с технологической точки зрения является эндогенное армирование, при котором упрочняющие фазы образуются непосредственно в матричном расплаве в процессе кристаллизации или в результате протекания химических реакций между компонентами [5 – 7]. По сравнению с традици-

онными экзогенно-армированными композитами такие материалы характеризуются более высокой термодинамической стабильностью, меньшей склонностью к агломерации армирующих частиц и прочной адгезионной связью на межфазных границах [8].

Особое внимание в последние годы уделяется созданию литых композиционных материалов с армирующими фазами кристаллизационного происхождения, в частности, на основе системы $\text{Al} - \text{Mg}_2\text{Si}$. В заэвтектической области составов (более 13,9 мас. % Mg_2Si) их структура характеризуется присутствием первичных кристаллов Mg_2Si и псевдобинарной эвтектики ($\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$) [9]. Интерес к Mg_2Si как армирующей фазе обусловлен благоприятным сочетанием низкой плотности ($\sim 1,99 \text{ г/см}^3$), высокого модуля упругости ($\sim 120 \text{ ГПа}$) и твердости ($\sim 4,5 \text{ ГПа}$), низкого коэффициента термического расширения ($\sim 7,5 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$) и достаточно высокой температуры плавления ($\sim 1085 \text{ }^\circ\text{C}$) [10]. Формирование армирующих частиц Mg_2Si в объеме матричного материала способствует повышению твердости, прочности на сжатие, износостойкости в условиях сухого и абразивного изнашивания [11; 12]. При этом механические и трибологические свойства синтезируемых композиционных материалов существенно зависят от дисперсности, морфологии и пространственного распределения частиц Mg_2Si . При отсутствии управляемых внешних воздействий на процессы кристаллизации и затвердевания первичные кристаллы Mg_2Si , как правило, формируются в виде сравнительно крупных разветвленных дендритных частиц с выраженными острыми гранями, что в конечном итоге приводит к локализации напряжений, образованию трещин и выкрашиванию при контактном нагружении [13]. В связи с этим современные исследования литых алюмоматричных композитов системы $\text{Al} - \text{Mg}_2\text{Si}$ ориентированы преимущественно на разработку способов управления процессами зарождения и роста эндогенных частиц армирующей фазы [14 – 17].

Одним из наиболее разработанных подходов к решению этой задачи является модифицирование расплава малыми добавками элементов, способных изменять условия кристаллизации фазы Mg_2Si . Проведенные ранее исследования показали перспективность использования добавок щелочных, щелочноземельных и редкоземельных металлов для изменения размеров и морфологии первичных кристаллов Mg_2Si и псевдобинарной эвтектики [18 – 20]. Дальнейшее развитие подходов к управлению структурой и свойствами материалов на основе системы $\text{Al} - \text{Mg}_2\text{Si}$ связано, в частности, с переходом к

созданию композитов гибридного состава путем целенаправленного формирования нескольких эндогенных армирующих фаз различной природы, в том числе кристаллизационного и реакционного происхождения. Ранее была обоснована и экспериментально подтверждена принципиальная возможность получения литых алюмоматричных композитов системы $\text{Al} - \text{Mg} - \text{Si} - \text{Ti}$ с совместным эндогенным формированием частиц Mg_2Si и Al_3Ti в условиях одностадийного технологического процесса [21; 22]. Вместе с тем, закономерности формирования структуры и свойств таких материалов остаются изученными недостаточно. Особый интерес представляет установление взаимосвязей между содержанием титана как прекурсора для армирующих фаз реакционного происхождения, теплофизическими условиями кристаллизации, структурно-морфологическими особенностями формирующегося комплекса эндогенных армирующих фаз и трибологическим поведением материала.

В связи с этим целью настоящей работы являлось исследование влияния содержания титана и условий кристаллизации на структуру и трибологическое поведение литых алюмоматричных композиционных материалов гибридного состава $\text{Al} - 15 \text{ \% } \text{Mg}_2\text{Si} - x\text{Ti}$ ($x = 1 - 5 \text{ мас. \%}$).

Методика исследований

Экспериментальные композиции получали непосредственным сплавлением первичных металлов: алюминия (более 99,99 % Al), магния (более 99,9 % Mg) и кремния (более 99,0 % Si). Для формирования титансодержащих армирующих фаз реакционного происхождения использовали порошок титана марки ПТМ-1 (более 99,5 % Ti) фракции 50 мкм. Содержание Mg и Si задавали в стехиометрическом соотношении, соответствующем номинальному содержанию 15 мас. % Mg_2Si . Плавку вели в графитовых тиглях емкостью до 1 кг (по алюминию) в шахтной электропечи сопротивления GRAFICARBO. Вначале в тигле расплавляли алюминий, затем при температуре $800 \text{ }^\circ\text{C}$ в расплав последовательно вводили кремний и магний (в кусковом виде), а затем титановый порошок (в виде компактных брикетов, завернутых в алюминиевую фольгу). После введения каждого компонента расплав перемешивали графитовым стержнем. Полученный расплав выдерживали в течение 30 мин при температуре $850 \text{ }^\circ\text{C}$ для протекания реакций взаимодействия между компонентами, после чего снимали шлак, повторно перемешивали и разливали при температуре $720 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в металлические изложницы без их предварительного подогрева.

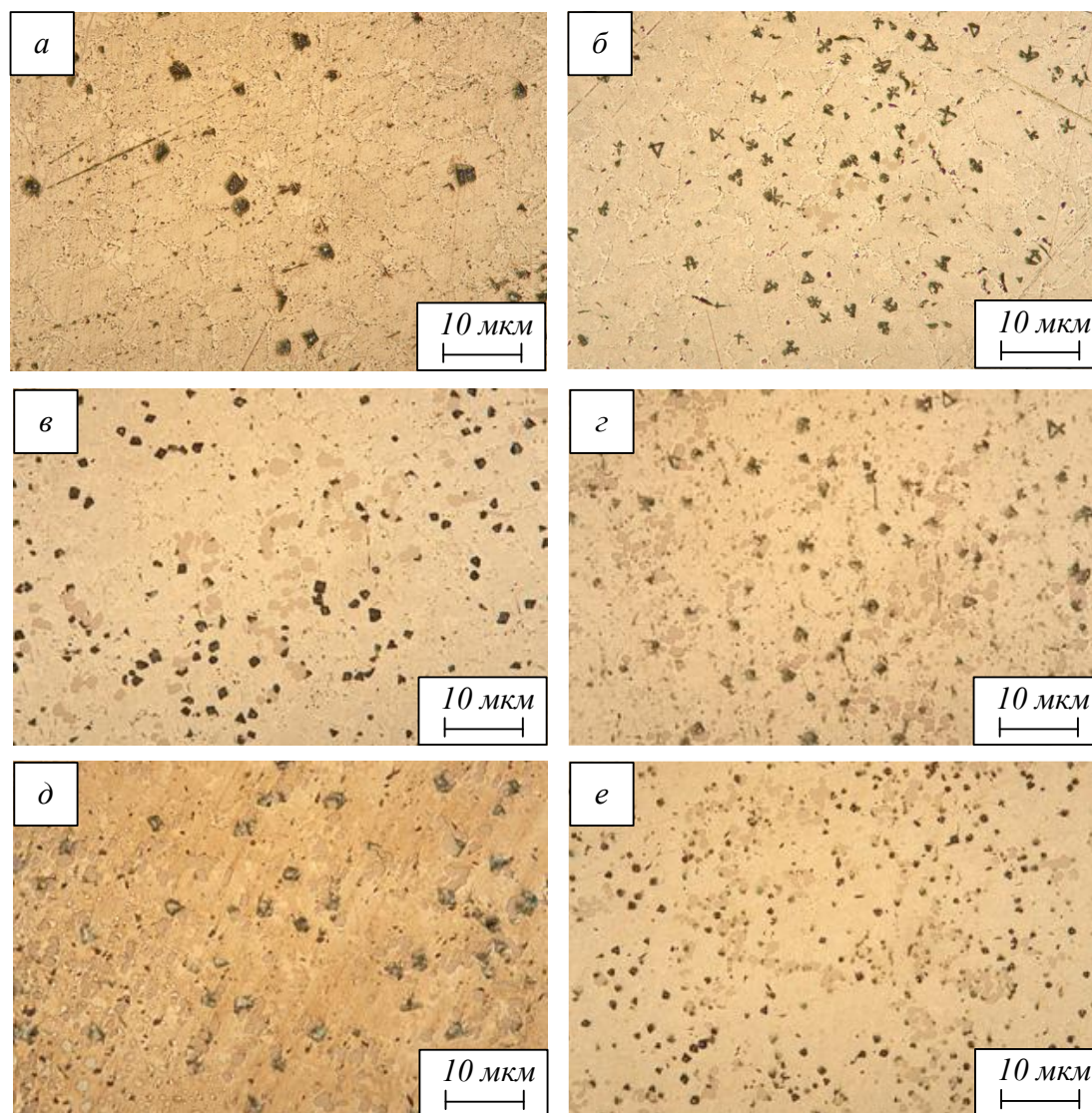


Рис. 1. Микроструктура аломатричных композиционных материалов системы Al – 15 % Mg₂Si – Ti с 1 (а, б), 3 (в, г) и 5 % Ti (д, е) при литье в стальную (а, в, д) и медную (б, г, е) изложницы

Fig. 1. Microstructure of aluminum matrix composite materials of the Al – 15 % Mg₂Si – Ti system containing 1 (а, б), 3 (в, г) and 5 % Ti (д, е) cast in steel (а, в, д) and copper (б, г, е) molds

Для оценки влияния теплофизических условий кристаллизации часть расплава разливали в стальные изложницы диаметром 20 мм и высотой 100 мм, другую часть в медные изложницы аналогичного размера. Образцы для металлографических исследований вырезали на расстоянии 15 мм от нижнего торца литых заготовок. Подготовку металлографических шлифов осуществляли на полировально-шлифовальной машине Полилаб П22М. Исследования микроструктуры проводили на нетравленных шлифах, снятых в центральной части образца, с помощью инвертированного металлографического микроскопа ICX41M-1 (МИМ-43).

Сравнительные трибологические испытания материалов проводили по схеме неподвижный шарик (контртело) – вращающийся диск (образец) на трибометре TRB при нормальной нагрузке 10 Н и линейной скорости 20 см/с в условиях

сухого трения скольжения. В качестве контртела использовали шарик из стали ШХ15 диаметром 6 мм. Значения коэффициента трения фиксировали в непрерывном режиме в зависимости от длины пройденного пути трения (300 м).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены микроструктуры нетравленных шлифов литых композитов Al – 15 % Mg₂Si – xTi (x = 1, 3, 5 мас. %). Во всех исследованных образцах наблюдается выраженная гетерофазная структура, содержащая на фоне алюминиевой матрицы дисперсные частицы различной морфологии и оптического контраста. Темные частицы имеют преимущественно угловатую, полигональную и в отдельных случаях неправильную фасетированную форму, характерную для первичных кристаллов Mg₂Si. Наряду с ними, особенно при содержании 3 и 5 %

титана, отчетливо выявляется популяция более светлых компактных частиц округлой или блочной формы, образование которых может быть связано с формированием титансодержащих интерметаллидных фаз реакционного происхождения (преимущественно Al_3Ti [22]).

В образце с 1 % Ti, полученном при кристаллизации в стальной изложнице (рис. 1, а), армирующая фаза Mg_2Si представлена сравнительно немногочисленными, но относительно крупными кристаллами с выраженной огранкой, распределенными по площади шлифа неравномерно. Переход к медной изложнице (рис. 1, б) сопровождается заметным изменением структурно-морфологических характеристик: размер частиц уменьшается, их число на единицу площади возрастает, а распределение становится более равномерным; преобладают компактные полигональные и треугольные формы. Визуально наблюдаются также отдельные светлые включения титансодержащих фаз.

Повышение содержания титана до 3 % сопровождается заметным усложнением гетерофазной структуры (рис. 1, в, г). В образце, полученном в стальной изложнице (рис. 1, в), отчетливо выделяются две морфологически различающиеся группы частиц: темные фасетированные кристаллы и более светлые компактные выделения преимущественно округлой формы. По сравнению с композицией, содержащей 1 % Ti, количество дисперсных структурных составляющих существенно возрастает. Одновременно для отдельных участков характерно образование локальных скоплений более светлой фазы. При кристаллизации того же состава в медной изложнице (рис. 1, г) обе группы частиц становятся более дисперсными, уменьшается доля сравнительно крупных выделений и выраженность локальной структурной неоднородности.

При дальнейшем увеличении содержания титана до 5 % различия между условиями кристаллизации проявляются особенно отчетливо. В образце из стальной изложницы (рис. 1, д) наблюдается высокая насыщенность структуры вторыми фазами. Более светлые частицы многочисленны и местами образуют группы и скопления; отдельные выделения имеют сравнительно крупные размеры и сложную форму. Одновременно сохраняются темные компактные частицы, распределенные в объеме алюминиевой матрицы. Использование медной изложницы при литье композитов с 5 % Ti (рис. 1, е) в значительной степени подавляет обозначенные процессы укрупнения фаз. Структура материалов при этом характеризуется большим числом мелких темных фасетированных частиц и более дисперсными светлыми выделениями. Их рас-

пределение по площади шлифа в целом становится более равномерным, а характерный размер локальных скоплений уменьшается.

Отметим, что измельчение кристаллов Mg_2Si в присутствии добавки титана может быть обусловлено формированием дисперсных титансодержащих алюминидных (Al_3Ti) и силицидных (Ti_5Si_3 , TiSi_2 , Ti_5Si_4) фаз, служащих центрами гетерогенного зарождения Mg_2Si [23].

На рис. 2 представлены зависимости коэффициента трения от пройденного пути для композиционных материалов Al – 15 % Mg_2Si с различным содержанием титана, полученных литьем в стальную и медную изложницы. Для всех исследованных составов характерно наличие начального нестационарного участка, соответствующего стадии приработки контактирующих поверхностей, после которого коэффициент трения выходит на относительно устойчивый уровень.

Наиболее выраженный нестационарный характер фрикционного взаимодействия с контртелом наблюдается для материалов с содержанием 1 % Ti (рис. 2, а, б). На начальном участке испытания коэффициент трения кратковременно достигает значений порядка 0,8 – 1,0, после чего быстро снижается приблизительно до 0,3 – 0,4. Вместе с тем, после завершения основной стадии приработки сохраняются заметные кратковременные флуктуации коэффициента трения и отдельные локальные выбросы. При увеличении содержания титана до 3 и 5 % (рис. 2, в – е) амплитуда начального максимума и последующих флуктуаций существенно уменьшается, а переход к относительно устойчивому режиму происходит быстрее. При этом средние значения коэффициента трения в установившемся режиме для исследованных композиций различаются значительно слабее и в основном находятся в диапазоне 0,32 – 0,37. Таким образом, основное влияние повышения содержания титана проявляется не столько в снижении среднего значения коэффициента трения, сколько в повышении стабильности фрикционного взаимодействия в паре со сталью в условиях сухого трения. Наиболее заметное изменение характера кривых происходит при увеличении содержания титана от 1 до 3 %, тогда как дальнейшее повышение его содержания до 5 % не приводит к сопоставимому дополнительному снижению среднего коэффициента трения. Влияние материала изложницы на среднее значение коэффициента трения выражено слабее: переход от стальной к медной изложнице не вызывает его однонаправленного изменения для всех исследованных составов добавок титана.

Повышенные значения и значительный разброс коэффициента трения на начальной стадии

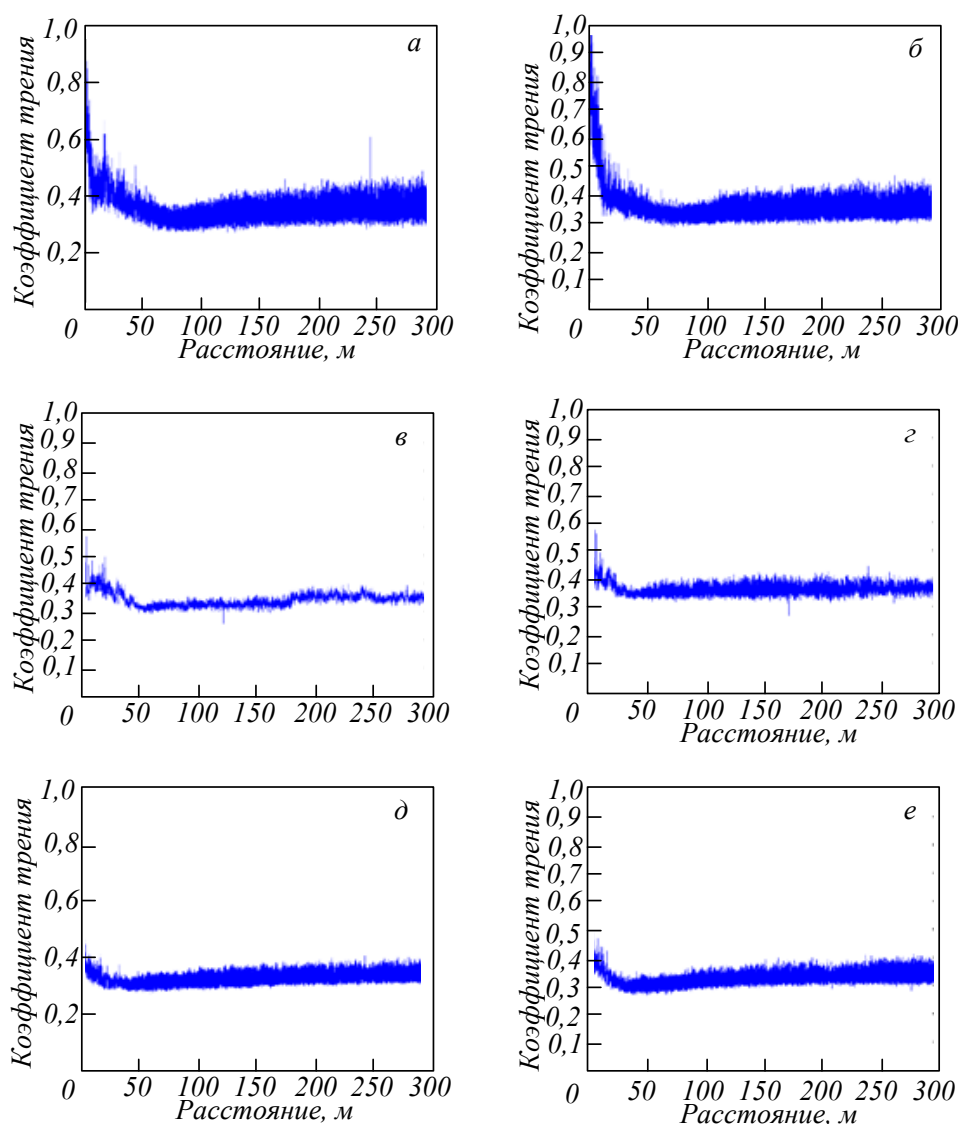


Рис. 2. Зависимости коэффициента трения от пройденного пути трения для композиционных материалов

Al – 15 % Mg_2Si – Ti с 1 (а, б), 3 (в, г) и 5 % Ti (д, е) при литье в стальную (а, в, д) и медную (б, г, е) изложницы

Fig. 2. Coefficient of friction as a function of sliding distance for composite materials of the Al – 15 % Mg_2Si – Ti system containing 1 (а, б), 3 (в, г) and 5 % Ti (д, е) cast in steel (а, в, д) and copper (б, г, е) molds

испытания связаны с приработкой контактирующих поверхностей, сопровождающейся пластическим деформированием поверхностных микронеровностей, локальным адгезионным взаимодействием, микрорезанием и образованием первых частиц износа [24 – 26]. По мере увеличения пути трения происходит изменение фактической площади контакта и формирование механически перемешанного поверхностного слоя из продуктов изнашивания и переноса материала контактирующих тел, после чего трибосистема переходит к более устойчивому режиму [27; 28]. Повышение содержания Ti сопровождается формированием титансодержащих интерметаллидных частиц и изменением морфологии и распределения Mg_2Si , что способствует перераспределению контактной нагрузки с пластичной алюминиевой матрицы на армирующие

фазы и ограничивает локальную пластическую деформацию поверхности по механизмам, известным для дискретно-армированных композиционных материалов [29 – 33]. Для литых композитов Al – Mg_2Si показано, что измельчение и более равномерное распределение Mg_2Si снижают вероятность разрушения и выкрашивания крупных частиц, которые в противном случае вовлекаются в трибоконтакт и усиливают абразивное изнашивание [12; 18]. Для исследованных композитов Al – 15 % Mg_2Si с титансодержащими интерметаллидными фазами можно предположить, что повышение дисперсности и равномерности распределения армирующих частиц способствует увеличению несущей способности поверхностного слоя и устойчивости формирующегося трибослоя, тогда как увеличение количества крупных частиц Al_3Ti может, напротив, способство-

вать его расслоению. Это позволяет, по-видимому, связать уменьшение разброса коэффициента трения при повышенных содержаниях титана с формированием более устойчивого трибоконтакта, тогда как отсутствие дальнейшего заметного улучшения при увеличении содержания титана от 3 до 5 % может свидетельствовать о достижении эффекта насыщения и частичной компенсации положительного влияния повышенной объемной доли и локальным укрупнением интерметаллидных фаз с образованием скоплений.

Выводы

Показано, что содержание титана и теплофизические условия кристаллизации оказывают существенное влияние на формирование структуры и трибологическое поведение литых алюмоматричных композиционных материалов системы Al – 15 % Mg₂Si – Ti. Увеличение содержания титана и повышение скорости охлаждения при кристаллизации сопровождается изменением морфологии, дисперсности и характера распределения структурных составляющих. Влияние теплофизических условий кристаллизации становится наиболее заметным при повышенном содержании титана. Изменения структурного состояния материала отражаются на характере фрикционного взаимодействия с контртелом и устойчивости процесса трения, при этом наиболее выраженное влияние титана проявляется в стабилизации коэффициента трения и уменьшении его флуктуаций в установившемся режиме.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhai W., Bai L., Zhou R., Fan X., Kang G., Liu Y., Zhou K. Recent progress on wear-resistant materials: designs, properties, and applications. *Advanced Science*. 2021;8(11):2003739. <https://doi.org/10.1002/advs.202003739>
2. Rojacz H., Maierhofer D., Piringer G. Environmental impact evaluation of wear protection materials. *Wear*. 2025;560-561:205612. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2024.205612>
3. Mortensen A., Llorca J. Metal matrix composites. *Annual Review of Materials Research*. 2010;40:243–270. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070909-104511>
4. Parikh V.K., Patel V., Pandya D.P., Andersson J. Current status on manufacturing routes to produce metal matrix composites: State-of-the-art. *Heliyon*. 2023;9(2):e13558. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e13558>
5. Hu K., Zou C., Wang H., Wei Z. The role of in-situ Al₃Ti formed during solidification in improving the high-temperature properties of Al–Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2024;902:146585. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146585>
6. Deev V.B., Prusov E.S., Ri E.Kh. Physical Methods of Processing the Melts of Metal Matrix Composites: Current State and Prospects. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022;63(3):292–304. <https://doi.org/10.3103/S1067821222030038>
7. Прусов Е.С., Панфилов А.А. Исследование свойств литых композиционных сплавов на основе алюминия, армированных эндогенными и экзогенными фазами. *Металлы*. 2011;(4):79–84.
8. Deev V.B., Prusov E.S., Ri E.Kh. Structural optimization of cast in-situ aluminum matrix composites: challenges and opportunities. *Non-Ferrous Metals*. 2024;(1):41–48. <https://doi.org/10.17580/nfm.2024.01.07>
9. Safary E., Taghiabadi R., Ghoncheh M.H. Mechanical properties of Al–15Mg₂Si composites prepared under different solidification cooling rates. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2022;29(6):1249–1260. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2244-4>
10. Zhu X., Yang H., Dong X., Ji S. The effects of varying Mg and Si levels on the microstructural inhomogeneity and eutectic Mg₂Si morphology in die-cast Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*. 2019;54:5773–5787. <https://doi.org/10.1007/s10853-018-03198-6>
11. Biswas P., Mandal D., Mondal M.K. Compressive failure analysis of in-situ Al–Mg₂Si composites: experiment and finite element modeling. *Engineering Fracture Mechanics*. 2023;277:108986. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2022.108986>
12. Özkan T., Tütük I., Acar S., Gecü R., Güler K.A. Microstructural, hardness, and wear properties of Mg₂Si-reinforced Al matrix in-situ composites produced by low superheat casting. *Materials Today Communications*. 2024;38:107937. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.107937>
13. Akrami A., Nasiri N., Kulish V. Fractal dimension analysis of Mg₂Si particles of Al – 15 % Mg₂Si composite and its relationships to mechanical properties. *Results in Materials*. 2020;7:100118. <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2020.100118>
14. Jin Y., Fang H., Wang S., Chen R., Su Y., Guo J. Effects of Eu modification and heat treatment on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–Mg₂Si composites. *Materials*

- Science and Engineering: A.* 2022;831:142227. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142227>
15. Hesami L., Taghiabadi R., Ghoncheh M.H. Study on the modification effect of copper on Al–15Mg₂Si composite. *Materials Chemistry and Physics.* 2022;276:125323. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.125323>
 16. Yang X., Jiang B., Wang Y., Xu H., Hu M., Guo Y. Refining mechanism of primary Mg₂Si and wear resistance in Al–15%Mg₂Si composites by TiB₂ particles addition. *Materials Letters.* 2025;381:137778. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137778>
 17. Ashkvary S., Shabestari S.G., Yavari F. Effect of Cooling Rate on the Microstructure and Solidification Characteristics of Al–20%Mg₂Si In Situ Composites Using Computer-Aided Thermal Analysis Technique. *International Journal of Metalcasting.* 2023;17:322–333. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00771-3>
 18. Wu X.-F., Zhang G.-G., Wu F.-F. Microstructure and dry sliding wear behavior of cast Al – Mg₂Si in-situ metal matrix composite modified by Nd. *Rare Metals.* 2013;32(3):284–289. <https://doi.org/10.1007/s12598-013-0030-4>
 19. Ghandvar H., Jabbar K.A., Idris M.H., Ahmad N., Jahare M.H., Rahimian Koloor S.S., Petru M. Influence of barium addition on the formation of primary Mg₂Si crystals from Al – Mg – Si melts. *Journal of Materials Research and Technology.* 2021;11:448–465. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.051>
 20. Деев В.Б., Прусов Е.С., Ри Э.Х., Шабалдин И.В. Влияние натрия на структуру и свойства алюмоматричных композиционных материалов на основе псевдобинарной эвтектики. *Цветные металлы.* 2024;(5):50–56. <https://doi.org/10.17580/tsm.2024.05.05>
 21. Prusov E., Deev V., Mei S. Thermodynamic assessment of the Al – Mg – Si – Ti phase diagram for metal matrix composites design. *Materials Today: Proceedings.* 2019;19(Pt. 5):2005–2008. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.061>
 22. Prusov E., Deev V., Rakhuba E. Aluminum matrix in-situ composites reinforced with Mg₂Si and Al₃Ti. *Materials Today: Proceedings.* 2019;11(Pt. 1):386–391. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.01.001>
 23. Рева Д.В., Прусов Е.С., Деев В.Б. Формирование структуры и фазового состава литых псевдозвтектических алюмоматричных композиционных материалов с гибридным армированием. *Известия ВолгГТУ.* 2026;7(314):12–21.
 24. Khonsari M.M., Ghatrehsamani S., Akbarzadeh S. On the running-in nature of metallic tribo-components: a review. *Wear.* 2021;474-475:203871. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203871>
 25. Westlund V., Heinrichs J., Jacobson S. On the role of material transfer in friction between metals: initial phenomena and effects of roughness and boundary lubrication in sliding between aluminium and tool steels. *Tribology Letters.* 2018;66:97. <https://doi.org/10.1007/s11249-018-1048-4>
 26. Cao H.M., Zhou X., Li X.Y., Lu K. Friction mechanism in the running-in stage of copper: from plastic deformation to delamination and oxidation. *Tribology International.* 2017;115:3–7. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.05.027>
 27. Prusov E.S., Deev V.B., Aborkin A.V., Ri E.Kh., Rakhuba E.M. Structural and Morphological Characteristics of the Friction Surfaces of In-Situ Cast Aluminum Matrix Composites. *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* 2021;15(6):1332–1337. <https://doi.org/10.1134/S1027451021060410>
 28. Pillari L.K., Lessoway K., Bichler L. Reciprocating dry sliding friction and wear behavior of B319 aluminum alloy-graphene composites. *Tribology International.* 2024;192:109334. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2024.109334>
 29. Wang Y., Zhang J. A review of the friction and wear behavior of particle-reinforced aluminum matrix composites. *Lubricants.* 2023;11(8):317. <https://doi.org/10.3390/lubricants11080317>
 30. Wang Y., Jiang Z., Li Q., Chen D., Jiao J. Microstructure and dry sliding wear mechanism of in situ hybrid TiC–Al₃Ti reinforced aluminum matrix composite. *Journal of Materials Science.* 2025;60:11132–11146. <https://doi.org/10.1007/s10853-025-11091-2>
 31. Murugabalaji V., Rout M., Sahoo B.N. Wear behaviour analysis of thermo-mechanically processed AA7075 and AA7075/SiC/Graphite composite. *Materials Chemistry and Physics.* 2024;327:129890. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2024.129890>
 32. Shetty A., Bhat T., Hegde A., Sharma S., Prabhu R. Dry sliding wear behavior of SiC-reinforced Al-Si eutectic metal matrix composite. *Scientific Reports.* 2025;15:42587. <https://doi.org/10.1038/s41598-025-26489-w>
 33. Vu X.-T., Nguyen Van H., Tran V.-T., Doan D.-Q. Mechanical characteristics and deformation behavior of Al polycrystal reinforced with SiC

particles. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2023;183:111617.
<https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2023.111617>

REFERENCES

- Zhai W., Bai L., Zhou R., Fan X., Kang G., Liu Y., Zhou K. Recent progress on wear-resistant materials: designs, properties, and applications. *Advanced Science*. 2021;8(11):2003739. <https://doi.org/10.1002/advs.202003739>
- Rojacz H., Maierhofer D., Piringer G. Environmental impact evaluation of wear protection materials. *Wear*. 2025;560-561:205612. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2024.205612>
- Mortensen A., Llorca J. Metal matrix composites. *Annual Review of Materials Research*. 2010;40:243–270. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070909-104511>
- Parikh V.K., Patel V., Pandya D.P., Andersson J. Current status on manufacturing routes to produce metal matrix composites: State-of-the-art. *Heliyon*. 2023;9(2):e13558. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e13558>
- Hu K., Zou C., Wang H., Wei Z. The role of in-situ Al₃Ti formed during solidification in improving the high-temperature properties of Al–Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2024;902:146585. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146585>
- Deev V.B., Prusov E.S., Ri E.Kh. Physical Methods of Processing the Melts of Metal Matrix Composites: Current State and Prospects. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022;63(3):292–304. <https://doi.org/10.3103/S1067821222030038>
- Prusov E.S., Panfilov A.A. Study of the properties of cast composite alloys based on aluminum, reinforced with endogenic and exogenic phases. *Metally*. 2011;(4):79–84. (In Russ.).
- Deev V.B., Prusov E.S., Ri E.Kh. Structural optimization of cast in-situ aluminum matrix composites: challenges and opportunities. *Non-Ferrous Metals*. 2024;(1):41–48. <https://doi.org/10.17580/nfm.2024.01.07>
- Safary E., Taghiabadi R., Ghoncheh M.H. Mechanical properties of Al–15Mg₂Si composites prepared under different solidification cooling rates. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2022;29(6):1249–1260. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2244-4>
- Zhu X., Yang H., Dong X., Ji S. The effects of varying Mg and Si levels on the microstructural inhomogeneity and eutectic Mg₂Si morphology in die-cast Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*. 2019;54:5773–5787. <https://doi.org/10.1007/s10853-018-03198-6>
- Biswas P., Mandal D., Mondal M.K. Compressive failure analysis of in-situ Al–Mg₂Si composites: experiment and finite element modeling. *Engineering Fracture Mechanics*. 2023;277:108986. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2022.108986>
- Özkan T., Tütük I., Acar S., Gecü R., Güler K.A. Microstructural, hardness, and wear properties of Mg₂Si-reinforced Al matrix in-situ composites produced by low superheat casting. *Materials Today Communications*. 2024;38:107937. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.107937>
- Akrami A., Nasiri N., Kulish V. Fractal dimension analysis of Mg₂Si particles of Al – 15 % Mg₂Si composite and its relationships to mechanical properties. *Results in Materials*. 2020;7:100118. <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2020.100118>
- Jin Y., Fang H., Wang S., Chen R., Su Y., Guo J. Effects of Eu modification and heat treatment on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–Mg₂Si composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;831:142227. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142227>
- Hesami L., Taghiabadi R., Ghoncheh M.H. Study on the modification effect of copper on Al–15Mg₂Si composite. *Materials Chemistry and Physics*. 2022;276:125323. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.125323>
- Yang X., Jiang B., Wang Y., Xu H., Hu M., Guo Y. Refining mechanism of primary Mg₂Si and wear resistance in Al – 15 % Mg₂Si composites by TiB₂ particles addition. *Materials Letters*. 2025;381:137778. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137778>
- Ashkvary S., Shabestari S.G., Yavari F. Effect of Cooling Rate on the Microstructure and Solidification Characteristics of Al – 20 % Mg₂Si In Situ Composites Using Computer-Aided Thermal Analysis Technique. *International Journal of Metalcasting*. 2023;17:322–333. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00771-3>
- Wu X.-F., Zhang G.-G., Wu F.-F. Microstructure and dry sliding wear behavior of cast Al – Mg₂Si in-situ metal matrix composite modified by Nd. *Rare Metals*. 2013;32(3):284–289. <https://doi.org/10.1007/s12598-013-0030-4>
- Ghandvar H., Jabbar K.A., Idris M.H., Ahmad N., Jahare M.H., Rahimian Kooloor S.S., Petru M. Influence of barium addition on the formation of primary Mg₂Si crystals from Al – Mg – Si melts. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;11:448–465. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.051>

20. Deev V.B., Prusov E.S., Ri E.KH., Shabaldin I.V. The effect of sodium on the structure and properties of aluminum matrix composite materials based on a pseudo-binary eutectic. *Tsvetnye metally*. 2024;(5):50–56. (In Russ.). <https://doi.org/10.17580/tsm.2024.05.05>
21. Prusov E., Deev V., Mei S. Thermodynamic assessment of the Al–Mg–Si–Ti phase diagram for metal matrix composites design. *Materials Today: Proceedings*. 2019;19(Pt. 5):2005–2008. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.061>
22. Prusov E., Deev V., Rakhuba E. Aluminum matrix in-situ composites reinforced with Mg₂Si and Al₃Ti. *Materials Today: Proceedings*. 2019;11(Pt. 1):386–391. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.01.001>
23. Reva D.V., Prusov E.S., Deev V.B. Formation of the structure and phase composition of cast pseudo-eutectic aluminum-matrix composite materials with hybrid reinforcement. *Izvestiya VolgGTU*. 2026;7(314):12–21. (In Rus.).
24. Khonsari M.M., Ghatreh Samani S., Akbarzadeh S. On the running-in nature of metallic tribo-components: a review. *Wear*. 2021;474–475:203871. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203871>
25. Westlund V., Heinrichs J., Jacobson S. On the role of material transfer in friction between metals: initial phenomena and effects of roughness and boundary lubrication in sliding between aluminium and tool steels. *Tribology Letters*. 2018;66:97. <https://doi.org/10.1007/s11249-018-1048-4>
26. Cao H.M., Zhou X., Li X.Y., Lu K. Friction mechanism in the running-in stage of copper: from plastic deformation to delamination and oxidation. *Tribology International*. 2017;115:3–7. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.05.027>
27. Prusov E.S., Deev V.B., Aborkin A.V., Ri E.KH., Rakhuba E.M. Structural and Morphological Characteristics of the Friction Surfaces of In-Situ Cast Aluminum Matrix Composites. *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2021;15(6):1332–1337. <https://doi.org/10.1134/S1027451021060410>
28. Pillari L.K., Lessoway K., Bichler L. Reciprocating dry sliding friction and wear behavior of B319 aluminum alloy-graphene composites. *Tribology International*. 2024;192:109334. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2024.109334>
29. Wang Y., Zhang J. A review of the friction and wear behavior of particle-reinforced aluminum matrix composites. *Lubricants*. 2023;11(8):317. <https://doi.org/10.3390/lubricants11080317>
30. Wang Y., Jiang Z., Li Q., Chen D., Jiao J. Microstructure and dry sliding wear mechanism of in situ hybrid TiC–Al₃Ti reinforced aluminum matrix composite. *Journal of Materials Science*. 2025;60:11132–11146. <https://doi.org/10.1007/s10853-025-11091-2>
31. Murugabala V., Rout M., Sahoo B.N. Wear behaviour analysis of thermo-mechanically processed AA7075 and AA7075/SiC/Graphite composite. *Materials Chemistry and Physics*. 2024;327:129890. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2024.129890>
32. Shetty A., Bhat T., Hegde A., Sharma S., Prabhu R. Dry sliding wear behavior of SiC-reinforced Al–Si eutectic metal matrix composite. *Scientific Reports*. 2025;15:42587. <https://doi.org/10.1038/s41598-025-26489-w>
33. Vu X.-T., Nguyen Van H., Tran V.-T., Doan D.-Q. Mechanical characteristics and deformation behavior of Al polycrystal reinforced with SiC particles. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2023;183:111617. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2023.111617>

Сведения об авторах

Дмитрий Вадимович Рева, аспирант, Владимирский государственный университет им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых

E-mail: reva-dima@mail.ru

ORCID: 0000-0002-0256-8922

SPIN-код: 4129-9536

Евгений Сергеевич Прусов, д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение и энергетическое машиностроение», Владимирский государственный университет им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, профессор кафедры «Оборудование и технологии сварочного производства», Московский политехнический университет

E-mail: eprusov@mail.ru

ORCID: 0000-0003-4189-877X

SPIN-код: 9271-9470

Владислав Борисович Деев, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Оборудование и технологии сварочного производства», Московский политехнический университет, главный научный сотрудник, Владимирский государственный университет им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, профессор-консультант кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: deev.vb@mail.ru

ORCID: 0000-0002-8349-8072

SPIN-код: 2220-0009

Information about the authors:

Dmitriy V. Reva, Postgraduate Student, Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs
E-mail: reva-dima@mail.ru
ORCID: 0000-0002-0256-8922
SPIN-код: 4129-9536

Evgeny S. Prusov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Materials Science and Power Engineering, Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs, Prof. of the Department of Equipment and Technologies of Welding Production, Moscow Polytechnic University
E-mail: eprusov@mail.ru
ORCID: 0000-0003-4189-877X
SPIN-код: 9271-9470

Vladislav B. Deev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Department of Equipment and Technologies of Welding Production, Moscow Polytechnic University; Chief Re-

searcher, Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs; Prof.-Consultant at the Department of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: deev.vb@mail.ru
ORCID: 0000-0002-8349-8072
SPIN-код: 2220-0009

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 27.07.2026

После доработки 18.08.2026

Принята к публикации 02.09.2026

Received 27.07.2026

Revised 18.08.2026

Accepted 02.09.2026

Оригинальная статья

УДК 669-1

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-90-98

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ОТРАБОТАННЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ СИНТЕТИЧЕСКОГО БОКСИТОВОГО ПЕСКА ПОСЛЕ РЕГЕНЕРАЦИИ

© 2026 г. К. В. Никитин, В. Н. Дьячков, И. Ю. Тимошкин, Р. М. Биктимиров, С. В. Евтушенко

Самарский государственный технический университет (Россия, 443100, Самара, ул. Молодогвардейская, 244)

Аннотация. Обоснована необходимость поиска альтернативного огнеупорного наполнителя для изготовления разовых литейных форм из холодно-твердеющих смесей. Установлено, что альтернативой кристаллическому кварцу может служить синтетический бокситовый песок, содержащий в своей основе оксид алюминия в количестве от 36 до 90 %, который получают плавлением кальцинированного боксита с дальнейшей диспергацией струи расплава и сепарацией по фракциям. Представлены результаты по исследованию возможности регенерации холодно-твердеющих смесей на основе синтетического бокситового песка в качестве огнеупорного наполнителя, образующихся после получения отливок из алюминиевых сплавов. Установлено, что с увеличением доли регенерированного синтетического бокситового песка происходит увеличение показателя pH по отношению к синтетическому бокситовому песку в состоянии поставки. Однако, при вовлечении регенерата в количествах 20 – 60 % показатель pH находится на уровне величины кристаллического кварца в состоянии поставки. Определены технологические свойства (пределы прочности на растяжение и сжатие, осыпаемость и газопроницаемость) холодно-твердеющих смесей на основе синтетического бокситового песка. Установлено, что при содержании в смеси 40 % регенерированного возврата показатели свойств превышают показатели свойств смеси, полученной на основе 100 % кристаллического кварца. Проведенные исследования показали преимущества синтетического бокситового песка по сравнению с кристаллическим кварцем при изготовлении холодно-твердеющих смесей для разовых литейных форм. С целью совершенствования технологии изготовления форм из холодно-твердеющих смесей с использованием регенерированного синтетического бокситового песка необходимо продолжить эксперименты по определению оптимального количества связующего и времени продувки форм оксидом CO_2 .

Ключевые слова: разовые литейные формы, холодно-твердеющие смеси, кристаллический кварц, синтетический бокситовый песок, показатель pH , технологические свойства, регенерация

Финансирование. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 26-93-20005 и квалифицированного заказчика исследования ООО «Полимет» (г. Тольятти).

Для цитирования: Никитин К.В., Дьячков В.Н., Тимошкин И.Ю., Биктимиров Р.М., Евтушенко С.В. Исследование свойств отработанных формовочных смесей на основе синтетического бокситового песка после регенерации. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):90–98. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-90-98](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-90-98)

*Original article***RESEARCH OF THE PROPERTIES OF WASTE MOLDING MIXTURES BASED ON BOXITE SAND AFTER REGENERATION**

© 2026 K. V. Nikitin, V. N. D'yachkov, I. Yu. Timoshkin, R. M. Biktimirov,
S. V. Evtushenko

Samara State Technical University (244 Molodogvardeyskaya Street, Samara, 443100, Russian Federation)

Annotation. The necessity of searching for an alternative refractory filler for the production of disposable casting molds from cold-hardening mixtures has been substantiated. It has been established that synthetic bauxite sand, which contains aluminum oxide in the amount of 36 to 90 % and is obtained by melting calcined bauxite, followed by dispersion of the melt stream and separation by fraction, can serve as an alternative to crystalline quartz. The results of a study on the possibility of regenerating cold-hardening mixtures based on synthetic bauxite sand as a refractory filler, which are formed after producing castings from aluminum alloys, are presented. It has been established that as the proportion of regenerated synthetic bauxite sand increases, the pH value increases relative to synthetic bauxite sand in its delivered state. However, when the regenerated material is incorporated in amounts of 20 – 60 %, the pH value is at the level of crystalline quartz in its delivered state. The technological properties (tensile and compressive strength limits, spalling resistance, and gas permeability) of cold-hardening mixtures based on synthetic bauxite sand have been determined. It has been established that when the mixture contains 40 % recycled material, the property values exceed those of a mixture obtained using 100 % crystalline quartz. The studies have demonstrated the advantages of synthetic bauxite sand compared to crystalline quartz in the production of cold-hardening mixtures for one-time casting molds. In order to improve the technology for manufacturing molds from cold-hardening mixtures using recycled synthetic bauxite sand, it is necessary to continue experiments to determine the optimal amount of binder and the time required to purge the molds with carbon dioxide.

Keywords: disposable casting molds, cold-hardening mixtures, crystalline quartz, synthetic bauxite sand, pH value, technological properties, regeneration

Financing. The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation within the framework of project No. 26-93-20005 and with the qualified research customer, LLC “Polimet” (Tolyatti).

For citation: Nikitin K.V., D'yachkov V.N., Timoshkin I.Yu., Biktimirov R.M., Evtushenko S.V. Study of the properties of spent molding mixtures based on synthetic bauxite sand after regeneration. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):90–98. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-90-98](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-90-98)

Введение

Фасонные отливки в зависимости от сплава и назначения получают различными способами литья. При этом наибольшая доля (до 83 %) приходится на литье в неметаллические разовые формы (рис. 1, а), среди которых до 58 % занимает литье в формы из холодно-твердеющих смесей (рис. 1, б).

В России до 2018 г. включительно доля отливок, получаемых в формах из песчано-глинистых смесей (ПГС), превышала литье в формы из холодно-твердеющих смесей (ХТС): 52 и 48 % [1]. Изменение сложившегося распределения произошло в связи с повышением требований к геометрической точности и качеству поверхности отливок. В связи с этим возросла с 1,5 до 5,0 % доля фасонных отливок, получаемых литьем по выплавляемым моделям (ЛВМ).

Основным огнеупорным наполнителем при изготовлении форм из ХТС и для ЛВМ в 90 % случаев является обогащенный кварцевый песок, соответствующий требованиям ГОСТ 2138 – 91. При этом для обеспечения требуемого качества форм из ХТС значение имеет водородный показатель pH кварцевого песка, который определяется количеством глинистой составляющей и других примесей [2]. Для обеспечения основных требований по технологическим свойствам ХТС показатель pH должен находиться в узком интервале $6,2 \div 7,0$ [3; 4]. Дополнительным фактором, влияющим на качество форм из ХТС, является сферичность частиц кварцевого песка [5]. Использование кварцевых песков с показателем сферичности в интервале $1,10 \div 1,25$ повышает прочностные свойства смесей при меньших добавках связующего. Причиной этого является то, что показате-

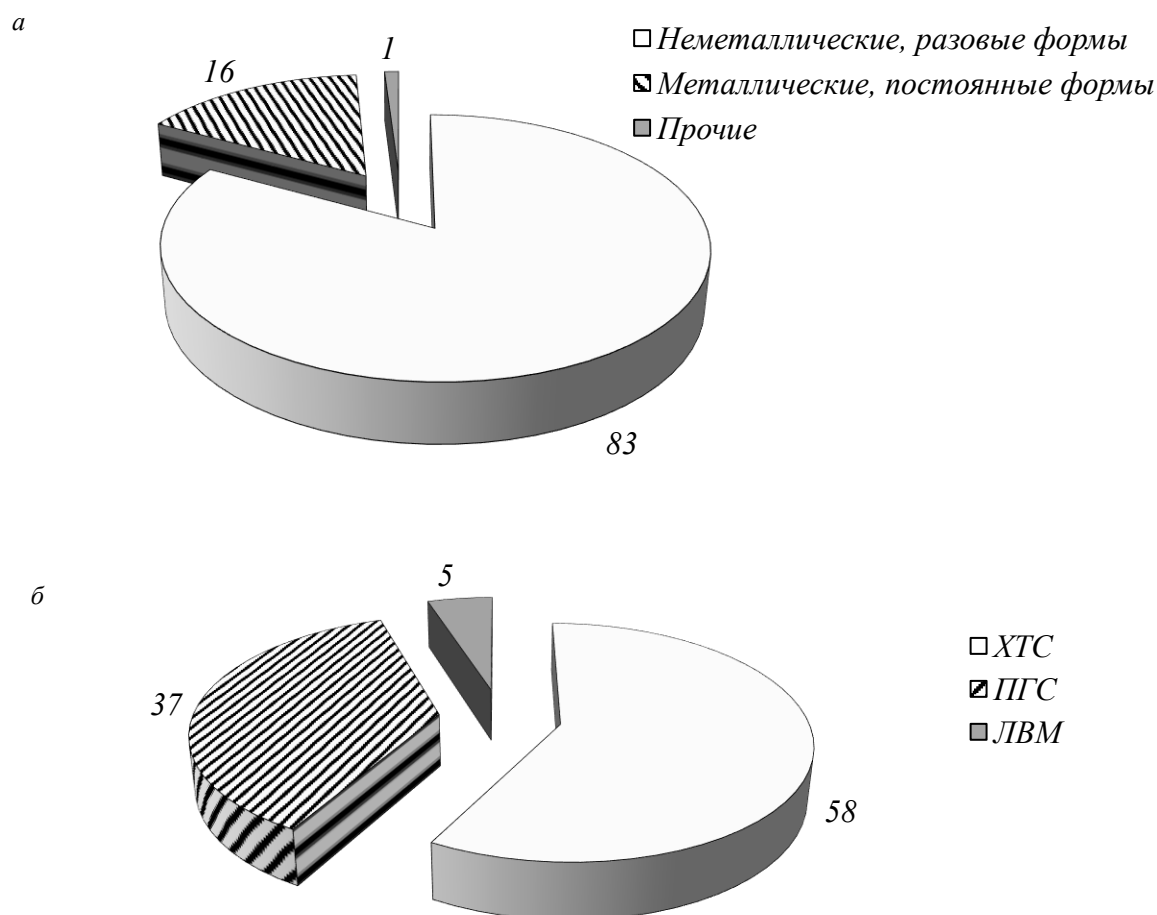


Рис. 1. Распределение производства фасонных отливок по способам литья:

а – по материалу формы; б – по неметаллическим разовым формам

Fig. 1. Distribution of shaped casting production by casting methods:

а – by mold material; б – by non-metallic disposable molds

тель сферичности определяет структуру формовочной смеси после ее уплотнения. Идеальной моделью формовочной смеси принято считать структуру, в которой конфигурация пор близка к цилиндрической, а их оси параллельны между собой. Именно показатель сферичности в указанном интервале позволяет приблизить структуру смеси к идеальной модели [5; 6] и сократить расход связующего материала.

Основными проблемами форм из ХТС на основе кварцевого песка являются ограниченная живучесть смесей, затрудненная выбиваемость, повышенная гигроскопичность [7], а также сложный и энергоемкий процесс регенерации отработанных формовочных смесей на основе кварцевого песка [8; 9]. Основные способы регенерации отработанных ХТС можно разделить на три большие группы: механическая, термическая, комбинированная.

Принцип механической регенерации заключается в дезинтеграции – разрушении адгезионных связей между кварцевым зерном и остаточ-

ными пленками связующего под действием ударных и истирающих нагрузок. Основным недостатком механической регенерации является увеличение пылевидной фракции кварцевого песка, что требует улучшенной системы сепарации для ее отделения.

Термический способ регенерации нацелен на химическое разрушение и удаление органических компонентов связующих. Этот подход считается наиболее эффективным для восстановления песков, используемый в технологиях холодно-твердеющих смесей (ХТС), где остатки смолы могут привести к браку отливок по газовым дефектам. Считается, что термический способ обеспечивает качество регенерированного песка на уровне свежего кварцевого песка. Основными недостатками являются высокие капитальные затраты на оборудование и электроэнергию; повышенный риск образования легкоплавкого силикатного слоя на поверхности частиц и их комкования, что требует применения механического дробления с последующей сепарацией.

Комбинированная регенерация сочетает в себе преимущества механической и термической регенераций. Она основана на последовательном применении механических и термических воздействий в определенном порядке. Наиболее эффективной является трехстадийная схема: механическая очистка – термическая обработка – механическая очистка [9 – 11].

Все это обуславливает проведение исследований по совершенствованию составов формовочных смесей [12 – 15], а также поиска новых видов огнеупорных наполнителей и типов связующих материалов [16 – 18].

По совокупности положительных физико-химических свойств альтернативой кварцевому песку может служить синтетический бокситовый песок (СБП), содержащий в своей основе оксид алюминия в количестве от 36 до 90 %, который получают плавлением кальцинированного боксита с дальнейшей диспергацией струи расплава и сепарацией по фракциям.

Установлено, что СБП имеет ряд существенных положительных характеристик по сравнению с кварцевым песком в качестве огнеупорного наполнителя для изготовления разовых литейных форм: высокая термостойкость (не вступает в реакцию при заливке углеродистой и высоколегированной сталей, чугуна, сплава на медной основе); низкий коэффициент теплового линейного расширения (снижается трещинообразование в отливках); высокая регенерируемость (не вступает в реакцию со смолами, не диспергируется в цикле заливка – выбивка), в связи с чем рассматриваемый огнеупорный материал в плакированном виде находит применение для изготовления разовых литейных форм средствами аддитивного производства [19; 20]. Однако, информации по использованию СБП в качестве огнеупорного наполнителя для изготовления разовых форм из ХТС по стандартным технологическим процессам крайне мало.

Предварительные исследования, выполненные научным коллективом Самарского государственного технического университета, показали преимущества СБП по сравнению с кварцевым песком при изготовлении форм из ХТС: снижается шероховатость и повышается геометрическая точность отливок, измельчаются структурные составляющие отливок из алюминиевых сплавов [21; 22].

Целью настоящей работы является установление возможности регенерации отработанных формовочных смесей на основе СБП и их вторичного использования для изготовления разовых форм из ХТС.

Методы и принципы исследования

Исследования выполняли в условиях Центра литейных технологий ФГБОУ ВО «Самарский

государственный технический университет» (материалы для исследований предоставлены квалифицированным заказчиком исследований ООО «Полимет», г. Тольятти). Регенерации подвергали отработанные ХТС на основе СБП после заливки алюминиевых сплавов.

Регенерация проходила в несколько этапов:

1. Механическое дробление кусков.

2. Термическая обработка (прокалка) при температуре 750 °С в течение часа для полного выжигания остатков фенольной смолы и продуктов ее термической деструкции.

3. Пенная флотация с целью отделения негоревших органических остатков, пылевидных частиц и других примесей, не удаленных термической обработкой.

4. Контроль pH с помощью pH -метра для сравнительной оценки кислотно-основного состояния восстановленного материала.

Метод пенной флотации основан на избирательном прилипании гидрофобных (несмачиваемых водой) частиц минералов к пузырькам воздуха или газа, которые поднимаются на поверхность пульпы и образуют минерализованную пену (концентрат). Гидрофильные (смачиваемые водой) частицы пустой породы остаются в объеме пульпы и удаляются в виде хвостов.

Показатель pH измеряли в водной суспензии песка в соответствии с ГОСТ 26423 – 85 и ГОСТ 29234.4 – 91.

Порядок измерений:

1. Отбирали пробу песка массой 50 г (после флотации – влажный песок, после сушки – высушенный). Для влажного песка предварительно определяли влажность, чтобы пересчитать на сухую массу.

2. Помещали пробу в чистый химический стакан объемом 250 мл.

3. Добавляли 125 мл дистиллированной воды (соотношение песок : вода = 1,0 : 2,5 по массе сухого вещества).

4. Перемешивали суспензию стеклянной палочкой в течение 5 мин для равномерного распределения частиц и экстракции растворимых компонентов.

5. Давали суспензии отстояться в течение 10 мин для осаждения крупных частиц песка.

Далее перед каждой серией измерений проводили калибровку прибора по стандартным буферным растворам. Использовали портативный pH -метр с погрешностью не более $\pm 0,02 pH$:

1. Включали прибор и давали ему прогреться 10 – 15 мин.

2. Промывали электрод дистиллированной водой и осушали фильтровальной бумагой.

3. Погружали электрод в буферный раствор с pH 7,00 (нейтральный). Дожидались стабилиза-

Т а б л и ц а 1

Показатель pH холодно-твердеющих смесей
Table 1. Values of pH of cold-hardening mixtures

Образец	Кварцевый песок в состоянии поставки	СБП в состоянии поставки	Регенерированный СБП	
			После прокатки	После флотации
Показатель pH^*	7,10	6,87	8,80	7,50
Примечание: * – среднее по пяти измерениям.				

ции показаний в течение 1 – 2 мин. Устанавливали значение 7,00 согласно инструкции к прибору.

4. Промывали и осушали электрод.

5. Погружали электрод в буферный раствор с pH 4,01 (кислый) или pH 9,18 (щелочной) – в зависимости от ожидаемого диапазона pH песка. Для бокситового песка обычно ожидается pH 6 – 8, поэтому достаточно двух точек: 4,01 и 7,00 или 7,00 и 9,18.

6. При необходимости проводили автоматическую калибровку по второй точке. После калибровки проверяли значение в третьем буферном растворе.

При изготовлении смесей использовали связующее Novanol Cold в количестве 2 мас. % с продувкой оксидом CO_2 для отверждения в течение 10 с. Исследовали свойства следующих ХТС: на основе обогащенного кварцевого песка марки $1KO_2O25$ (ЗАО «Балашейские пески»); на основе первичного СПБ; на основе 100 % регенерированного СБП.

Смеси готовили в бегунах модели LM-1 каткового типа. Для определения осыпaeмости и прочности формовочных смесей на сжатие изготавливали стандартные цилиндрические образцы диаметром $50 \pm 0,2$ мм с использованием лабораторного копра. Определение осыпaeмости

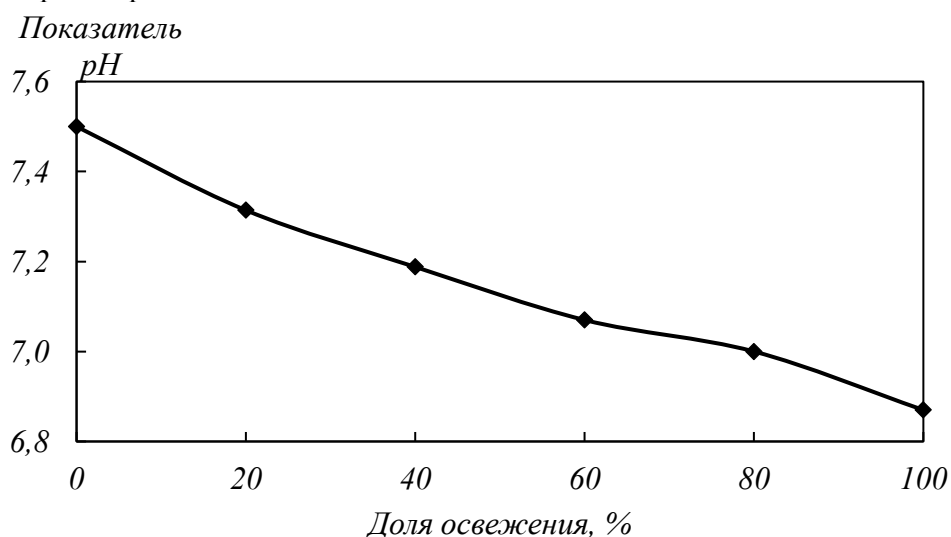
смесей осуществляли на лабораторной установке модели 056. Испытание прочности на разрыв проводили на стандартных образцах типа «восьмерка» на лабораторной установке модели 084М2; газопроницаемость – на измерительном приборе модели 04316.

Основные результаты и их обсуждение

В табл. 1 представлены результаты определения показателя pH исследуемых смесей.

В состоянии поставки показатель pH синтетического бокситового песка находится в нейтральном диапазоне (6,0 – 7,0), а кварцевого песка в слабощелочном (более 7,0). При регенерации после прокатки показатель pH СБП повысился до щелочного диапазона, что свидетельствует об избытке гидроксид-ионов OH^- . Применение пенной флотации снижает показатель pH регенерированного СБП на 17 % (с 8,8 до 7,5), что позволяет использовать его для приготовления ХТС.

Далее определяли показатель pH в зависимости от доли освежения СБП (рис. 2). Установлено, что при вовлечении 60 % свежего СБП показатель pH достигает значений кварцевого песка в состоянии поставки.

Рис. 2. Влияние доли освежения синтетического бокситового песка на показатель pH Fig. 2. Influence of the amount of synthetic bauxite sand on the pH value

Влияние доли освежения на свойства ХТС на основе синтетического бокситового песка
Table 2. Influence of the refreshment rate on the properties of CHM based on synthetic bauxite sand

Образец	Свойства			
	Прочность, кгс/см ²		Осыпаемость, %	Газопроницаемость, ед.
	при растяжении	на сжатие		
100 % кристаллический кварц (свежий)	2,7	28,7	1,37	3,0
100 % СБП (свежий)	3,5	27,8	0,78	11,4
60 % СБП (свежий) + 40 % регенерат	3,0	26,3	0,89	10,7
100 % регенерат	2,2	17,2	1,09	7,17

В качестве тестового эксперимента для определения технологических свойств изготовили четыре порции ХТС: 100 % кварцевого песка в состоянии поставки (образец сравнения); 100 % СБП в состоянии поставки; 60 % освежения; 100 % (0 % освежение) регенерированного СБП (табл. 2). Во всех экспериментах количество связующего не менялось (2,0 мас. %), время продувки оксидом CO₂ составляло 10 с.

В состоянии поставки ХТС на основе СБП превосходит по основным показателям (прочность на растяжение, осыпаемость и газопроницаемость) смесь на основе кристаллического кварца. При использовании в составе смеси до 40 % регенерированного СБП показатели указанных свойств несколько снижаются, но остаются на лучшем уровне по сравнению со смесью на основе 100 % кристаллического кварцевого песка. Использование 100 % регенерированного СБП приводит к незначительному снижению прочности при растяжении по сравнению с кристаллическим кварцем. При этом осыпаемость и газопроницаемость остаются на более высоком уровне по отношению к смеси на основе кристаллического кварца.

Снижение показателей технологических свойств смесей с вовлечением регенерированного СБП можно объяснить следующими факторами:

- увеличение доли пылевидной фракции в виде зольного остатка от деструкции связующего;
- недостаточно глубокая сепарация;
- неоптимальные количество связующего и время продувки оксидом CO₂ при использовании регенерированного синтетического бокситового песка.

Выводы

Применительно к условиям Центра литейных технологий разработана методика регенерации отработанных холодно-твердеющих смесей на основе синтетического бокситового песка, образующихся после получения отливок из алюминиевых сплавов. Определены показатели pH в зависимости от доли регенерированного синтетического бокситового песка. Установлено, что

с увеличением доли освежения показатель pH снижается и приближается к интервалу соответствующему нейтральной среде. Определены технологические свойства холодно-твердеющих смесей с использованием регенерированного синтетического бокситового песка. Показано, что при содержании в смеси 40 % регенерированного возврата показатели свойств превышают показатели свойств смеси, полученной на основе 100 % кристаллического кварца. Требуется дополнительные исследования для определения оптимального количества связующего и времени продувки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дибров А.И., Дибров И.А. Состояние и перспективы развития литейного производства России. В кн.: *Литейное производство и металлургия 2025. Беларусь. Сб. тр. междунар. научно-техн. конф.* Минск: БНТУ, 2025:8–13.
2. Dobosz St. M., Grabarczyk A., Major-Gabrys K., Jakubski J. Influence of quartz sand quality on bending strength and thermal deformation of moulding sands with synthetic binders. *Archives of foundry engineering*. 2015;15(2):9–12. <https://doi.org/10.1515/afe-2015-0028>
3. Галанте Г., Мичилли О., Масперо Р. *Формовка с применением ХТС. Наш взгляд.* Изд-во IMF-Луино, 1997:159.
4. Гудков И.Н., Жухарев Ю.В. Особенности влияния характеристик формовочного песка на качество производимых отливок. *Литейщик России*. 2014;2:35–37.
5. Дружевский М. А., Шаров В. Н., Волков В. Н., Богатырева О. Н. Об использовании формовочных песков компании «Сибелко Россия» производства ЗАО «НКУ» на ОМЗ «Литейное производство». *Литейное производство*. 2010;8:21–24.
6. Голотенков О.Н. *Формовочные материалы.* Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2009:164.
7. Еремин Е.Н., Исагулова А.З., Ковалева Т.В. Разработка технологии получения высокопрочных литейных форм на основе холод-

- нотвердеющих смесей. *Омский научный вестник: технические науки*. 2015;3:24–26.
8. Chate G.R., Kulkarni P.H., Gramopadhye A., Kalbhairav A., Chungade S., Patil H., Kono A.M., Rangaswamy N. Optimizing Cold Box Core Making in Cast Iron Foundry: A Sustainable Approach with Taguchi Technique and Desirability Function. *Archives of foundry engineering*. 2025;25(2):112–125. <https://doi.org/10.24425/afe.2025.153803>
 9. Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Дерябин Д.А., Хренов И.Б. Исследование свойств огнеупорного наполнителя холоднотвердеющих смесей. *Теория и технология металлургического производства*. 2016;1:47–50.
 10. Khan M.M., Mahajani S.M., Jadhav G.N., Vishwakarma R., Malgaonkar V., Mandre S. Mechanical and thermal methods for reclamation of waste foundry sand. *Journal of Environmental Management*. 2021;279:111628. <https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2020.111628>
 11. Łuczarski M. Thermal Regeneration of Spent Sand with Furfuryl Binder from an Ecological and Economic Point of View. *Materials*. 2023;16(22):7102. <https://doi.org/10.3390/ma16227102>
 12. Andoko Puspitasari P., Permanasari A. A., Lubis D. Z. Formula of Moulding Sand, Bentonite and Portland Cement To Improve The Quality of Al-Si Cast Alloy. *Journal of Mechanical Engineering Science and Technology*. 2017;1(2):1–6.
 13. Tkhu A.K., Zakharov A.I. The inorganic bond preparation for the coldhardening mixtures. *New refractories*. 2018;6:41–45.
 14. Salihu S. A., Usman A., Suleiman I. Y. Effect of variation of different additives on some selected properties of silica sand mould for aluminium castings. *Journal of Engineering and Technology Research*. 2020;12:24–36. <https://doi.org/10.5897/JETR2020.0686>
 15. Anwar N., Jalava K., Orkas J. Experimental Study of Inorganic Foundry Sand Binders for Mold and Cast Quality. *International journal of metalcasting*. 2023;17:1697–1714. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00897-4>
 16. Delimanova P., Vaskova I., Koz'ej O. The study of the influence of core mixtures with varying ratios of foundry sand. *International Journal of Metalcasting*. 2025;19(6):3741–3758. <https://doi.org/10.1007/s40962-025-01559-x>
 17. Prasad Raikar, Prashant P. Revankar. Study on partial replacement of silica sand with alternatives and its effect on sand mould and casting properties. *Journal of Mines, Metals and Fuels*. 2022;7:370–379. <https://doi.org/10.18311/jmmf/2022/31961>
 18. Beno J., Poreba M., Bajer T. Application of nonsilica sands for high quality castings. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2021;66:25–30.
 19. Nagai Y., Hatori Y., Okane T. Molding and Mold Properties of Spherical Artificial Sand Coated with Inorganic Binder. *Materials Transactions*. 2020;61(4):729–733. <https://doi.org/10.2320/matertrans.F-M2020802>
 20. Erhard P., Reddersen, C., van den Bosch, L. et al. Use of Sintered Bauxite Sand in Binder Jetting of Casting Cores. *International Journal of Metalcasting*. 2025;20:1742–1754. <https://doi.org/10.1007/s40962-025-01691-8>
 21. Никитин К.В., Дьячков В.Н., Евтушенко С.В. Исследование возможности применения искусственного бокситового песка марки «AFS» для изготовления одноразовых литейных форм. *Литейное производство*. 2025;9:37–40.
 22. Никитин К.В., Тимошкин И.Ю., Дьячков В.Н., Биктимиров Р.М., Евтушенко С.В. Разработка технологий изготовления разовых литейных форм на основе синтетического бокситового песка. *Литейное производство*. 2026;5-6:28–31.

REFERENCES

1. Dibrov A.I., Dibrov I.A. The state and prospects of development of the textile industry in Russia. In: *Foundry and Metallurgy 2025. Belarus. Collection of tr. international scientific and technical conf.* Minsk: BNTU, 2025:8–13. (In Russ.).
2. Dobosz St. M., Grabarczyk A., Major-Gabrys K., Jakubski J. Influence of quartz sand quality on bending strength and thermal deformation of moulding sands with synthetic binders. *Archives of foundry engineering*. 2015;15(2):9–12. <https://doi.org/10.1515/afe-2015-0028>
3. Galante G., Michilli O., Maspero R. *Molding with the Use of CTS. Our Perspective*. Izd-vo: IMF-Luino, 1997:159. (In Russ.).
4. Gudkov I.N., Zhukharev YU.V. Features of the influence of the characteristics of foundry sand on the quality of castings produced. *Liteishchik Rossii*. 2014;2:35–37. (In Russ.).
5. Druzhevskii M.A., Sharov V.N., Volkov V.N., Bogatyreva O.N. Bogatyreva O.N. On the use of molding sands of the Sibelco Russia company produced by JSC "NCU" at OMZ "Foundry". *Liteinoe proizvodstvo*. 2010;8:21–24. (In Russ.).
6. Golotenkov O.N. *Molding Materials*. Penza: Izd-vo Penz. gos. un-ta, 2009:164. (In Russ.).
7. Eremin E.N., Isagulova A.Z., Kovaleva T.V. Development of technology for producing

- high-strength casting molds based on cold-hardening mixtures. *Omskii nauchnyi vestnik: tekhnicheskie nauki*. 2015;3:24–26. (In Russ.).
8. Chate G.R., Kulkarni P.H., Gramopadhye A., Kalbhairav A., Chungade S., Patil H., Kono A.M., Rangaswamy N. Optimizing Cold Box Core Making in Cast Iron Foundry: A Sustainable Approach with Taguchi Technique and Desirability Function. *Archives of foundry engineering*. 2025;25(2):112–125. <https://doi.org/10.24425/afe.2025.153803>
 9. Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Deryabin D.A., Khrenov I.B. Study of the properties of refractory filler in cold-setting mixtures. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2016;1:47–50. (In Russ.).
 10. Khan M.M., Mahajani S.M., Jadhav G.N., Vishwakarma R., Malgaonkar V., Mandre S. Mechanical and thermal methods for reclamation of waste foundry sand. *Journal of Environmental Management*. 2021;279:111628. <https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2020.111628>
 11. Łuczarski M. Thermal Regeneration of Spent Sand with Furfuryl Binder from an Ecological and Economic Point of View. *Materials*. 2023;16(22): 7102. <https://doi.org/10.3390/ma16227102>
 12. Andoko Puspitasari P., Permanasari A. A., Lubis D. Z. Formula of Moulding Sand, Bentonite and Portland Cement To Improve The Quality of Al-Si Cast Alloy. *Journal of Mechanical Engineering Science and Technology*. 2017;1(2):1–6.
 13. Tkhu A.K., Zakharov A.I. The inorganic bond preparation for the coldhardening mixtures. *New refractories*. 2018;6:41–45.
 14. Salihu S. A., Usman A., Suleiman I. Y. Effect of variation of different additives on some selected properties of silica sand mould for aluminium castings. *Journal of Engineering and Technology Research*. 2020;12:24–36. <https://doi.org/10.5897/JETR2020.0686>
 15. Anwar N., Jalava K., Orkas J. Experimental Study of Inorganic Foundry Sand Binders for Mold and Cast Quality. *International journal of metalcasting*. 2023;17:1697–1714. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00897-4>
 16. Delimanova P., Vaskova I., Koz'ej O. The study of the influence of core mixtures with varying ratios of foundry sand. *International Journal of Metalcasting*. 2025;19(6):3741–3758. <https://doi.org/10.1007/s40962-025-01559-x>
 17. Prasad Raikar, Prashant P. Revankar. Study on partial replacement of silica sand with alternatives and its effect on sand mould and casting properties. *Journal of Mines, Metals and Fuels*. 2022;7:370–379. <https://doi.org/10.18311/jmmf/2022/31961>
 18. Beno J., Poreba M., Bajer T. Application of nonsilica sands for high quality castings. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2021;66:25–30.
 19. Nagai Y., Hatori Y., Okane T. Molding and Mold Properties of Spherical Artificial Sand Coated with Inorganic Binder. *Materials Transactions*. 2020;61(4):729–733. <https://doi.org/10.2320/matertrans.F-M2020802>
 20. Erhard P., Reddersen, C., van den Bosch, L. et al. Use of Sintered Bauxite Sand in Binder Jetting of Casting Cores. *International Journal of Metalcasting*. 2025;20:1742–1754. <https://doi.org/10.1007/s40962-025-01691-8>
 21. Nikitin K.V., D'yachkov V.N., Evtushenko S.V. Study of the possibility of using artificial bauxite sand of the “AFS” brand for the manufacture of disposable casting molds. *Liteinoe proizvodstvo*. 2025;9:37–40. (In Russ.).
 22. Nikitin K.V., Timoshkin I.YU., D'yachkov V.N., Biktimirov R.M., Evtushenko S.V. Development of technologies for manufacturing single-use casting molds based on synthetic bauxite sand. *Liteinoe proizvodstvo*. 2026;5-6:28–31. (In Russ.).

Сведения об авторах:

Константин Владимирович Никитин, д.т.н., профессор, декан факультета машиностроения, металлургии и транспорта, главный научный сотрудник, Самарский государственный технический университет

E-mail: kvn-6411@mail.ru

ORCID: 0000-0001-7061-0144

SPIN-код: 640914

Виктор Николаевич Дьячков, к.т.н., доцент кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии», старший научный сотрудник, Самарский государственный технический университет

E-mail: dyachkov@list.ru

ORCID: 0009-0001-8161-5773

SPIN-код: 967316

Иван Юрьевич Тимошкин, к.т.н., доцент, доцент кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии», старший научный сотрудник, Самарский государственный технический университет

E-mail: ivan-mns@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5299-2804

SPIN-код: 719815

Ринат Маратович Биктимиров, к.т.н., доцент кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии», старший научный сотрудник, Самарский государственный технический университет

E-mail: r.biktimirov1995@gmail.com
SPIN-код: 4502-7232

Степан Владиславович Евтушенко, инженер научно исследовательской части, Самарский государственный технический университет
E-mail: metallica2003may@gmail.com

Information about the authors:

Konstantin V. Nikitin, Doctor of Technical Sciences, Professor, Dean of the Faculty of Mechanical Engineering, Metallurgy and Transport, Chief Researcher, Samara State Technical University
E-mail: kvn-6411@mail.ru
ORCID: 0000-0001-7061-0144
SPIN-code: 640914

Viktor N. D'yachkov, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor at the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies, Senior Researcher, Samara State Technical University
E-mail: dyachkow@list.ru
ORCID: 0009-0001-8161-5773
SPIN-code: 967316

Ivan Yu. Timoshkin, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Associate Professor at the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies, Senior Researcher, Samara State Technical University

E-mail: ivan-mns@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5299-2804
SPIN-code: 719815

Rinat M. Biktimirov, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor at the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies, Senior Researcher, Samara State Technical University
E-mail: r.biktimirov1995@gmail.com
ORCID: отсутствует
SPIN-код: 4502-7232

Stepan V. Evtushenko, Engineer in the research department, Samara State Technical University
E-mail: metallica2003may@gmail.com
ORCID: отсутствует
SPIN-код: отсутствует

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

Поступила в редакцию 15.08.2026
После доработки 29.08.2026
Принята к публикации 08.09.2026

Received 15.08.2026
Revised 29.08.2026
Accepted 08.09.2026

Оригинальная статья

УДК 669.046:662.61.66-971

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-99-109

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОДОГРЕВА ЛОМА ДЛЯ КОНВЕРТЕРНОЙ
ПЛАВКИ ГАЗОКИСЛОРОДНЫМИ ФАКЕЛАМИ**

© 2026 г. М. В. Темлянцева¹, М. Е. Корнет²

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

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

Аннотация. Предварительный подогрев металлического лома в конвертерах или загрузочных совках газокислородными факелами горения – известный способ оптимизации теплового баланса плавки и технико-экономических показателей конвертерного процесса. Разработана математическая модель нестационарного теплообмена при подогреве лома в рабочем пространстве большегрузных конвертеров или загрузочных совках при вертикальной или боковой подаче газокислородных факелов сжигания природного газа. Модель учитывает внешний лучисто-конвективный теплообмен поверхности лома с высокотемпературной газовой средой, внутреннюю теплопроводность в слое лома с виртуальными коэффициентами теплоемкости и теплопроводности, теплообмен с футеровкой агрегата, а также возможность оплавления поверхностных слоев лома. Численное решение выполнено конечно-разностным методом элементарных тепловых балансов с расщеплением по пространственным направлениям и неявной разностной схемой при решении системы линейных алгебраических уравнений методом прогонки. По результатам моделирования установлено, что при насыпной плотности лома менее 0,8 т/м³ повышается вероятность оплавления поверхностных слоев с образованием жидкой фазы, что может привести к аварийным ситуациям при заливке чугуна. Тепловой поток от футеровки к лому существенно снижается после 5 мин подогрева, что делает дальнейшее проведение операции нецелесообразным из-за возможного возникновения термических напряжений в рабочем слое футеровки. Определены рациональные параметры технологии (расход реагентов, тепловая мощность факелов, объем отходящих газов и длительность подогрева), обеспечивающие повышение эффективности процесса применительно к условиям работы 350-т конвертеров ККЦ-2 ПАО «ЕВРАЗ ЗСМК».

Ключевые слова: конвертер, загрузочный совок, предварительный подогрев лома, газокислородные факелы, численное моделирование

Для цитирования: Темлянцева М.В., Корнет М.Е. Моделирование процессов подогрева лома для конвертерной плавки газокислородными факелами. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):99–109. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-99-109](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-99-109)

*Original article***MODELING OF PROCESSES FOR PREHEATING SCRAP FOR CONVERTER MELTING USING GAS-OXYGEN FLARES**© 2026 M. V. Temlyantsev¹, M. E. Kornet²¹**Siberian State Industrial University** (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)²**National University of Science and Technology “MISIS”** (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

Abstract. Preheating of metal scrap in converters or loading ladles using gas-oxygen combustion flames is a well-known method for optimizing the heat balance of smelting and the technical and economic indicators of the converter process. A mathematical model of non-stationary heat transfer has been developed for preheating scrap in the working space of heavy-duty converters or loading ladles with vertical or lateral supply of gas-oxygen combustion flames for natural gas. The model takes into account the external radiative-convective heat transfer between the surface of the scrap and the high-temperature gaseous medium, the internal thermal conductivity within the scrap layer with virtual coefficients of heat capacity and thermal conductivity, heat transfer with the unit's lining, as well as the possibility of melting of the surface layers of the scrap. The numerical solution was obtained using the finite-difference method of elementary heat balances with splitting along spatial directions and an implicit difference scheme when solving the system of linear algebraic equations using the sweep method. The simulation results show that when the bulk density of the scrap is less than 0.8 t/m³, the likelihood of melting of the surface layers with the formation of a liquid phase increases, which may lead to emergency situations during the casting of pig iron. The heat flux from the lining to the scrap significantly decreases after 5 minutes of preheating, which makes further operation inadvisable due to the possible occurrence of thermal stresses in the working layer of the lining. Rational parameters of the technology (reagent consumption, thermal power of the flares, volume of exhaust gases, and heating duration) have been determined to improve the process efficiency under the operating conditions of the 350-ton converters in the KCC-2 plant of PJSC EVRAZ ZSMK.

Keywords: converter, loading scoop, preheating of scrap, gas-oxygen torches, numerical modeling

For citation: Temlyantsev M.V., Kornet M.E. Modeling of the processes of heating scrap for converter smelting using gas-oxygen torches. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):99–109. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-99-109](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-99-109)

Введение

К эффективным способам улучшения параметров теплового баланса плавки и ряда технико-экономических показателей процесса традиционно относят различные способы предварительного подогрева металлического лома в загрузочных совках или полости конвертера при использовании скрапо-угольных пакетов, твердого топлива или высокотемпературных газокислородных факелов горения [1 – 6]. Использование таких технологических приемов позволяет значительно сократить продолжительность продувки, обеспечить оптимизацию условий шлакообразования и «горячее» начало операции. При этом в реальных условиях производства получать надежную информацию по рациональным режимам такой операции достаточно сложно, а применение хорошо известного металлургам метода «проб и ошибок» затратно и дорогостояще.

Предварительно для исследования технологии и разработки параметров подогрева лома в рабочем пространстве конвертера или объеме загрузочного совка (рис. 1) при вертикальной или боковой подаче газокислородных факелов [1; 7; 8] выполнили математическое моделирование процесса при следующей компоновке модели и определении возможных принятых допущений. Прежде всего при постановке физической задачи формировали описание следующих взаимосвязанных процессов модели:

- описание условий внешнего теплообмена в рабочем пространстве конвертера;
- внутренний теплообмен в футеровке с учетом потерь тепла на нагрев лома и окружающей средой;
- внутренний теплообмен в объеме лома с учетом возможного оплавления его поверхностных слоев.

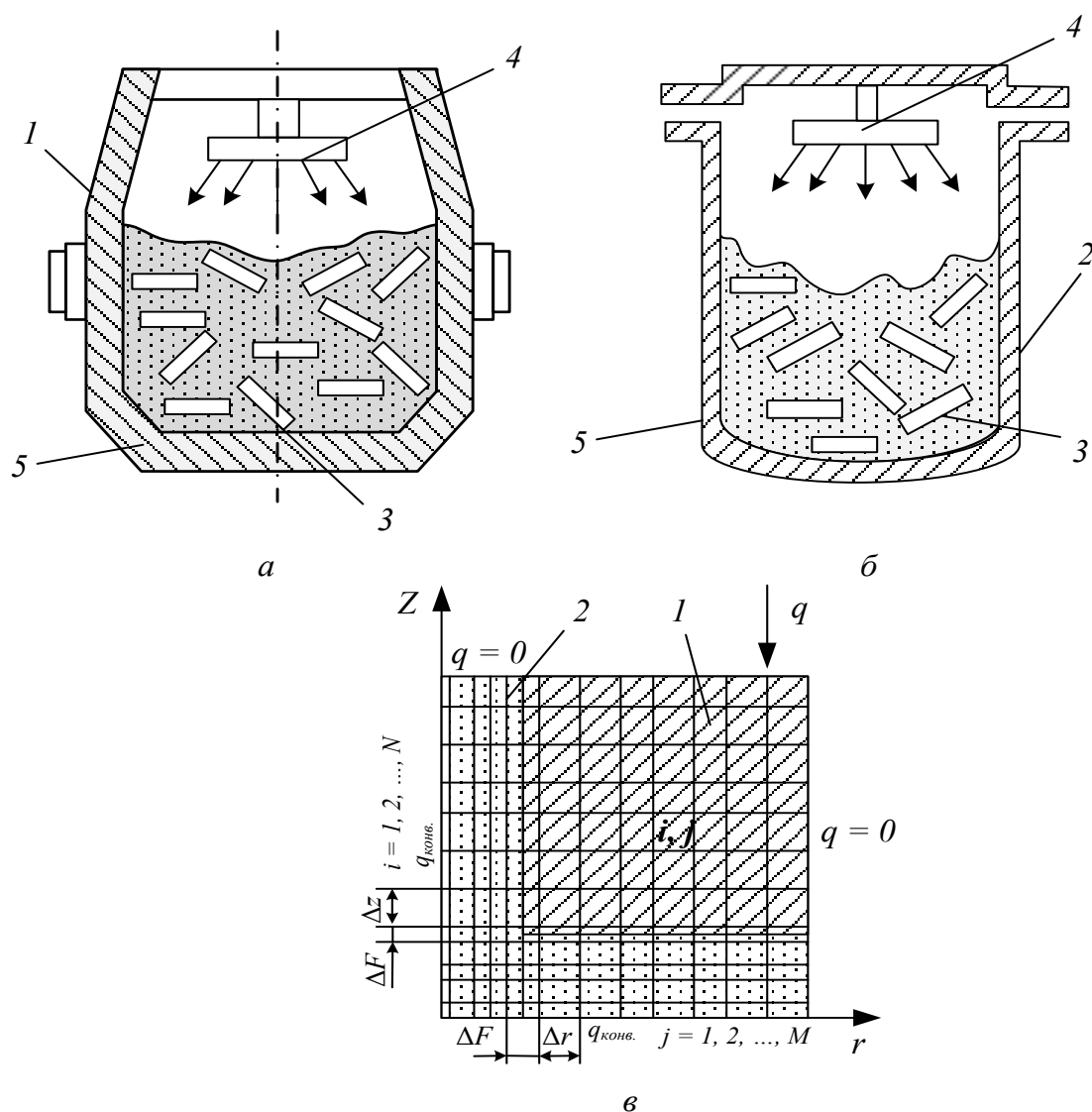


Рис. 1. Принципиальная схема предварительного подогрева лома в конвертере (а), загрузочном совке (б) и принятая расчетная область температур (в) при верхней подаче газокислородного факела:
1 – конвертер; 2 – загрузочный сорок; 3 – металлолом; 4 – вертикальная фурма-горелка; 5 – футеровка;

Δz , Δr – размеры элементарных объемов соответственно по высоте и радиусу зоны металлолома; ΔF – размер элементарных объемов по футеровке; q – полный тепловой поток (q_{conv} – его конвективная составляющая); Δx , Δy – размеры элементарных объемов соответственно по длине и высоте зоны металлолома

Fig. 1. Schematic diagram of the preheating of scrap in the converter (a), the loading scoop (б) and the accepted calculated temperature range (в) with the upper oxygen gas torch supply:

1 – converter; 2 – loading scoop; 3 – scrap metal; 4 – vertical tuyere burner; 5 – lining; Δz , Δr – the dimensions of the elementary volumes are respectively in height and radius of the scrap metal zone; ΔF – is the size of the elementary volumes along the lining; q is the total heat flow (q_{conv} is its convective component); Δx , Δy – are the dimensions of the elementary volumes, respectively, in length and height of the scrap metal zone

С целью упрощения численного моделирования подогрева лома, задачи внешнего и внутреннего теплообмена решали отдельно, при этом в модели предусмотрена возможность исследования процесса подогрева лома при вертикальной или боковой подаче факелов горения.

При такой постановке задачи передача тепла лому, подогреваемому в полости агрегата, осуществляется, в основном, за счет конвекции и излучения от газового потока продуктов сгорания топлива, а также теплопроводностью в са-

мом ломе. При этом внутри слоя лома в агрегате происходит контактный теплообмен при соприкосновении кусков лома друг с другом и лучистый теплообмен через газовые прослойки между кусками лома. Кроме того, принятые допущения учитывают передачу тепла лому излучением и контактной теплопроводностью от высокотемпературной футеровки конвертера. Поверхность объема загруженного в сорок или агрегат лома будет иметь хаотичную неопределенную форму, обусловленную различными

размерами кусков, условиями завалки, вследствие чего характер движения продуктов сгорания применяемого топлива в рабочем пространстве агрегата будет характеризоваться как турбулентное за исключением тонких объемных слоев, прилегающих к стенкам, при этом можно допустить, что в некоторых участках имеет место наличие циркуляционных газовых потоков, а плотность, концентрация, температура и другие параметры факела могут изменяться в широких пределах [9; 10].

Методы и результаты исследований

В такой постановке точное математическое моделирование с учетом всех перечисленных факторов представляет собой довольно сложную для решения задачу, поэтому требуется упрощение физической картины рассматриваемого процесса и идеализации подхода по структуре нагреваемого лома. Так, например, невозможность точного математического описания газодинамической обстановки в полости конвертера или совка приводит к целесообразности определения лишь термодинамических и геометрических параметров факелов горения газообразного топлива [11].

При последовательном формировании модели необходимо прежде всего рассчитывать балансовую температуру факела, которая будет определять температуру поверхности нагреваемого лома [12], например, с использованием следующего уравнения:

$$T_{\phi} = \frac{Q_T}{V_a C_{yx}}, \quad (1)$$

где V_a – объем продуктов сгорания, м³/кг, рассчитываемый по методике [11]; C_{yx} – средняя теплоемкость отходящих из агрегата газов, кДж/(м³·град); значение C_{yx} может быть получено линеаризацией табличных данных в соответствии с работой [13] при характерном для процесса интервале температур; Q_T – теоретическая теплота горения, кДж/кг.

При расчете теоретической температуры горения при использовании в качестве топлива природного газа учитывали потери тепла на нагрев топлива и кислорода, потери с отходящими газами, потери на диссоциацию газов, на излучение через горловину конвертера и на подогрев лома. Таким образом, уравнение теплового баланса для определения величины Q_T будет иметь вид:

$$Q_T = Q_n \eta_{\text{пт}} \eta_{\text{O}_2} \eta_{\text{yx}} \eta_{\text{дис}} + c_{\text{пт}} t_{\text{пт}} G_{\text{пт}} + k c_{\text{O}_2} t_{\text{O}_2} L_{\text{O}_2}^T - Q_{\text{изл.г}} - Q_{\text{л}}, \quad (2)$$

где Q_n^p – низшая теплота сгорания природного газа, Дж/м³, определяемая по методике, приведенной например в работе [12]; $\eta_{\text{пт}}$, η_{O_2} , η_{yx} , $\eta_{\text{дис}}$ – потери тепла на нагрев природного газа, кислорода, с уходящими газами, на протекание процессов диссоциации; $c_{\text{пт}}$ и c_{O_2} – удельные теплоемкости природного газа и кислорода, Дж/(м³·°C); $t_{\text{пт}}$ и t_{O_2} – температуры природного газа и кислорода, °C; $G_{\text{пт}}$ – расход природного газа, м³/с; $L_{\text{O}_2}^T$ – теоретически необходимое количество кислорода для сжигания 1 м³ природного газа, м³/с; k – коэффициент расхода кислорода; $Q_{\text{изл.г}}$ – потери тепла излучением через горловину конвертера. Дж; $Q_{\text{л}}$ – потери тепла на нагрев лома, Дж.

Коэффициенты $\eta_{\text{пт}}$, η_{O_2} , η_{yx} , $\eta_{\text{дис}}$, η_y , η_z , η_a , K , $L_{\text{O}_2}^T$ рассчитывали с использованием известных методик, приведенных в работе [13], в исследуемом диапазоне температур.

Для описания лучистого теплообмена принимаем стандартные допущения, что в рассматриваемой части рабочего пространства агрегата газовая среда изотермична и обладает одинаковыми по всем направлениям оптическими свойствами. Тогда потери тепла излучением через горловину агрегата можно вычислить по следующему выражению [12; 14]:

$$Q_{\text{изл.горл}} = \frac{5,67 \cdot 10^{-8} [(t_{\text{yx}} + 273)^4 - (t_{\text{к}} + 273)^4] F_{\text{Г}}}{\frac{1}{\epsilon_{\text{Г}}} + \frac{1}{\epsilon_{\text{к}}} - 1}, \quad (3)$$

где $t_{\text{к}}$ и $\epsilon_{\text{к}}$ – температура и степень черноты металлических конструкций горловины агрегата; $\epsilon_{\text{Г}}$ – степень черноты отходящих газов ($\epsilon_{\text{Г}} = 0,807$ [11]); $F_{\text{Г}}$ – площадь сечения горловины, м²; t_{yx} – температура отходящих газов, °C.

Тогда в соответствии с работой [12] принимаем $t_{\text{к}} = 30$ °C и $\epsilon_{\text{к}} = 0,85$.

На внешней поверхности лома задан лучисто-конвективный теплообмен с высокотемпературной излучающей газовой средой внутри агрегата. Плотность теплового потока для каждого внешнего расчетного узла сетки в рассматриваемом случае описывается следующим выражением [15]:

$$Q_{\text{л}} = \left\{ C_{\text{ГКМ}} \cdot 10^{-8} [T_{\phi}^4 - (t_{\text{л}} + 273)^4] + \alpha_{\text{к}} [T_{\phi} - (t_{\text{л}} + 270)] \right\} F_{\text{м}}, \quad (4)$$

где $F_{\text{м}}$ – общая площадь поверхности нагрева, м²; $t_{\text{л}}$ – температура поверхности нагрева, °C.

Тогда величина $C_{\text{ГКМ}}$ может быть определена по уравнениям:

$$C_{ГКМ} = \frac{\varphi_{КМ}(1 - \varepsilon_T) + 1}{\varphi_{КМ}(1 - \varepsilon_T)[\varepsilon_M + \varepsilon_T(1 - \varepsilon_M)] + \varepsilon_T}, \quad (5)$$

где $C_{ГКМ}$ – приведенный коэффициент излучающей системы «газ – кладка – поверхность нагрева»; $\varphi_{КМ}$ – угловой коэффициент переноса энергии излучения на поверхности металла:

$$\varphi_{КМ} = \frac{F_M}{F_{КЛ}}, \quad (6)$$

здесь $F_{КЛ}$ – площадь внутренней излучающей поверхности кладки конвертера, м²; α_K – коэффициент теплоотдачи конвекцией [16], Вт/(м²·град), который равен

$$\alpha_K = \kappa_{СК} W^{0,8}, \quad (7)$$

где $\kappa_{СК}$ – коэффициент, равный 1,2 и 1,7, при температурах нагреваемой поверхности 200 – 800 и 700 – 1000 °С; W – скорость нагретых газов [11], м/с:

$$W = W_o \frac{0,96}{0,08h_2 + 0,29}; \quad (8)$$

здесь h – расстояние от среза сопла фурмы-горелки до нагреваемой поверхности, м; W_o – скорость газового потока на срезе сопла фурмы-горелки (определяется с учетом параметров поступающих реагентов, м/с); d – диаметр сопел, м; ε_M – степень черноты лома, равная 0,85 при температуре лома до 1370 °С и свыше – 0,93 [12].

Тогда внутренний теплообмен в слое лома и прилегающей части футеровки агрегата можно описывать известным уравнением теплопроводности [14]:

$$\rho c \frac{dT}{dt} = \frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \lambda \frac{dT}{dr} \right) + \frac{d}{dz} \left(\lambda \frac{dT}{dz} \right), \quad (9)$$

здесь λ , c , ρ – соответственно коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С), теплоемкость, Дж/(кг·°С), и плотность, кг/м³, материала рассматриваемого объема, зависящие от его координат и температуры.

Загруженный в агрегат металлический лом при расчетах принимается как сплошное тело с расчетными виртуальными коэффициентами теплоемкости и теплопроводности. Виртуальный коэффициент теплоемкости (c_3) определяется по выражению [17]:

$$c_3 = c_L(1 - P), \quad (10)$$

где $c_L = 71$ Дж/(кг·град) – средняя теплоемкость лома в исследуемом диапазоне температур; P – порозность металлического лома.

Для расчета коэффициентов теплопроводности лома ($\lambda_{лш}$), образующихся дымовых газов ($\lambda_{дг}$) и газовых прослоек ($\lambda_{пг}$) использовали выражения [14; 18]:

$$\lambda_{лш} = \lambda_{л} \left[1 - \left(1 - \frac{\lambda_{пг}}{\lambda_{лг}} \right) - P_{л} \right], \quad (11)$$

$$\lambda_{лш} = \lambda_{л} \left[\frac{1}{\left(1 + \left(\frac{\lambda_{лг}}{\lambda_{пг}} - 1 \right) \right)} P_{л} \right], \quad (12)$$

где $\lambda_{лг}$ и $\lambda_{пг}$ – теплопроводность лома и газовых прослоек, Вт/(м·град).

При этом

$$\lambda_{пг} = \lambda_{дг} + \lambda_{лг}, \quad (13)$$

где $\lambda_{дг}$ – коэффициент теплопроводности дымовых газов, заполняющих свободные полости в загруженном ломе.

Расчет величины $\lambda_{дг}$ можно выполнить по следующему выражению, полученному линеаризацией табличных значений [13]:

$$\lambda_{дг} = 8,6 \cdot 10^{-5} t_{лг}^n + 0,0228, \text{ Вт/(м·град.)}; \quad (14)$$

здесь $t_{лг}^n$ – температура стенок прослойки, °С; $\lambda_{лг}$ – коэффициент, учитывающий излучение внутри прослоек [14], Вт/(м·град), равный

$$\lambda_{лг} = 0,04 \varepsilon_{пр} c_0 [(t_{лг}^n + 273)/100]^3 \delta_{пр}, \quad (15)$$

где $\varepsilon_{пр}$ – приведенная степень черноты прослойки

$$\varepsilon_{пр} = \frac{1}{\left(\frac{2}{\varepsilon_M - 1} \right)} \quad (16)$$

и $c_0 = 5,67$ Вт/(м²·град); $\delta_{пр} = 0,15 - 0,20$ м – толщина прослойки.

В дальнейшем при расчете температурных полей в футеровке агрегата приняли плотность огнеупора порядка 2900 кг/м³ [18].

Теплопроводность и теплоемкость футеровки определяли по уравнениям, полученные при линеаризации табличных данных по аналогии с [17] можно представить, как:

$$\lambda_{ф} = 6,3 - 0,0825 t_{ф}, \frac{\text{Вт}}{\text{м·К}}, R = 0,92; \quad (17)$$

$$C_{ф} = 1072 + 0,27 t_{ф}, \frac{\text{Дж}}{\text{кг·К}}, R = 0,86, \quad (18)$$

где $t_{ф}$ – текущее значение температуры футеровки, °С.

Вследствие высокой температуропроводности материала корпуса агрегатов в расчетах соответствующие данные не учитываются.

На внешней поверхности футеровки конвертера заданы условия теплообмена свободной конвекцией (граничные условия III рода). В этом случае коэффициент теплоотдачи конвекцией определяли по выражению (19):

$$\alpha_{\phi} = K_{\alpha}(10 + 0,06t_{\phi}), \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К)}, \quad (19)$$

где K_{α} – коэффициент, зависящий от положения в пространстве теплоотдающей поверхности подогретого лома.

На границе контакта лом – футеровка заданы граничные условия IV рода.

При формировании модели предусмотрена возможность возникновения нежелательных условий, которые могут привести к оплавлению лома. Избыточное тепло в рассматриваемом элементарном объеме лома определяется как разность между поступившим в объем и ушедшим из него теплом. При этом, масса расплавленного металла в локальном объеме может быть определена из выражений:

$$\Delta m = c_p \Delta V \Delta T / L, \quad (20)$$

$$t_L = 1536 - 54c_L - 8,13c_L^2, \quad (21)$$

где ΔV – единичный объем, м³; L – скрытая теплота плавления лома (принимается $L = 250$ кДж/кг); ΔT – разность между «избыточной» температурой в единичном объеме и температурой ликвидус t_L , °С, которую можно определить в соответствии с работами [17; 18]; c_L – усредненное содержание углерода в ломе, %.

Тогда расчет среднемассовой температуры подогреваемого лома можно определить с учетом его возможного оплавления:

$$t_{\text{см}} = \frac{t_L c_{\text{ж}} m_{\text{ж}} + \frac{\sum t_{i,j} dv_{i,j}}{V_T} c_T m_T}{m_{\text{ж}} c_{\text{ж}} + c_T m_T}, \quad (22)$$

где $c_{\text{ж}}$ и c_T – теплоемкость жидкости и твердого лома, Дж/(кг·град); $m_{\text{ж}}$ и m_T – масса жидкой и твердой составляющих насыпной массы лома; V_T – объем твердого лома, м³; $dv_{i,j}$ – объем i, j -го узла твердого лома, м³.

Принятый алгоритм расчета предусматривает разогрев футеровки конвертера до уровня условной рабочей температуры, определенной технологической инструкцией. В дальнейшем моделируется охлаждение агрегата в течение заданного времени простоя, а после этого осуществляется моделирование подогрева находящегося в агрегате лома расчетным высокотемпературным факелом горения топлива при сжигании в струях кислорода природного газа и теплопередачей от футеровки конвертера.

Для численного решения задачи нестационарной теплопроводности применен условно-невявный конечно-разностный метод элементарных тепловых балансов с расщеплением вычислительного процесса по пространственным направлениям [19]. Расчетная схема, соответствующая разработанной математической модели, представлена на рис. 1. При построении модели принято допущение верхней подачи факела в рабочее пространство конвертера (рис. 1, а) или загрузочного совка (рис. 1, б), оснащенного герметичной крышкой.

Для обеспечения численной устойчивости расчета и снижения вычислительных затрат дискретизация уравнения теплопроводности по времени выполнена на основе невявной разностной схемы. Возникающие на каждом временном шаге системы линейных алгебраических уравнений с трехдиагональной структурой решаются методом прогонки [20]. Использование расщепления по пространственным направлениям позволяет свести решение многомерной нестационарной задачи к последовательности одномерных задач, что существенно уменьшает вычислительную сложность алгоритма при сохранении требуемой точности и устойчивости численного решения.

Вычислительный алгоритм реализован в виде программного модуля с использованием современных средств численного моделирования. Программная реализация обеспечивает дискретизацию расчетной области, задание начальных и граничных условий, пошаговое интегрирование по времени, решение возникающих систем алгебраических уравнений и последующую обработку полученных температурных полей.

При выполнении численного моделирования с использованием параметров разработанной математической модели исследованы процессы предварительного подогрева лома с использованием в качестве топлива природного газа применительно к условиям работы конвертеров емкостью 350 т ККЦ-2 ПАО «ЕВРАЗ» филиала «Западно-Сибирский металлургический комбинат».

На рис. 2 представлена динамика изменения средней температуры поверхности подогреваемого лома в зависимости от его насыпной плотности при использовании газокислородных факелов горения.

Зависимость средней температуры поверхности металлолома от его насыпной плотности по истечении 5 мин подогрева представлена на рис. 3.

Расход реагентов при формировании факелов, их тепловой мощности и объема отходящих газов в зависимости от насыпной плотности подогреваемого лома приведены на рис. 4. Расчет-

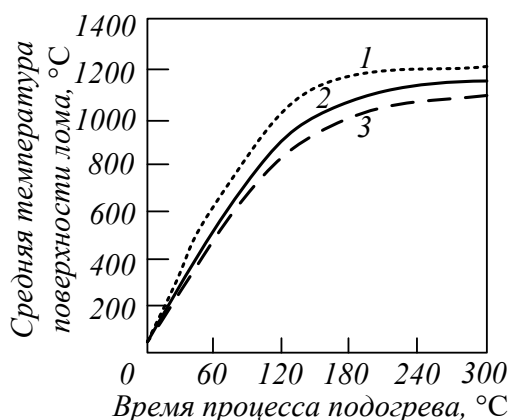


Рис. 2. Динамика изменения средней температуры поверхности подогреваемого лома в полости конвертера емкостью 350 т или загрузочного совка газокислородными факелами в зависимости от насыпной плотности лома ($\rho_{\text{нас}}$); здесь и на рис. 4, 5: 1 – 3 – $\rho_{\text{нас}} = 0,9; 1,0; 11 \text{ т/м}^3$

Fig. 2. Dynamics of the change in the average surface temperature of the heated scrap in the cavity of a converter with a capacity of 150 tons or a loading ladle using gas-oxygen torches, depending on the bulk density of the scrap (ρ_{bulk}); here and in Figs. 4 and 5: 1 – 3 – $\rho_{\text{нас}} = 0,9; 1,0; 11 \text{ tons/m}^3$

ная длина факелов горения (рис. 5), рассчитанная по методикам мв соответствии с работой [21] изменялась в пределах от 25 до 32 калибров, что соответственно будет меньше расстояния от среза фурмы-горелки до поверхности лома. Такой факел предотвращает образование в загруженном ломе своеобразных проплавленных колодцев, распространяясь в которых газы недостаточно подгревают лом и уходят из полости конвертера или совка с более высокой температурой. Следует ожидать уменьшения степени окисления железа в поверхностных слоях лома в результате более равномерного разогрева его поверхности.

Важный практический интерес представляет возможность построения тройных диаграмм, характеризующих зависимости среднemasовой температуры лома от параметров применяемого для подгрева газообразного топлива по истечении 5 мин подгрева (рис. 6). Зависимости насыпной плотности металлолома от состава металлозавалки определяли с использованием данных работы [18; 22 – 24]. При уменьшении насыпной плотности лома повышается вероятность оплавления поверхностных слоев, что приводит к образованию жидкой фазы, преимущественно состоящей из оксидов железа. При возникновении такой ситуации и последующей заливке чугуна возможны условия возникновения аварийных ситуаций с выбросами из агрегата, а также намораживание и появление твердожидких коржей, препятствующих свободному движению высокотемпературных газов через поверхностный слой и понижению тепловоспри-

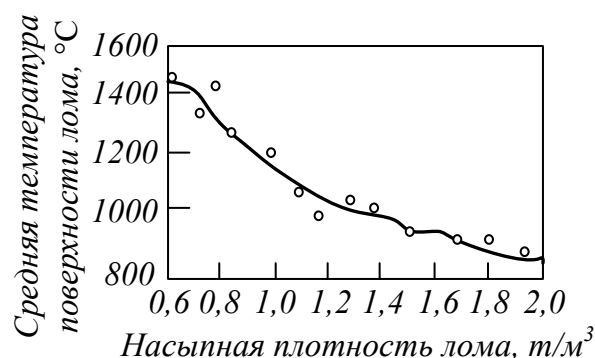


Рис. 3. Зависимость изменения средней температуры поверхности подогреваемого лома от его насыпной плотности по истечении 5 мин подгрева

Fig. 3. Dependence of the change in the average surface temperature of the heated scrap on its bulk density after 5 minutes of heating

мающей способности насыпной массы лома. При повышении плотности загруженного лома значение средней температуры поверхности уменьшается, что создает более благоприятные условия для подгрева. Зафиксированные закономерности, очевидно, могут быть обусловлены наличием в металлозавалке значительного количества легковесного лома, что приводит к перегреву поверхности с уменьшением воспринимаемого теплового потока и тепловоспринимающей поверхности, вызываемого быстрым проплавлением, уплотнением и уменьшением объема лома. В дальнейшем, очевидно, в результате увеличения толщины и количества газовых прослоек происходит повышение среднemasовой температуры, что, наряду с повышением насыпной плотности, будет приводить к увеличению температуропроводности. В этом случае будет иметь место увеличение восприимчивости теплового потока из-за уменьшения температуры поверхности нагрева. Некоторая равномерность изменения среднemasовой температуры может быть объяснена величиной и расположением расчетных объемов, формирующих поверхность контакта лом – факел (в процессе расчета выбирается автоматически), что в условиях сложности прогнозирования точного состава металлозавалки и, соответственно, характеристик подогреваемого лома и тогда фактическое расположение его в полости конвертера или совка существенного значения не имеет.

Одним из важнейших вопросов, связанных с предварительным подгревом лома, все же является предотвращение оплавления и окисления его поверхности. Численными исследованиями установлено, что в описанных выше случаях вероятнее всего будет наблюдаться неравномерный прогрев, когда нижние слои лома будут более холодными, а верхние – более горячими. Темпе-

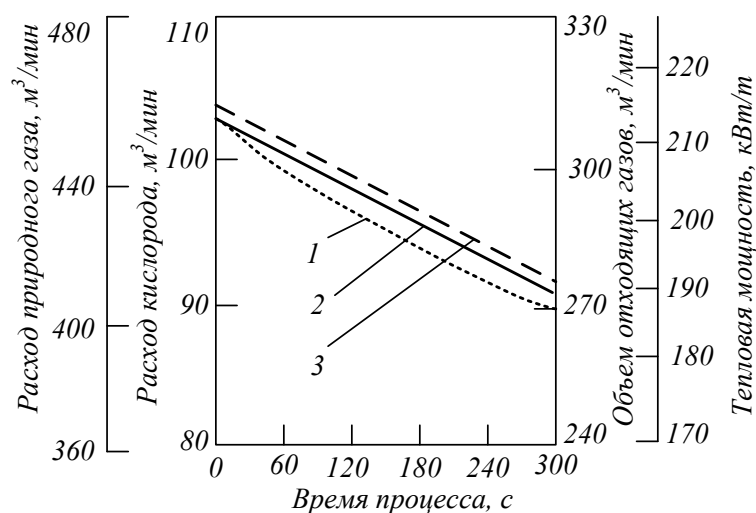


Рис. 4. Динамика изменения расходов реагентов на горение факелов, их тепловой мощности и объема отходящих газов в зависимости от насыпной плотности лома при использовании в качестве топлива природного газа

Fig. 4. Dynamics of changes in the consumption of reagents for flares combustion, their thermal power, and the volume of exhaust gases depending on the bulk density of scrap when natural gas is used as fuel

ратура последних в конце процесса подогрева при выполнении расчетов достигала 1150 – 1250 °С, что неизбежно будет вызывать некоторое увеличение оплавления поверхности лома и предопределяет необходимость разработки рациональных режимов выполнения рассматриваемой операции.

Выводы

С использованием экспериментальных данных и разработанной математической модели выполнено численное моделирование процесса предварительного подогрева металлического лома в конвертере емкостью 350 т или загрузочном совке при сжигании природного газа с формированием газокислородных факелов горения.

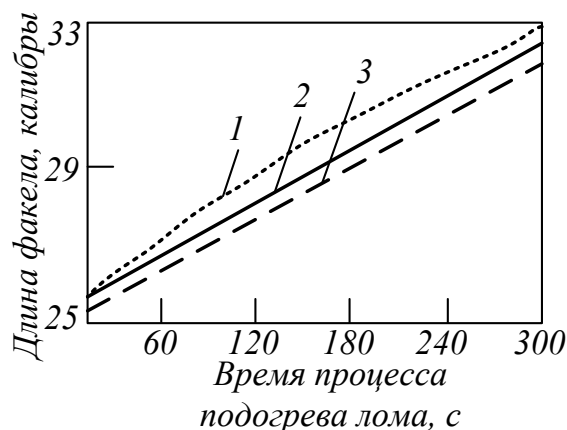


Рис. 5 Динамика изменения длины газокислородных факелов в зависимости от насыпной плотности лома в конвертере емкостью 350 т или загрузочном совке

Fig. 5. Dynamics of changes in the length of gas-oxygen torches depending on the bulk density of scrap in a 350-ton converter or loading scoop

Определены рациональные параметры технологии, обеспечивающей повышение эффективности характеристик процесса. Проведена численная оценка среднemasовой температуры лома в зависимости от насыпной плотности и состава лома, температурного режима и состояния футеровки в период операции нагрева.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бойченко Б.М., Охотского В.Б., Харлашин П.С. *Конвертерное производство стали: теория, технология, качество стали, конструкции агрегатов, рециркуляция материалов и экология*. Днепропетровск: ДнепрВАЛ, 2006:454.
2. Григорович К.В. Современное состояние черной металлургии и направления ее развития в цифровой экономике. В кн.: *Труды XV международного конгресса сталеплавателей*. Москва: РПК Принт АП, 2018:42–59.
3. Jung-Min Yoo. A Study on preheating temperature and oxidation characteristics of steel scrap in EAF operation. *Resources Recycling*. 2023;32(4):39–46. <https://doi.org/10.7844/kirr.2022.32.4.39>
4. Pengcheng Xiao, Yuxin Jin, Liguang Zhu, Chao Wang, Rong Zhu. Comparative study of heat transfer simulation and effects of different scrap steel preheating methods. *Metals*. 2024;14(8):913. <https://doi.org/10.3390/met14080913>
5. Pak Yu.A., Fillipov G.A., Glukhikh M.V. Converter smelting of steel with preliminary scrap heating to reduce hot-metal consumption.

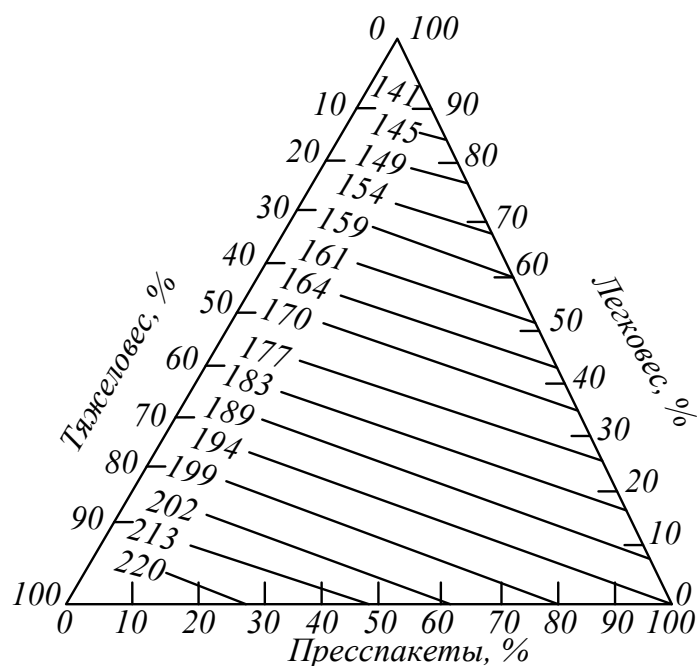


Рис. 6. Зависимость среднемассовой температуры нагрева лома различного состава металлозавалки по истечении 5 мин подгрева природным газом

Fig. 6. Dependence of the average mass-weighted heating temperature of scrap of various compositions in the metal charge after 5 minutes of heating with natural gas

- Steel in Translation*. 2016;46(9):657–661.
<https://doi.org/10.3103/S0967091216090072>
6. Lyu C., et al. Dynamic modeling and simulation of basic oxygen furnace (BOF) operation. *Steel Research International*. 2020;91(7):1900654.
<https://doi.org/10.1002/srin.201900654>
7. Gustafsson B., Kreiss H.-O., Olinger J. *Time-Dependent Problems and Difference Methods*, 2nd ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2013:528.
8. Li Y.Z., et al. Physical and mathematical modeling of multiphase flows in a converter. *ISIJ International*. 2018;58(4):678–692.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJIN T-2017-680>
9. Jiankun Sun, Jiangshan Zhang, Rui Jiang, Xiaoming Feng, Qing Liu. Numerical Simulation of Droplet Splashing Behavior in Steelmaking Converter Based on VOF-to-DPM Hybrid Model and AMR Technique. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2024;55:1098–1116.
<https://doi.org/10.1007/s11663-024-03024-2>
10. Hassan M.B.A., Florian Charruault, Bapin Rout, Schrama F.N.H., Kuipers J.A.M., Yang Y. A Review of heat transfer and numerical modeling for scrap melting in steelmaking converters. *Metals*. 2025;15(8):866.
<https://doi.org/10.3390/met1508086>
11. Блинов Е.А. *Топливо и теория горения*. Санкт-Петербург: Изд-во СЗТУ, 2007:119.
12. Дзюзер В.Я. *Теплотехника и тепловая работа печей*. 5-е изд., стер. СПб.: Лань, 2023:384.
13. Губинский В.И., Ольшанский В.М., Тимошпольский В.И., Мاستрюков Б.С. и др. *Металлургические печи. Теория и расчеты: учебник для вузов*. Минск: Белорусская наука, 2007:596.
14. Михеев М.А., Михеева И.М. *Основы теплопередачи*. Москва: Бастет, 2010:343.
15. Еронько С.П., Ошовская Е.В., Бедарев С.А. *Инновационное металлургическое оборудование. Сталеплавильное производство*. Москва-Вологда: Инфра-Инженерия, 2023:276.
16. Лисиенко В.Г., Лобанов В.И., Китаев Б.И. *Теплофизика металлургических процессов*. Москва: Юрайт, 2026:220.
17. Карпенко Г.А. Физические процессы при интенсификации тепловой работы сталеплавильной ванны. *Современные проблемы науки и образования*. 2006;5:37.
18. Кудрин В.А. *Теория и технология производства стали*. Москва: Мир/Питер, 2003:528.
19. Трубицын К.В. Метод дополнительных граничных условий в краевых задачах теплопроводности. *Математическое моделирование и численные методы*. 2025;2:68–81.
20. Самарский А.А., Гулин А.В. *Устойчивость разностных схем*. 3-е изд. Москва: ЛИБРОКОМ, 2009:384.

21. Лисиенко В.Г. *Топливо. Рациональное сжигание, управление и технологическое использование*. Москва: Теплотехник, 2003:586.
 22. Черноусов П.И. *Рециклинг. Технологии переработки и утилизации техногенных образований и отходов в черной металлургии*. Москва: МИСИС, 2011:427.
 23. Lytvynyuk Y., Schenk J., Hiebler M., Sormann A. Thermodynamic and kinetic model of the converter steelmaking process. Part 1: The Description of the BOF Model. *ISIJ International*. 2013;53(12):2145–2156.
 24. Causon D.M., Mingham C.G. *Introductory Finite Difference Methods for PDEs*. Bookboon, 2010:164.
- ### REFERENCES
1. Boichenko B.M., Okhotskogo V.B., Kharlashina P.S. *Converter steelmaking: theory, technology, steel quality, unit designs, material recycling, and ecology*. Dnepropetrovsk: DneprVAL, 2006:454. (In Russ.).
 2. Grigorovich K.V. The current state of ferrous metallurgy and the directions of its development in the digital economy. In: *Proceedings of the 15th International Congress of Steelmakers*. Moscow: RPK Print AP, 2018:42–59. (In Russ.).
 3. Jung-Min Yoo. A Study on preheating temperature and oxidation characteristics of steel scrap in EAF operation. *Resources Recycling*. 2023;32(4):39–46.
<https://doi.org/10.7844/kirr.2022.32.4.39>
 4. Pengcheng Xiao, Yuxin Jin, Liguang Zhu, Chao Wang, Rong Zhu. Comparative study of heat transfer simulation and effects of different scrap steel preheating methods. *Metals*. 2024;14(8):913.
<https://doi.org/10.3390/met14080913>
 5. Pak Yu.A., Fillippov G.A., Glukhikh M.V. Converter smelting of steel with preliminary scrap heating to reduce hot-metal consumption. *Steel in Translation*. 2016;46(9):657–661.
<https://doi.org/10.3103/S0967091216090072>
 6. Lyu C., et al. Dynamic modeling and simulation of basic oxygen furnace (BOF) operation. *Steel Research International*. 2020;91(7):1900654.
<https://doi.org/10.1002/srin.201900654>
 7. Gustafsson B., Kreiss H.-O., Oliger J. *Time-Dependent Problems and Difference Methods*, 2nd ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2013:528.
 8. Gubinskii V.I., Ol'shanskii V.M., Timoshpol'skii V.I., Mastryukov B.S. et al. *Metallurgical Furnaces. Theory and Calculations: a textbook for universities*. Minsk: Belorusskaya nauka, 2007:596. (In Russ.).
 9. Dzyuzer V.Ya. *Thermal Engineering and Thermal Operation of Furnaces*. 5th ed., ster. SPb.: Lan', 2023:384. (In Russ.).
 10. Lytvynyuk Y., Schenk J., Hiebler M., Sormann A. Thermodynamic and kinetic model of the converter steelmaking process. Part 1: The Description of the BOF Model. *ISIJ International*. 2013;53(12):2145–2156.
 11. Blinov E.A. *Fuel and Combustion Theory*. Saint Petersburg: Izd-vo SZTU: Izd-vo SZTU, 2007:119. (In Russ.).
 12. Eron'ko S.P., Oshovskaya E.V., Bedarev S.A. *Innovative metallurgical equipment. Steelmaking production*. Moscow–Vologda: Infra-Inzheneriya, 2023:276. (In Russ.).
 13. Lisienco V.G., Lobanov V.I., Kitaev B.I. *Thermophysics of Metallurgical Processes*. Moscow: Yurait, 2026:220. (In Russ.).
 14. Mikheev M.A., Mikheeva I.M. *Fundamentals of Heat Transfer*. Moscow: Bastet, 2010:343. (In Russ.).
 15. Kudrin V.A. *Theory and Technology of Steel Production*. Moscow: Mir/Piter, 2003:528. (In Russ.).
 16. Karpenko G.A. Physical processes during the intensification of the thermal operation of a steelmaking bath. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*. 2006;5:37. (In Russ.).
 17. Causon D.M., Mingham C.G. *Introductory Finite Difference Methods for PDEs*. Bookboon, 2010:164.
 18. Trubitsyn K.V. The method of additional boundary conditions in boundary value problems of heat conduction. *Matematicheskoe modelirovanie i chislennye metody*. 2025;2:68–81. (In Russ.).
 19. Jiankun Sun, Jiangshan Zhang, Rui Jiang, Xiaoming Feng, Qing Liu. Numerical Simulation of Droplet Splashing Behavior in Steelmaking Converter Based on VOF-to-DPM Hybrid Model and AMR Technique. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2024;55:1098–1116.
<https://doi.org/10.1007/s11663-024-03024-2>
 20. Samarskii A.A., Gulín A.V. *Stability of Difference Schemes*. 3rd ed. Moscow: LIBROKOM, 2009:384. (In Russ.).
 21. Lisienco V.G. *Fuel. Rational Combustion, Management, and Technological Use*. Moscow: Teplotekhnika, 2003:586. (In Russ.).
 22. Chernousov P.I. *Recycling. Technologies for processing and disposal of man-made formations and waste in ferrous metallurgy*. Moscow: MISIS, 2011:427. (In Russ.).
 23. Li Y.Z., et al. Physical and mathematical modeling of multiphase flows in a converter. *ISIJ*

International. 2018;58(4):678–692.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJIN T-2017-680>

24. Hassan M.B.A., Florian Charruault, Bapin Rout, Schrama F.N.H., Kuipers J.A.M., Yang Y. A Review of heat transfer and numerical modeling for scrap melting in steelmaking converters. *Metals.* 2025;15(8):866.
<https://doi.org/10.3390/met15080866>

Сведения об авторах

Михаил Викторович Темлянецв, д.т.н., профессор кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru
SPIN-код: 6169-5458

Мария Евгеньевна Корнет, старший преподаватель кафедры инженерной кибернетики, соискатель, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
ORCID: 0000-0002-4671-0847
E-mail: marya.kornet@gmail.com

Information about the Authors

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof. Departments of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru
SPIN-код: 6169-5458

Maria E. Kornet, Senior Lecturer of the Chair of Engineering Cybernetics, the applicant, National University of Science and Technology “MISIS”
ORCID: 0000-0002-4671-0847
E-mail: marya.kornet@gmail.com

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 10.07.2026

После доработки 20.08.2026

Принята к публикации 27.08.2026

Received 10.07.2026

Revised 20.08.2026

Accepted 27.08.2026

Оригинальная статья

УДК 621.791.72:621.791.92:621.785

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-110-120

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ

© 2026 г. А. П. Зыкова, А. О. Панфилов, А. В. Чумаевский, Е. А. Колубаев,
С. Ю. Тарасов

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

Аннотация. Исследовано влияние двухступенчатой термической постобработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства титанового сплава ВТ6, изготовленного методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии (ЭЛАП). Изучали два режима термической обработки: первый включал нагрев до температуры 900 °С (выдержка 6 ч, закалка в воде) с последующим отжигом при 575 °С (выдержка 2 ч, охлаждение в печи); второй режим отличался увеличением времени выдержки на первой стадии до 10 ч. Установлено, что исходная структура сплава ЭЛАП характеризуется вытянутыми столбчатыми зёрнами первичной β -фазы, внутри которых формируется α/β пластинчатая структура. Сплав ВТ6, полученный ЭЛАП, обладает сильной анизотропией механических свойств в зависимости от направления вырезки образцов, предел прочности 773 – 794 МПа, относительное удлинение от 3,0 до 11,5 %. Термическая постобработка по первому режиму приводит к формированию однородной $\alpha/\alpha'/\beta$ структуры корзиночного плетения с мартенситной фазой, повышению средней микротвердости до $4,4 \pm 0,2$ ГПа и существенному росту прочностных характеристик (предел прочности до 970 МПа при ориентации оси растяжения перпендикулярно направлению выращивания) при снижении пластичности до 1 %. Увеличение времени выдержки до 10 ч вызывает перегрев, коагуляцию α -пластин (до 20 мкм) и структурную неоднородность, что приводит к разбросу механических свойств. Результаты демонстрируют возможность управления свойствами аддитивного сплава ВТ6 через оптимизацию параметров термической обработки для достижения высоких прочностных показателей.

Ключевые слова: проволочная электронно-лучевая аддитивная технология, титановые сплавы, термообработка, микроструктура, механические свойства

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-20142 (<https://rscf.ru/project/25-19-20142>) и гранта в форме субсидии, выделяемого Департаментом по научно-технологическому развитию и инновационной деятельности Томской области (Соглашение № 02/3/2026).

Для цитирования: Зыкова А.П., Панфилов А.О., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю. Влияние термической обработки на структуру и свойства сплава ВТ6, полученного электронно-лучевой аддитивной технологией. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):110–120. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-110-120](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-110-120)

*Original article***EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF Ti6Al4V ALLOY PRODUCED BY WIRE-FEED ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING**

© 2026 A. P. Zykova, A. O. Panfilov, A. V. Chumaevskii, E. A. Kolubaev, S. Yu. Tarasov

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (2/4 Akademicheskii ave., Tomsk, 634055, Russia)

Abstract. The effect of two-stage thermal post-processing on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of the VT6 titanium alloy produced using wire and electron-beam additive manufacturing (WEBAM) technology was investigated. Two heat treatment regimes were studied: the first involved heating to a temperature of 900 °C (holding for 6 hours, quenching in water) followed by annealing at 575 °C (holding for 2 hours, cooling in an oven); the second regime differed by increasing the holding time at the first stage to 10 hours. It was established that the initial structure of the WEBAM alloy is characterized by elongated columnar grains of the prior β -phase, within which an α/β lamellar structure forms. The Ti6Al4V alloy obtained by WEBAM exhibits significant strong anisotropy of mechanical properties depending on the direction of sample cutting, with a tensile strength of 773 – 794 MPa, a relative elongation of 3.0 to 11.5 %. Thermal post-treatment according to the first mode leads to the formation of a homogeneous α/β basket structure with a martensitic phase, an increase in the average microhardness to 4.4 ± 0.2 GPa and a significant increase in strength characteristics (ultimate strength up to 970 MPa with the orientation of the tensile axis perpendicular to the direction of growth) with a decrease in ductility to 1 %. Increasing the holding time to 10 hours causes overheating, coarsening of α -plates (up to 20 μm), and structural heterogeneity, which leads to variability in mechanical properties. The results demonstrate the possibility of controlling the properties of the additively manufactured Ti6Al4V alloy by optimizing the heat treatment parameters to achieve high strength characteristics.

Keywords: wire-feed electron beam additive manufacturing, titanium alloys, heat treatment, microstructure, mechanical properties

Funding. This research was carried out with support from the Russian Science Foundation grant No. 25-19-20142 (<https://rscf.ru/project/25-19-20142>) and a subsidy grant allocated by the Department of Scientific, Technological Development and Innovative Activities of Tomsk Region (Agreement No. 02/3/2026).

For citation: Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Kolubaev E.A., Tarasov S.Yu. Effect of heat treatment on the structure and properties of Ti6Al4V alloy produced by wire-feed electron beam additive manufacturing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):110–120. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-110-120](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-110-120)

Введение

Титановый сплав ВТ6 является широко распространенным материалом в аэрокосмической отрасли благодаря высокому удельному отношению прочности к массе и коррозионной стойкости. В контексте задач импортозамещения и развития отечественных аддитивных технологий, проволоочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) представляет собой наиболее перспективный метод направленного энергетического подвода для получения крупногабаритных цельноплотных компонентов [1 – 3]. В отличие от порошковых методов аддитивного производства, технология ЭЛАП обеспечивает экстремально высокие скорости наплавки (до 22,68 кг/ч) и отсутствие дефектов типа газовой пористости, связанных с захватом газа в порош-

ковых частицах, за счет работы в условиях глубокого вакуума [2; 4; 5]. Однако, специфика послойного выращивания в вакуумной камере формирует уникальный и крайне сложный термический цикл, приводящий к образованию неоднородных структур, выраженным остаточным напряжениям и кристаллографической анизотропии [1; 4; 6; 7]. Формируются крупные вытянутые зерна первичной β -фазы, которые эпитакиально прорастают сквозь слои вдоль направления отвода тепла. На микроуровне наблюдается периодическое слоистое строение (чередование темных и светлых полос). Темные полосы представляют собой мелкоигольчатую структуру Видманштетта, которая формируется при первичном охлаждении из первичной β -области с относительно высокой скоростью. Светлые

полосы представляют собой зернограничную α -фазу, α/β колонии и ламели. Эта грубая структура является результатом многократных циклов нагрева (внутренняя термическая обработка) при осаждении последующих слоев, что обеспечивает диффузионную подвижность элементов и коагуляцию α -пластин [1].

Специфические условия процесса и высокие температурные градиенты в каждом конкретном методе АП могут приводить к специфической микроструктуре сплава ВТ6: образованию мартенситной α' -Ti фазы [8 – 11]; образованию метастабильных фаз α'' -Ti и ω -Ti [12; 13]; сегрегация алюминия из-за быстрого затвердевания и воздействие тепла при нанесении следующих слоев приводят к выделению интерметаллической фазы α_2 -Ti₃Al [6; 8]; обогащению легирующими элементами (Al, V и т.д.) на межфазной границе [14; 15].

Термическая постобработка (ТПО) аддитивно полученных изделий является предпочтительным подходом для оптимизации характеристик путем изменения микроструктурных особенностей [16 – 18]. Термическая постобработка (ТПО) обычно подразумевает контролируемую процедуру нагрева и охлаждения, используемую для изменения микроструктуры металлического материала с целью улучшения его физических и/или механических свойств [16 – 18]. Изменения, которые может вызвать ТПО металлического материала, зависят от системы легирования, исходной микроструктуры и режимов термической обработки и включают полиморфное превращение, гомогенизацию микроструктуры, изменения составляющих фаз, контроль размера зерна и снятие напряжений. Такие изменения посредством соответствующей ТПО часто приводят к сбалансированному сочетанию механических свойств, повышению коррозионной стойкости и других уникальных характеристик материала. Например, в работе [2] показано, что отжиг при температуре ниже $\beta \rightarrow \alpha$ полиморфного превращения (600 – 710 °C) не приводит к существенным диффузионным перестройкам, но помогает эффективно снизить остаточные напряжения до уровня менее, чем 100 МПа. При этом распад мартенсита α' -Ti обеспечивает равномерное распределение твердости (примерно 334 НВ) и увеличение значений относительного удлинения с 4,5 до 9,5 % при незначительном падении прочности (с 953 до 881 МПа). В работе [1] отмечается, что ТПО при температуре ниже $\beta \rightarrow \alpha$ полиморфного превращения в диапазоне температур 750 – 950 °C приводит к коагуляции и сфероидизации α -пластин. Объемная доля первичной α -Ti снижается по мере роста темпе-

ратуры из-за перераспределения β -Ti стабилизирующих элементов (V) в матрице. Несмотря на то, что такая обработка приводит к увеличению относительного удлинения за счет увеличения эффективной длины скольжения дислокаций, столбчатая морфология первичных β -Ti и анизотропия, обусловленная текстурой, сохраняются [1].

Термическая постобработка аддитивно полученного сплава ВТ6 с нагревом выше температуры $\beta \rightarrow \alpha$ полиморфного превращения (до 1050 °C) переводит сплав в однофазную β -Ti область, где дальнейшее формирование структуры зависит от скорости охлаждения. В работе [19] показано, что охлаждение в воду (закалка) подавляет диффузионный распад, приводя к бездиффузионному мартенситному превращению. Формируется α' -мартенсит в виде тонких игл, что обеспечивает максимальную микротвердость и сопротивление абразивному износу, но снижает пластичность [19]. ТПО сплава ВТ6 при температуре 1050 °C с последующим охлаждением в печи обеспечивает условия для диффузионного роста, формируя грубую структуру Видманштетта с толстыми α -Ti пластинами (до 3200 нм) и тонкими β -Ti прослойками. Такая структура демонстрирует минимальную твердость и наихудшие трибологические свойства из-за склонности к адгезионному взаимодействию и расслоению [19].

Наиболее перспективным режимом для достижения оптимального сочетания прочности и пластичности является двухступенчатая ТПО. Режим, включающий нагрев до температуры 950 °C (выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе) с последующей вторичной обработкой при 630 °C (выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе), формирует уникальную бимодальную микроструктуру [1]. Первый этап ТПО создает грубые, «крабоподобные» (stab-like) зерна первичной α -Ti фазы, окруженные мелкими пластинчатыми вторичными α -Ti ламелями. Механизм формирования «крабоподобной» морфологии обусловлен предпочтительным эпитаксиальным ростом вторичной α -Ti фазы по краям первичной α -Ti фазы из-за обогащения границ алюминием [1]. Вторичный отжиг увеличивает объемную долю мелкодисперсной вторичной α -Ti фазы внутри трансформированной β -Ti матрицы. Такая структура не только ослабляет макротекстуру α -фазы, снижая анизотропию, но и обеспечивает превосходные изотропные механические свойства: значения предела прочности достигают 889 МПа, предела текучести – 821 МПа, относительного удлинения составляет 7,6 – 8,1 % в различных направлениях [1].

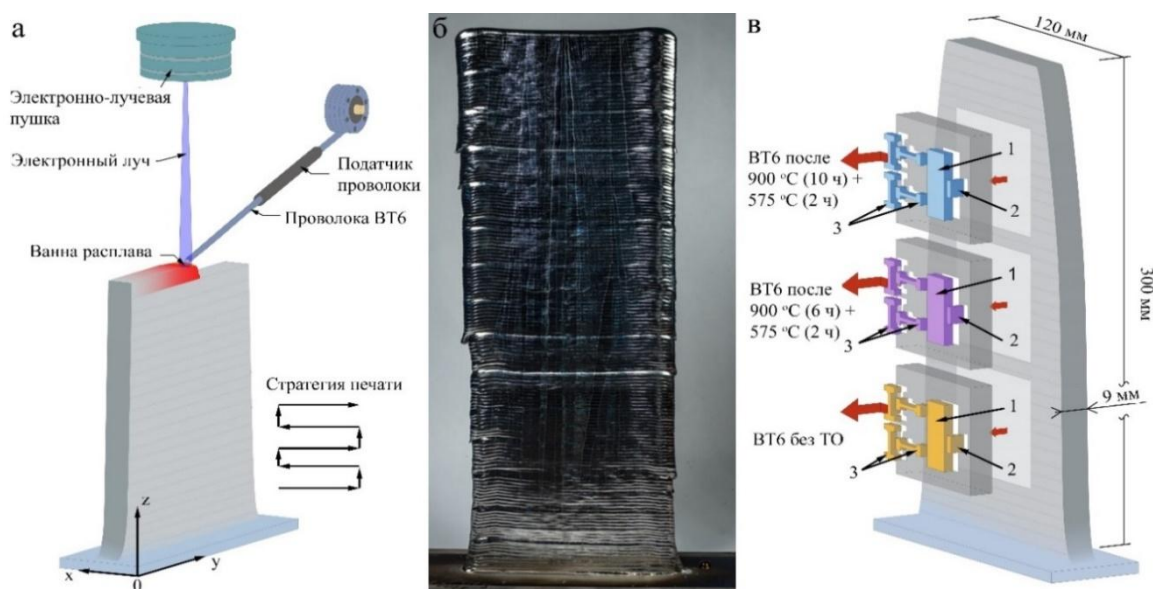


Рис. 1. Схема процесса печати ВТ6 методом ЭЛАП (а); внешний вид, полученного модельного образца (б); схема вырезки образцов для исследований и ТПО (в):

1 – исследования ОМ, микротвердости; 2 – исследования методом РФА;
3, 4 – исследования на одноосное растяжение

Fig. 1. Schematic of the Ti6Al4V alloy printing process by WEBAM (a); appearance of the obtained model sample (б); schematic of sample cutting for research and HPT (в):

1 – optical microscopy (OM) and microhardness studies; 2 – X-ray diffraction analysis; 3, 4 – uniaxial tensile tests

Несмотря на то, что для обработки изделий из сплава ВТ6, полученных ЭЛАП, применялись некоторые эффективные виды ТПО, оптимальные режимы термической обработки для достижения желаемых характеристик до сих пор не получены. В связи с тем, что в литературе в основном подробно исследуются аддитивные изделия из титановых сплавов, полученные порошковыми методами, необходимо также понимание фазовых превращений (включая ТПО), происходящих при печати изделий из титановых сплавов с использованием проволоки. Поэтому целью настоящей работы является исследование влияния двухступенчатой термической обработки на формирование микроструктуры, фазового состава и механических свойств в сплаве ВТ6, полученного ЭЛАП.

Материалы и методы исследования

Образцы титанового сплава ВТ6 были изготовлены на лабораторной установке электронно-лучевой аддитивной технологии Института физики прочности и материаловедения СО РАН. В качестве исходного материала использовали проволоку из титанового сплава ВТ6 диаметром 1,6 мм следующего состава, мас. %: 5,8 Al; 4,3 V; остальное Ti. Для формирования образцов использовали подложку из технически чистого титана ВТ1-0. Печать образцов из сплава ВТ6 производили в вакуумной камере при ускоряющем напряжении электронного пучка 30 кВ, скоростях подачи проволоки 800 мм/мин и перемещения столика 200 мм/мин. Ток электрон-

ного пучка составлял 32 мА. Стратегия сканирования заключалась в прямом и обратном проходе вдоль направления нанесения материала по оси ОХ (рис. 1, а). В результате был получен модельный образец ВТ6 (рис. 1, б) следующего химического состава, мас. %: 5,4 Al; 4,1 V, остальное Ti.

Образцы для исследований и ТПО вырезали из средней части полученного модельного образца. ТПО образцов ВТ6 осуществляли двумя способами в две ступени. Первый способ включал в себя нагрев образца ВТ6 до температуры 900 °С, затем выдержку 6 ч и последующую закалку в воде. Далее образец снова нагревали до 575 °С, выдерживали 2 ч и охлаждали вместе с печью. Второй способ включал в себя нагрев образца ВТ6 до температуры 900 °С, затем выдержку 10 ч и последующую закалку в воде. Далее образец снова нагревали до 575 °С, выдерживали 2 ч и охлаждали вместе с печью. Химический состав образцов после ТО не изменился.

Для исследования микроструктуры и механических свойств образцы ВТ6 вырезали согласно схеме, представленной на рис. 1, в. Образцы подвергали традиционной пробоподготовке, включающей стадии шлифовки на наждачной бумаге и полировки на алмазных пастах. Для выявления элементов микроструктуры полированная поверхность образцов ВТ6 подвергали химическому травлению реагентами 2,5 мл HNO₃ + 1 мл HCl + 1 мл HF + 95 мл H₂O и 4 мл HF + 6 мл HCl + 8 мл HNO₃ + 82 мл H₂O.

Макро- и микроструктуру образцов исследовали с помощью оптической микроскопии (ОМ, микроскоп Altami Met 1S и конфокальный лазерный микроскоп Olympus). Рентгенофазовый анализ (РФА) исследовали на дифрактометре XRD-7000S с использованием $\text{CuK}\alpha$ излучения. Испытания на одноосное растяжение были проведены на универсальной испытательной машине UTC-110M-100 при комнатной температуре со скоростью движения захватов 1 мм/мин. Для испытания на одноосное растяжение вырезали плоские образцы с осями растяжения вдоль направления печати и в направлении выращивания образца в форме двусторонней лопатки, размерами рабочей части $12,0 \times 2,7 \times 2,5$ мм в соответствии со схемой (рис. 1, в). Было испытано по три лопатки при комнатной температуре для каждого типа образцов. Измерения микротвердости по Виккерсу (50 г, выдержка 10 с) проводили на металлографических образцах с помощью микротвердомера TBM 5215A. Для каждого образца проводили не менее пяти измерений микротвердости на точку.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2, а – г представлены оптические изображения сплава ВТ6, полученного ЭЛАП. Макроструктура сплава ВТ6 характеризуется вытянутыми столбчатыми и единичными равноосными границами зерен первичной β -Ti фазы (рис. 2, а). Форма столбчатых зерен обусловлена их преимущественным ростом в направлении отвода тепла. На бывших границах первичной β -Ti фазы хорошо визуализируется зернограничная α -фаза, из которой растут колонии α/β -пластин в различном направлении (рис. 2, б – г). Средний размер пластин α -Ti в колониях составляет $0,6 \pm 0,03$ мкм. Ранее было установлено, что в сплаве ВТ6, полученного ЭЛАП, между пластинами α -фазы помимо β -фазы, обнаружены метастабильные фазы α'' -Ti и α_2 -Ti₃Al [20].

В макроструктуре сплава ВТ6, полученного ЭЛАП, с последующей ТПО при температуре 900 °С в течение 6 ч с охлаждением в воде (ОВ) и дальнейшей выдержке в печи при температуре 575 °С в течение 2 ч с охлаждением в печи (ОП) аналогично образцу ВТ6 без ТПО, сохраняются границы столбчатых зерен (рис. 2, д). Микроструктура сплава ВТ6 после ТПО с выдержкой 6 ч однородна и характеризуется крупной α -Ti с морфологией фазой корзиночного плетения и мартенситной α' -Ti фазой (рис. 2, е – з). Средний размер ширины α -пластин составляет $2,3 \pm 0,1$ мкм.

Термическая постобработка сплава ВТ6, полученного ЭЛАП, после выдержки при темпера-

туре 900 °С в течение 10 ч с последующим охлаждением в воду и дальнейшей выдержке при 575 °С в течение 2 ч приводит к формированию единичных равноосных зерен (рис. 2, и). При этом в отличие от предыдущего образца более длительная выдержка сплава ВТ6 при температуре 900 °С в течение 10 ч приводит к перегреву сплава и микроструктурной неоднородности, где α -Ti фаза представлена отдельными еще более крупными разноориентированными иглами и пластинами, корзиночным строением и мелкодисперсной мартенситной фазой (рис. 2, к, л). Средний размер ширины α -Ti пластин составляет $2,8 \pm 0,2$ мкм. Кроме этого, наблюдается коагуляция α -Ti пластин титана, ширина которых варьируется примерно от 8 до 20 мкм (рис. 2, м).

Соотношения интенсивностей рефлексов $(100)_\alpha$, $(101)_\alpha$, $(112)_\alpha$ и $(201)_\alpha$ сплава ВТ6, полученного ЭЛАП, свидетельствуют о наличии ярко выраженной текстуры роста (рис. 3). При этом рефлексов β -Ti фазы не обнаружено. Термическая постобработка сплава ВТ6 приводит к значительным изменениям преимущественной ориентации зерен и соотношению интенсивностей рефлексов α/α' -Ti фазы (рис. 3). Увеличенное изображение углового положения пика α -Ti примерно при 41° демонстрирует его уширение и смещение влево, то есть его межплоскостное расстояние увеличивается, вероятно, из-за $\alpha \rightarrow \alpha'$ -превращения (рис. 3).

На рис. 4 представлены профили микротвердости сплава ВТ6, полученного ЭЛАП и после ТПО. Измерения микротвердости по Виккерсу проводили на образцах снизу-вверх по центральной линии сечения ZOY (на шлифах рис. 2, а, д, и). В сплаве ВТ6, полученного ЭЛАП без ТПО, среднее значение микротвердости составляет $3,2 \pm 0,2$ ГПа (рис. 4, а). ТПО сплава ВТ6 после 900 °С (6 ч) – ОВ + 575 °С (2 ч) – ОП приводит к повышению значений микротвердости, среднее значение составляет $4,4 \pm 0,2$ ГПа (рис. 4, а). Повышение значений связано с дисперсионным упрочнением за счет формирования мелкодисперсной мартенситной составляющей внутри «корзиночной» структуры. При увеличении времени выдержки до 10 ч твердость снижается до $3,6 \pm 0,2$ ГПа (рис. 4, а), что коррелирует с процессами коагуляции α -Ti пластин и снятием внутренних напряжений, однако остается выше исходного уровня из-за присутствия закалочной мартенситной структуры. У всех исследуемых образцов профили микротвердости имеют большой разброс значений, что связано с неоднородностью структуры сплава ВТ6, полученного ЭЛАП. Кроме того, ранее было уста-

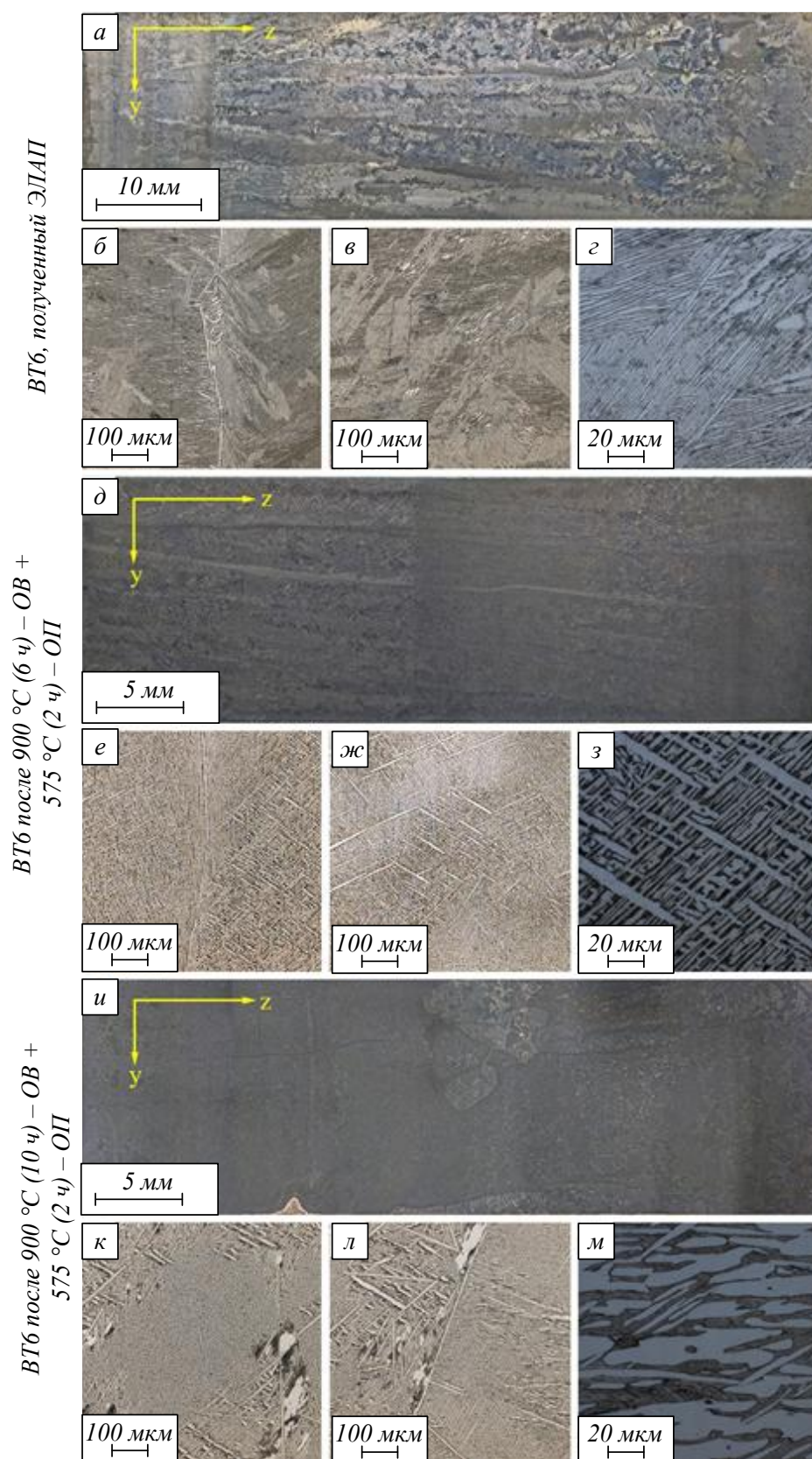


Рис. 2. Макро- и микроструктура сплава ВТ6, полученного ЭЛАП (а – г); сплава ВТ6 после 900 °С (6 ч) – ОВ + 575 °С (2 ч) – ОП (д – з) и сплава ВТ6 после 900 °С (10 ч) – ОВ + 575 °С (2 ч) – ОП (и – м); ОВ – охлаждение в воду; ОП – охлаждение в печь

Fig. 2. Macro- and microstructure of Ti6Al4V, manufactured by WEBAM (a – г); Ti6Al4V after 900 °C (6 h) – WQ + 575 °C (2 h) – FC (д – з) and Ti6Al4V after 900 °C (10 h) – WQ + 575 °C (2 h) – FC (и – м); WQ – water cooling; FC – furnace cooling

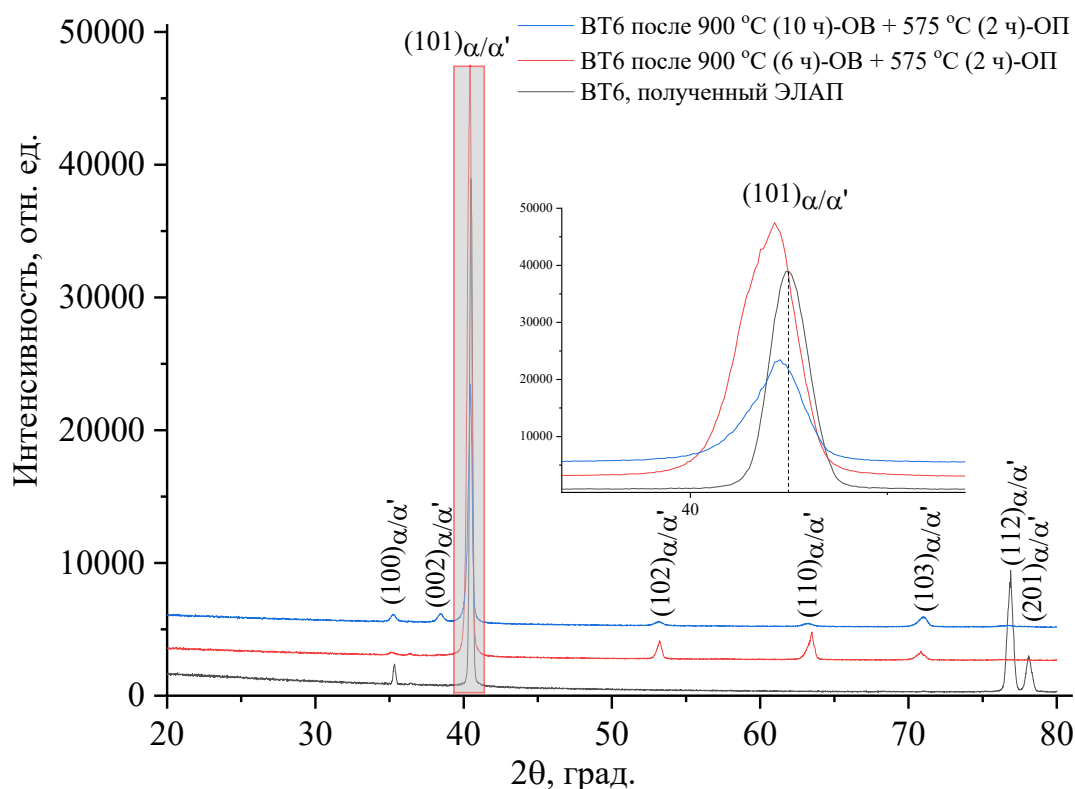


Рис. 3. Рентгенограммы сплава BT6, полученного ЭЛАП, сплава BT6 после 900 °С (6 ч) – ОВ + 575 °С (2 ч) – ОП и сплава BT6 после 900 °С (10 ч) – ОВ + 575 °С (2 ч) – ОП

Fig. 3. XRD diffractograms of Ti6Al4V, manufactured by WEBAM, Ti6Al4V after 900 °C (6 h) – WQ + 575 °C (2 h) – FC and Ti6Al4V after 900 °C (10 h) – WQ + 575 °C (2 h) – FC

новлено, что одноступенчатая ТПО при температуре 900 °С в течение 1 ч сплава BT6_{св} не обеспечивает полного растворения и распада метастабильных фаз, что также является причиной структурной неоднородности [6].

Результаты испытаний на статическое растяжение образцов сплава BT6, полученных ЭЛАП, без ТПО и после различных режимов ТПО представлены на рис. 4, б. Представлены средние значения испытаний на статическое растяжение образцов (на каждую точку исследовалось по три лопатки), вырезанных в различных направлениях (рис. 1, в). Стоит отметить, что в целом механические характеристики сплава BT6, полученного ЭЛАП без ТПО, сильно зависят от направления вырезки образцов, то есть наблюдается сильная анизотропия свойств [20]. В случае образцов BT6 без ТПО значения предела текучести, а также предела прочности, измеренные при ориентации осей растяжения вертикальном и горизонтальном направлении составляют 598 ± 17 и 794 ± 23 МПа и 659 ± 19 и 773 ± 23 МПа (рис. 4, б). Значения относительного удлинения образцов с осями растяжения вдоль вертикального и горизонтального направлений составляют 11,5 и 3,0 % (рис. 4, б). ТПО привела к повышению значений пределов текучести и прочности при этом значения относительного удлинения

резко снизились до 1 % (рис. 4, б). Наиболее высокие значения пределов прочности и текучести наблюдаются у сплава BT6 после 900 °С (6 ч) – ОВ + 575 °С (2 ч) – ОП, которые составляют 793 ± 23 и 874 ± 26 МПа и 882 ± 26 и 970 ± 30 МПа относительно направления роста и перпендикулярно ему. Второй режим (BT6 после 900° (10 ч) – ОВ + 575° (2 ч) – ОП) показал неэффективность из-за формирования более грубой неоднородной структуры. Большой разброс пределов текучести и прочности свидетельствует о том, что наличие крупных коагулированных пластин (до 20 мкм) снижает сопротивление пластической деформации, инициируя преждевременное разрушение, в то время как зоны с мелкодисперсной структурой продолжают сопротивляться деформации. Таким образом, более длительное время выдержки (10 ч) при температуре 900 °С приводит к понижению механических свойств по сравнению со сплавом BT6, выдержанным при 900 °С в течение 6 ч.

Выводы

Исследовано влияние термической постобработки на формирование структурно-фазового состава и механические характеристики сплава

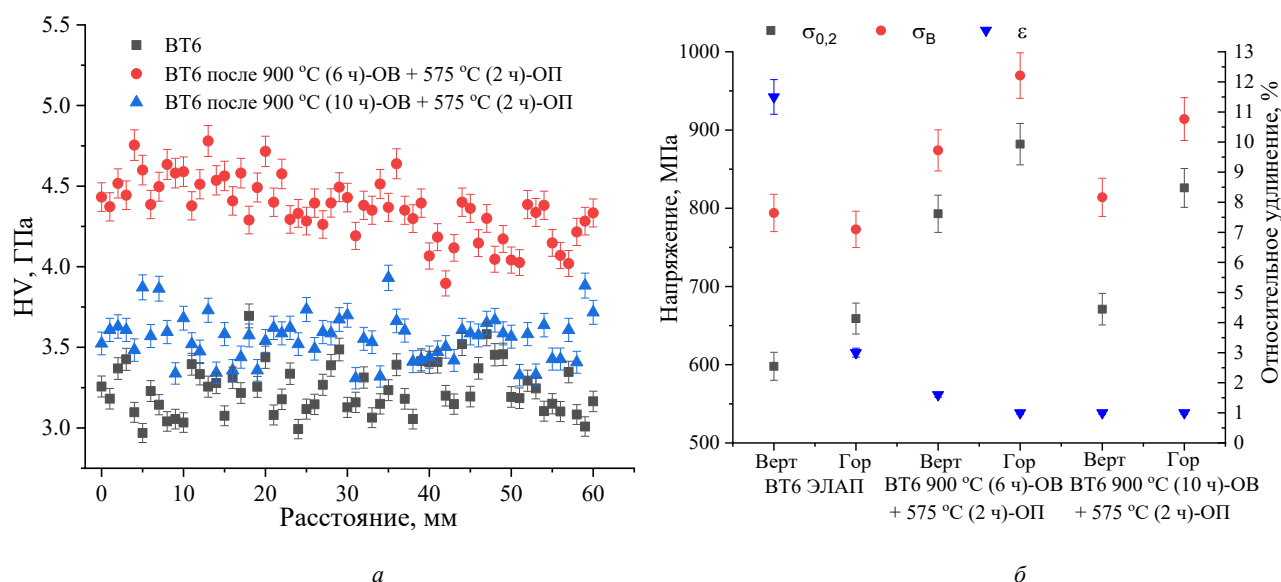


Рис. 4. Профили микротвердости (а) и зависимости механических характеристик от вида ТО и направления вырезки образцов (б)

Fig. 4. Microhardness profiles (a) and the dependence of mechanical properties on the type of heat treatment and the specimen cutting direction (b)

BT6, полученного проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологией. Установлено, что оптимальным режимом для достижения максимальных прочностных характеристик сплава BT6 является двухступенчатая обработка: нагрев до 900 °C с выдержкой 6 ч и закалкой в воде с последующим отжигом при 575 °C в течение 2 ч с охлаждением в печи. Рассматриваемый режим обеспечивает формирование однородной α -Ti структуры корзиночного плетения с дисперсной мартенситной фазой, что повышает предел прочности до 970 МПа и микротвердость до 4,4 ГПа. Однако, следует учитывать, что такая обработка сопровождается снижением пластичности до 1 %, что ограничивает применение материала в условиях динамических нагрузок без дополнительной оптимизации.

Увеличение времени высокотемпературной выдержки до 10 ч при температуре 900 °C (с закалкой в воде с последующим отжигом при 575 °C в течение 2 ч с охлаждением в печи) приводит к перегреву материала, коагуляции α -пластин и появлению структурной неоднородности, что негативно сказывается на стабильности механических свойств. Полученные данные могут быть использованы для разработки регламентов термической обработки крупногабаритных деталей аэрокосмического назначения, изготавливаемых методом ЭЛАП, с акцентом на достижение высоких статических прочностных показателей. Дальнейшие исследования должны быть направлены на поиск компромиссных режимов, позволяющих сохранить высокую прочность при одновременном восстановлении пластичности материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tao X., Jiang Y., Xu Z., Tao S., Zhang S., Yao Z., Zhang B. Electron beam freeform fabrication of Ti6Al4V alloy and the role of post-heat treatment in the microstructure, texture, and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;954:170212. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170212>
2. Pixner F., Warchomicka F., Peter P., Steuwer A. Wire-Based Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V Using Electron Beam Technique. *Materials*. 2020;13:3310. <https://doi.org/10.3390/ma13153310>
3. Чумаевский А.В., Гурьянов Д.А., Осипович К.С., Филиппов А.В., Фортуна С.В., Шамарин Н.Н., Семенчук В.М., Сидоров Е.А., Кушнарев Ю.В., Белослудцева А.А., Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А. Применение электронно-лучевого проволоочного производства для получения крупногабаритных изделий промышленного назначения. *Физическая мезомеханика*. 2025;28-6:97–128. https://doi.org/10.55652/1683-805X_2025_28_6_97-128
4. Xu J., Zhu J., Fan J., Zhou Q., Peng Y., Guo S. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated using electron beam freeform fabrication. *Vacuum*. 2019;167:364–373. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.06.030>
5. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, meso- and macro-structural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-

- beam additive manufacturing. *Physical mesomechanics*. 2022;25:479–491.
<https://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
6. Zykova A., Panfilov A., Vorontsov A., Shmakov V., Savchenko N., Gurianov D., Gusarenko A., Utyaganova V., Krasnoveikin V., Tarasov S. Microstructural and phase evolution of Ti6Al4V in electron beam wire additive manufacturing and on the subtransus quenching and normalization. *Materials Science & Engineering A*. 2024;898:146384.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146384>
 7. De Formanoir C., Michotte S., Rigo O., Germain L., Godet S. Electron beam melted Ti–6Al–4V: Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material. *Materials Science & Engineering A*. 2016;652:105–119.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.052>
 8. Thijs L., Verhaeghe F., Craeghs T., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V. *Acta Materialia*. 2010;58-9:3303–3312.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>
 9. Al-Bermani S.S., Blackmore M.L., Zhang W., Todd I. The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted Ti–6Al–4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010;41:3422–3434.
<https://doi.org/10.1007/s11661-010-0397-x>
 10. Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*. 2013;48:300–307.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011>
 11. Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti–6Al–4V Alloy Processed by Selective Laser Melting. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011;4:3190–3199.
<https://doi.org/10.1007/s11661-011-0731-y>
 12. Zeng L., Bieler T.R. Effects of working, heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α' , α'' and β phases in Ti–6Al–4V wire. *Materials Science and Engineering: A*. 2005;392-1-2:403–414.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.072>
 13. Murr L.E., Quinones S.A., Gaytan S.M., Lopez M.I., Rodela A., Martinez E.Y., Hernandez D.H., Martinez E., Medina F., Wicker R.B. Microstructure and mechanical behavior of Ti–6Al–4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2009;2-1:20–32.
<https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2008.05.004>
 14. Safdar A., Wei L.-Y., Snis A., Lai Z. Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti–6Al–4V. *Materials Characterization*. 2012;65:8–15.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.12.008>
 15. Galarraga H., Warren R.J., Lados D.A., Dehoff R.R., Kirka M.M., Nandwana P. Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti–6Al–4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM). *Materials Science and Engineering: A*. 2017;685:417–428.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.019>
 16. Laleh M., Sadeghi E., Revilla R.I., Chao Q., Haghdadi N., Hughes A.E., Xu W., De Graeve I., Qian M., Gibson I., Tan M.Y. Heat treatment for metal additive manufacturing. *Progress in Materials Science*. 2023;133:101051.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2022.101051>
 17. Jaber H., Kónya J., Kulcsár K., Kovács T. Effects of Annealing and Solution Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Manufactured by Selective Laser Melting. *Materials*. 2022;15(5):1978.
<https://doi.org/10.3390/ma15051978>
 18. Carrozza A., Marchese G., Saboori A., Bassini E., Aversa A., Bondioli F., Ugues D., Biamino S., Fino P. Effect of Aging and Cooling Path on the Super β -Transus Heat-Treated Ti–6Al–4V Alloy Produced via Electron Beam Melting (EBM). *Materials*. 2022;15(12):4067.
<https://doi.org/10.3390/ma15124067>
 19. Sharma D., Kamran M., Paraye N.K., Anant R. Insights into the wear behaviour of electron beam melted Ti–6Al–4V alloy in the as-built and the heat-treated conditions. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;71:669–678.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.09.060>
 20. Chumaeveskii A.V., Guryanov D.A., Fortuna S.V., Shamarin N.N., Osipovich K.S., Semenchuk V.M., Amirov A.I., Panfilov A.O., Sidorov E.A., Nikolaeva A.V., Kushnarev Yu.V., Rubtsov K.V., Tarasov S.Yu., Korsunsky A.M., Kolubaev E.A. The Influence of the Content of Alloying Elements in Titanium Alloys Ti–6Al–4V and Ti–4Al–3V on the Macro- and Microstructure in Wire–Feed Electron Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanics*. 2026;29:408–420.
<https://doi.org/10.1134/S1029959925601289>

REFERENCES

1. Tao X., Jiang Y., Xu Z., Tao S., Zhang S., Yao Z., Zhang B. Electron beam freeform fabrication of Ti6Al4V alloy and the role of post-heat treatment in the microstructure, texture, and

- mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;954:170212.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170212>
2. Pixner F., Warchomicka F., Peter P., Steuwer A. Wire-Based Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V Using Electron Beam Technique. *Materials*. 2020;13:3310.
<https://doi.org/10.3390/ma13153310>
 3. Chumaevskii A.V., Gur'yanov D.A., Osipovich K.S., Filippov A.V., Fortuna S.V., Shamarin N.N., Semenchuk V.M., Sidorov E.A., Kushnarev Yu.V., Belosludtseva A.A., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A. Application of electron-beam wire production for manufacturing large-scale industrial products. *Fizicheskaya mekhanika*. 2025;28-6:97–128. (In Russ.).
https://doi.org/10.55652/1683-805X_2025_28_6_97-128
 4. Xu J., Zhu J., Fan J., Zhou Q., Peng Y., Guo S. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated using electron beam freeform fabrication. *Vacuum*. 2019;167:364–373.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.06.030>
 5. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical mesomechanics*. 2022;25:479–491.
<https://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
 6. Zykova A., Panfilov A., Vorontsov A., Shmakov V., Savchenko N., Gurianov D., Gusarenko A., Utyaganova V., Krasnoveikin V., Tarasov S. Microstructural and phase evolution of Ti6Al4V in electron beam wire additive manufacturing and on the subtransus quenching and normalization. *Materials Science & Engineering A*. 2024;898:146384.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146384>
 7. de Formanoir C., Michotte S., Rigo O., Germain L., Godet S. Electron beam melted Ti-6Al-4V: Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material. *Materials Science & Engineering A*. 2016;652:105–119.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.052>
 8. Thijs L., Verhaeghe F., Craeghs T., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*. 2010;58-9:3303–3312.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>
 9. Al-Bermani S.S., Blackmore M.L., Zhang W., Todd I. The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010;41:3422–3434.
<https://doi.org/10.1007/s11661-010-0397-x>
 10. Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*. 2013;48:300–307.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011>
 11. Vilaro T., Colin C., Bartout J.D. As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011;4:3190–3199.
<https://doi.org/10.1007/s11661-011-0731-y>
 12. Zeng L., Bieler T.R. Effects of working, heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α' , α'' and β phases in Ti-6Al-4V wire. *Materials Science and Engineering: A*. 2005;392-1-2:403–414.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.072>
 13. Murr L.E., Quinones S.A., Gaytan S.M., Lopez M.I., Rodela A., Martinez E.Y., Hernandez D.H., Martinez E., Medina F., Wicker R.B. Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2009;2-1:20–32.
<https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2008.05.004>
 14. Safdar A., Wei L.-Y., Snis A., Lai Z. Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*. 2012;65:8–15.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.12.008>
 15. Galarraga H., Warren R.J., Lados D.A., Dehoff R.R., Kirka M.M., Nandwana P. Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM). *Materials Science and Engineering: A*. 2017;685:417–428.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.019>
 16. Laleh M., Sadeghi E., Revilla R.I., Chao Q., Haghdadi N., Hughes A.E., Xu W., De Graeve I., Qian M., Gibson I., Tan M.Y. Heat treatment for metal additive manufacturing. *Progress in Materials Science*. 2023;133:101051.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2022.101051>
 17. Jaber H., Kónya J., Kulcsár K., Kovács T. Effects of Annealing and Solution Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Manufactured by Selective Laser Melting. *Materials*. 2022;15(5):1978.
<https://doi.org/10.3390/ma15051978>
 18. Carrozza A., Marchese G., Saboori A., Bassini E., Aversa A., Bondioli F., Ugues D., Biamino S.,

Fino P. Effect of Aging and Cooling Path on the Super β -Transus Heat-Treated Ti-6Al-4V Alloy Produced via Electron Beam Melting (EBM). *Materials*. 2022;15(12):4067. <https://doi.org/10.3390/ma15124067>

19. Sharma D., Kamran M., Paraye N.K., Anant R. Insights into the wear behaviour of electron beam melted Ti-6Al-4V alloy in the as-built and the heat-treated conditions. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;71:669–678. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.09.060>
20. Chumaevskii A.V., Guryanov D.A., Fortuna S.V., Shamarin N.N., Osipovich K.S., Semenchuk V.M., Amirov A.I., Panfilov A.O., Sidorov E.A., Nikolaeva A.V., Kushnarev Yu.V., Rubtsov K.V., Tarasov S.Yu., Korsunsky A.M., Kolubaev E.A. The Influence of the Content of Alloying Elements in Titanium Alloys Ti-6Al-4V and Ti-4Al-3V on the Macro- and Microstructure in Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanics*. 2026;29:408–420. <https://doi.org/10.1134/S1029959925601289>

Сведения об авторе:

Анна Петровна Зыкова, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: zykovaap@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8779-3784

SPIN-код: 4383-5807

Александр Олегович Панфилов, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: alexpl@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8648-0743

SPIN-код: 7100-8529

Андрей Валерьевич Чумаевский, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: tch7av@gmail.com

ORCID: 0000-0002-1983-4385

SPIN-код: 8608-1377

Евгений Александрович Колубаев, д. т.н., заведующий лабораторией локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0001-7288-3656

SPIN-код: 6575-1950

Сергей Юльевич Тарасов, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физики упрочнения поверх-

ности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: tsy@ispms.ru

ORCID: 0000-0003-0702-7639

SPIN-код: 1740-3089

Information about the author:

Anna P. Zykova, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: zykovaap@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8779-3784

SPIN-код: 4383-5807

Aleksandr O. Panfilov, Cand. Sci. (Eng.), Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: alexpl@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8648-0743

SPIN-код: 7100-8529

Andrei V. Chumaevskii, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: tch7av@gmail.com

ORCID: 0000-0002-1983-4385

SPIN-код: 8608-1377

Evgenii A. Kolubaev, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: eak@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0001-7288-3656

SPIN-код: 6575-1950

Sergei Yu. Tarasov, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher at the Laboratory of Physics of Surface Phenomena, Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: tsy@ispms.ru

ORCID: 0000-0003-0702-7639

SPIN-код: 1740-3089

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

The author declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 06.08.2026

После доработки 30.08.2026

Принята к публикации 07.09.2026

Received 06.08.2026

Revised 30.08.2026

Accepted 07.09.2026

Оригинальная статья

УДК 621.74:658.5

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-121-132

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ВНЕДРЕНИЯ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ СИСТЕМ РЕНТГЕНОВСКОГО КОНТРОЛЯ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

© 2026 г. Р. М. Хамитов

Казанский государственный энергетический университет (Россия, 420066, Республика Татарстан, Казань, ул. Красносельская, 51)

Аннотация. Представлена комплексная методика оценки экономической эффективности внедрения интеллектуальных систем рентгеновского контроля, функционирующих на основе алгоритмов машинного обучения, в условиях литейного производства. Актуальность исследования обусловлена объективной необходимостью количественного обоснования инвестиционных решений при модернизации систем неразрушающего контроля с учетом специфических особенностей технологий искусственного интеллекта, отличающих такие проекты от традиционных инвестиций в оборудование. Разработанная методика включает детализированную структуру капитальных и операционных затрат, а также алгоритм расчета прямых и косвенных экономических эффектов. К числу прямых эффектов отнесены снижение уровня брака продукции, повышение производительности контрольных операций и сокращение трудозатрат высококвалифицированных дефектоскопистов. Косвенные выгоды учитывают снижение рисков рекламаций, улучшение репутационных позиций предприятия и минимизацию производственных рисков, связанных с выпуском некачественной продукции. Научная новизна предлагаемого подхода заключается в интеграции в экономическую модель технических метрик качества обнаружения дефектов (вероятность истинного обнаружения и уровень ложных срабатываний), а также математического описания метода трекинга потенциальных дефектов в последовательности изображений. Это позволяет установить количественную взаимосвязь между точностью работы алгоритмов и итоговыми финансовыми показателями проекта. Теоретическое моделирование, выполненное с использованием репрезентативного открытого набора рентгеновских изображений литых изделий, подтвердило работоспособность предложенной методики. Установлено, что критическим фактором, определяющим успех внедрения, является вероятность истинного обнаружения дефектов, при снижении которой экономическая эффективность проекта существенно уменьшается. Методика может быть использована металлургическими и машиностроительными предприятиями для технико-экономического обоснования проектов цифровой трансформации процессов контроля качества и принятия обоснованных управленческих решений о модернизации производства.

Ключевые слова: экономическая эффективность, автоматизированный рентгеновский контроль, машинное обучение, литейное производство, неразрушающий контроль

Благодарности. Автор выражает признательность коллегам за помощь в подготовке методики расчета экономических показателей.

Для цитирования: Хамитов Р.М. Методика оценки экономической эффективности внедрения интеллектуальных систем рентгеновского контроля в литейном производстве. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):121–132. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-121-132](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-121-132)

Original article

METHODOLOGY FOR ASSESSING THE ECONOMIC EFFICIENCY OF THE INTRODUCTION OF INTELLIGENT X-RAY CONTROL SYSTEMS IN FOUNDRY PRODUCTION

© 2026 R. M. Khamitov

Kazan State Power Engineering University (51 Krasnoselskaya str., Kazan, 420066, Republic of Tatarstan, Russian Federation)

Abstract. The article presents a comprehensive methodology for assessing the economic efficiency of implementing intelligent X-ray inspection systems based on machine learning algorithms in foundry production. The relevance of the research is determined by the objective need for quantitative justification of investment decisions when modernizing non-destructive testing systems, considering the specific features of artificial intelligence technologies that distinguish such projects from traditional investments in equipment. The developed methodology includes a detailed structure of capital and operating expenditures, as well as an algorithm for calculating direct and indirect economic effects. Direct effects include reduction in product defect rates, increased productivity of inspection operations, and reduced labor costs for highly qualified flaw detectors. Indirect benefits account for reduction in claim risks, improvement of the enterprise's reputational position, and minimization of production risks associated with the release of low-quality products. The scientific novelty of the proposed approach lies in the integration into the economic model of technical metrics for defect detection quality, such as the true positive detection probability and false positive rate, as well as a mathematical description of the method for tracking potential defects in image sequences. This makes it possible to establish a quantitative relationship between the accuracy of algorithms and the final financial indicators of the project. Theoretical modeling, performed using a representative open dataset of X-ray images of cast products, confirmed the viability of the proposed methodology. It has been established that the critical factor determining the success of implementation is the probability of true defect detection, the decrease of which significantly reduces the economic efficiency of the project. The methodology can be used by metallurgical and machine-building enterprises for the feasibility study of digital transformation projects in quality control processes and for making informed management decisions on production modernization.

Keywords: economic efficiency, automated X-ray inspection, machine learning, foundry production, non-destructive testing

Acknowledgements. The author expresses gratitude to colleagues for their help in preparing the methodology for calculating economic indicators.

For citation: Kamitov R. Methodology for assessing the economic efficiency of the introduction of intelligent X-ray control systems in foundry production. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):121–132. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-121-132](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-121-132)

Введение

В условиях глобальной конкуренции и ужесточения требований к качеству продукции металлургические предприятия сталкиваются с необходимостью модернизации систем контроля качества [1; 2]. Литейное производство, являющееся критически важным звеном в цепочке создания стоимости машиностроительной продукции, традиционно сталкивается с проблемами высокого (3 – 7 %) уровня брака и значительных затрат на контроль качества [3; 4].

Рентгеновский неразрушающий контроль (НК) представляет собой один из наиболее информативных методов выявления внутренних дефектов литых изделий, таких как газовые по-

ры, усадочные раковины, трещины и неметаллические включения [5; 6]. Однако традиционные методы визуальной интерпретации рентгеновских снимков требуют высокой квалификации экспертов (уровень 2 по ГОСТ Р 50.05.02) и значительных временных затрат (3 – 5 мин на изделие) [7; 8].

Развитие технологий искусственного интеллекта (ИИ) и машинного обучения открывает возможности для создания автоматизированных систем дефектоскопии, способных существенно повысить эффективность контроля качества [9; 10]. Однако внедрение таких систем требует значительных инвестиций в оборудование, программное обеспечение и обучение персонала, что

делает актуальной задачу оценки экономической эффективности подобных проектов [11; 12].

Существующие методики оценки экономической эффективности внедрения новых технологий в промышленности [13; 14] не учитывают специфику AI-решений:

- зависимость точности алгоритмов от качества и объема обучающих данных;
- необходимость периодического дообучения моделей (концептуальный дрейф);
- интеграционные затраты на подключение к существующим производственным системам;
- специфические риски (кибербезопасность, зависимость от вендоров).

Отсутствие адаптированной методики оценки экономической эффективности затрудняет принятие обоснованных управленческих решений о внедрении автоматизированных систем контроля и ограничивает распространение передовых технологий в металлургической отрасли.

Цель настоящей работы – разработать и теоретически обосновать методику оценки экономической эффективности внедрения интеллектуальных систем рентгеновского контроля на основе алгоритмов машинного обучения в литейном производстве с учетом технических метрик качества обнаружения дефектов.

При исследовании ставили следующие задачи:

1. Разработать структуру затрат и выгод при внедрении интеллектуальных систем контроля.
2. Создать математическую модель расчета экономических показателей (NPV, IRR, срок окупаемости).
3. Интегрировать технические метрики обнаружения дефектов (TPP, FPP) в экономическую модель.
4. Определить ключевые факторы, влияющие на экономическую эффективность внедрения.
5. Провести теоретическое моделирование на основе данных набора «Отливки».

Методы и принципы исследования

Для оценки экономической эффективности внедрения интеллектуальных систем рентгеновского контроля разработан комплексный подход, включающий расчет затрат, выгод и инвестиционных показателей с учетом специфики AI-решений. Последовательность расчета экономических показателей представлена на рис. 1.

Структура затрат на внедрение

Общие затраты на внедрение автоматизированной системы рентгеновского контроля (АСРК) включают компоненты, представленные в табл. 1.

Суммарные капитальные затраты рассчитываются по следующей формуле:

$$CAPEX = C_{equipment} + C_{computing} + C_{software} + C_{installation} + C_{calibration},$$

где $C_{equipment}$ – стоимость рентгеновского оборудования; $C_{computing}$ – стоимость вычислительных ресурсов; $C_{software}$ – стоимость лицензий на ПО; $C_{installation}$ – затраты на монтаж и пусконаладку; $C_{calibration}$ – стоимость калибровочного оборудования.

Годовые операционные затраты определяли по уравнению:

$$OPEX = C_{electricity} + C_{maintenance} + C_{retraining} + C_{labor} + C_{depreciation}$$

где $C_{electricity}$ – затраты на электроэнергию для функционирования рентгеновского оборудования и вычислительных серверов; $C_{maintenance}$ – расходы на техническое обслуживание и ремонт аппаратной части системы; $C_{retraining}$ – затраты на периодическое дообучение моделей машинного обучения для компенсации концептуального дрейфа; C_{labor} – фонд оплаты труда персонала, обслуживающего систему контроля; $C_{depreciation}$ – амортизационные отчисления на оборудование и программное обеспечение

Технические метрики качества обнаружения дефектов

Для количественной связи точности алгоритма с экономическими показателями используются следующие метрики, адаптированные из работы [21]:

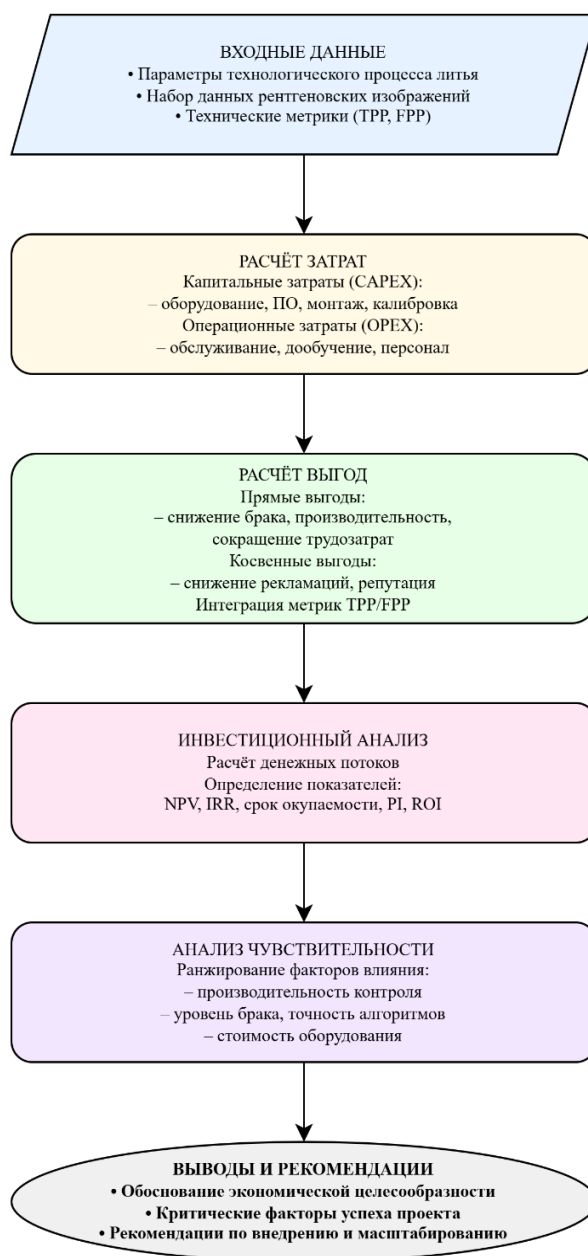
1. Вероятность истинного обнаружения (TPP – True Positive Percentage) $TPP = \frac{TP}{E} \cdot 100\%$; здесь TP – количество правильно обнаруженных дефектов, E – общее количество дефектов в тестовой выборке.

2. Вероятность ложного срабатывания (FPP – False Positive Percentage) $FPP = \frac{FP}{I} \cdot 100\%$; здесь FP – количество ложных срабатываний, I – общее количество идентифицированных потенциальных дефектов.

3. Экономическая интерпретация метрик. Метрики TPP и FPP позволяют количественно связать точность алгоритма с экономическими показателями:

$$\Delta B_{defect} = QC_{unit} \cdot (R_{before} - R_{after} \cdot \frac{100 - TPP}{100}),$$

$$\Delta B_{verification} = N_{items} \cdot P_{defect} \cdot \frac{FPP}{100} \cdot T_{expert} \cdot C_{expert_hour}$$



Блок-схема методики оценки экономической эффективности внедрения интеллектуальных систем рентгеновского контроля
Flowchart of the methodology for assessing economic efficiency of implementing intelligent X-ray control systems

где Q – годовое количество изделий; C_{unit} – себестоимость единицы продукции; R_{before} и R_{after} – уровень брака до и после внедрения; N_{items} – количество изделий; P_{defect} – вероятность наличия дефекта; T_{expert} – время верификации одного ложного срабатывания; C_{expert_hour} – стоимость часа работы эксперта.

Модель времени обработки изображений. Время обработки одного изображения зависит от параметров системы и алгоритма [21]:

$$T_{processing} = \frac{N_{views} \cdot S_{image}}{P_{GPU} \cdot \eta_{algorithm}},$$

где N_{views} – количество проекций на изделие; S_{image} – размер изображения (пиксели); P_{GPU} –

производительность GPU (TFLOPS); $\eta_{algorithm}$ – коэффициент эффективности алгоритма (0,3 – 0,7 для современных нейронных сетей).

Эта модель позволяет рассчитывать пропускную способность линии и ее влияние на производительность:

$$B_{productivity} = Q \cdot (T_{before} - T_{after}) \cdot \frac{C_{hour}}{3600},$$

где T_{before} и T_{after} – время контроля одного изделия до и после внедрения в секундах, C_{hour} – стоимость часа работы линии.

Модель затрат на калибровку системы. Для обеспечения точности геометрических измерений

Структура затрат на внедрение АСРК
Table 1. Cost structure for ASRK implementation

Наименование	Ед. изм.	Тип затрат
<i>Капитальные затраты (CAPEX)</i>		
Рентгеновское оборудование	руб.	Единовременные
Вычислительные ресурсы (GPU-серверы)	руб.	Единовременные
Лицензии на программное обеспечение	руб.	Единовременные
Монтаж и пусконаладочные работы	руб.	Единовременные
Калибровочное оборудование	руб.	Единовременные
<i>Операционные затраты (OPEX)</i>		
Электроэнергия	руб./год	Постоянные
Техническое обслуживание	руб./год	Постоянные
Дообучение моделей ИИ	руб./год	Переменные
Заработная плата операторов	руб./год	Постоянные
Амортизация оборудования	руб./год	Постоянные

требуется периодическая калибровка системы с использованием калибровочной пластины [21]:

$$C_{calibration} = N_{calib_sessions} \cdot (T_{setup} \cdot C_{expert} + C_{phantom} + T_{processing} \cdot C_{computing}),$$

где $N_{calib_sessions}$ – периодичность калибровки, $C_{phantom}$ – стоимость калибровочного образца, T_{setup} – время настройки.

Метод снижения ложных срабатываний через трекинг

Ключевая идея работы [21] заключается в использовании многовидовой геометрии для отслеживания потенциальных дефектов в последовательности изображений.

Снижение FPP с 98 (на этапе идентификации) до 0 % (после трекинга) уменьшает затраты на ручную верификацию:

$$\Delta B_{tracking} = N_{false_before} \cdot (1 - K_{tracking}) \cdot T_{expert} \cdot C_{expert_hour},$$

где $K_{tracking} \approx 0,98$ – коэффициент отсева ложных срабатываний методом трекинга.

Структура экономических выгод

Экономические выгоды от внедрения АСРК подразделяются на прямые и косвенные.

Прямые выгоды

Снижение уровня брака. Автоматизированный интеллектуальный контроль обеспечивает более раннее выявление дефектов:

$$B_{defect} = Q \cdot (R_{before} - R_{after}) \cdot C_{unit},$$

Повышение производительности контроля. Сокращение времени контроля одного изделия

увеличивает пропускную способность линии ($B_{productivity}$).

Сокращение трудозатрат экспертов. Автоматизация снижает потребность в квалифицированных операторах:

$$B_{labor} = N_{experts} \cdot (1 - K_{automation}) \cdot S_{expert},$$

Снижение затрат на верификацию ложных срабатываний ($\Delta B_{verification}$).

Косвенные выгоды

Снижение рисков рекламаций. Улучшение качества продукции снижает вероятность претензий от заказчиков:

$$B_{claims} = R_{claims_before} \cdot (1 - K_{reduction}) \cdot C_{claim}, \quad (13)$$

Улучшение репутации предприятия. Повышение качества продукции укрепляет позиции на рынке.

Снижение производственных рисков. Раннее выявление отклонений технологического процесса предотвращает массовый брак.

Математическая модель расчета экономических показателей

Для оценки экономической эффективности внедрения АСРК используются стандартные показатели инвестиционного анализа [15; 16].

Чистый дисконтированный доход (NPV) определяется по следующей формуле:

$$NPV = \sum_{t=0}^T \frac{CF_t}{(1+r)^t},$$

где CF_t – денежный поток в период t ; r – ставка дисконтирования; T – горизонт планирования (лет).

Денежный поток рассчитывается как

$$CF_t = B_t - OPEX_t - CAPEX_t. \quad (15)$$

Внутренняя норма доходности (IRR) определяется из уравнения:

$$NPV(IRR) = \sum_{t=0}^T \frac{CF_t}{(1+IRR)^t} = 0,$$

Срок окупаемости (Payback Period) вычисляют по следующему выражению:

$$PP = \min \left\{ t: \sum_{i=0}^t CF_i \geq 0 \right\}.$$

где t – номер периода, в котором CF_i – накопленный дисконтированный денежный поток становится неотрицательным.

Индекс рентабельности (PI) определяют по формуле:

$$PI = \frac{\sum_{t=1}^T \frac{B_t}{(1+r)^t}}{CAPEX},$$

где B_t – совокупные выгоды (прямые и косвенные) в период t , млн руб.

Учет специфики AI-решений

При оценке экономической эффективности внедрения AI-систем необходимо учитывать следующие специфические факторы:

1. Концептуальный дрейф моделей. Точность алгоритмов машинного обучения может снижаться со временем из-за изменения параметров производственного процесса [17]:

$$C_{drift} = N_{retrain} \cdot C_{retrain_single},$$

где $N_{retrain}$ – количество сессий дообучения модели в год (рекомендуется не менее 2); $C_{retrain_single}$ – стоимость одной сессии дообучения (включая разметку новых данных, вычислительные ресурсы, работу специалиста по данным).

2. Зависимость от качества данных. Эффективность системы определяется качеством обучающей выборки:

$$C_{labeling} = N_{images} \cdot T_{label} \cdot C_{expert_hour},$$

где N_{images} – количество изображений в обучающей выборке; T_{label} – среднее время разметки одного изображения экспертом, мин; C_{expert_hour} –

стоимость часа работы эксперта-дефектоскописта, руб./ч.

3. Интеграционные риски. Затраты на интеграцию с существующими системами могут превышать первоначальные оценки на 20 – 40 % [18]:

$$C_{integration_reserve} = 0.3 \cdot (C_{software} + C_{installation}),$$

4. Кибербезопасность. AI-системы требуют дополнительных мер защиты данных [19]:

$$C_{security} = 0.1 \cdot CAPEX,$$

Результаты работы и их обсуждение

Теоретическое моделирование выполнено на основе данных набора рентгеновских изображений «Отливки» (версия 1) [20], содержащего 2727 изображений 67 серий литых изделий автомобильной промышленности, и технических параметров из работы [21]. В ходе исследования были определены исходные параметры для теоретического моделирования системы автоматизированного рентгеновского контроля (табл. 2), на основе которых выполнен расчет экономической эффективности внедрения АСРК. Капитальные затраты на реализацию проекта, включающие стоимость рентгеновского оборудования, вычислительных ресурсов, лицензий на программное обеспечение, а также расходы на монтаж, пуско-наладку и интеграцию системы, представлены в табл. 3. Годовые операционные затраты, складывающиеся из расходов на электроэнергию, техническое обслуживание, дообучение моделей искусственного интеллекта, заработную плату операторов и амортизацию оборудования, приведены в табл. 4. Расчет прямых экономических выгод от внедрения АСРК представлен в табл. 5.

Суммарные прямые выгоды составили 259,1 млн руб./год, из которых основную долю (63,3 %) составляет повышение производительности контрольной линии за счет сокращения времени контроля с 4 мин до 4 с на изделие.

Косвенные выгоды, учитывающие снижение рисков рекламаций и улучшение репутации предприятия, приведены в табл. 6. Суммарные косвенные выгоды оценены в 22,0 млн руб./год. Денежные потоки по годам реализации проекта рассчитаны в табл. 7. При ставке дисконтирования 15 % суммарный дисконтированный денежный поток за 5 лет составил 875,7 млн руб. Интегральные показатели экономической эффективности (NPV, IRR, срок окупаемости) представлены в табл. 8. Все показатели значительно превышают нормативные значения для промыш-

Исходные параметры для теоретического моделирования

Table 2. Initial parameters for theoretical modeling

Параметр	Значение параметра	Ед. изм.
Годовой объем производства	500 000	изделий
Уровень брака до внедрения	4,2	%
Уровень брака после внедрения	2,1	%
Время контроля до внедрения	4	мин
Время контроля после внедрения	4	с
Количество экспертов до внедрения	12	человек
Коэффициент автоматизации	0,75	–
Частота рекламаций до внедрения	8	случаев/год
Средняя стоимость рекламации	2,5	млн руб.
Себестоимость единицы продукции	8 000	руб.
Стоимость часа работы линии	5 000	руб.
Годовая зарплата эксперта	1,2	млн руб.
Производительность GPU	24	TFLOPS
Коэффициент эффективности алгоритма	0,65	–
Количество проекций на изделие	100	шт.
Размер изображения	256 × 256	пикселей

ленных инвестиций, что подтверждает экономическую целесообразность внедрения АСРК.

Суммарные годовые выгоды составят $B = 259,1 + 22,0 = 281,1$ млн руб.

Анализ чувствительности (табл. 9) показывает, что ключевым фактором, определяющим экономическую эффективность проекта, является уровень брака после внедрения системы. При его увеличении на 50 % (с 2,10 до 3,15 %) NPV снижается на 35 %. Снижение производительности контроля на 50 % уменьшает NPV на 28 %, а снижение вероятности обнаружения дефектов TPP на 10 % – на 22 %. Таким образом, успех проекта в равной степени зависит от технологической эффективности алгоритмов и от пра-

вильной интеграции системы в производственный процесс.

Несмотря на более высокие капитальные затраты, автоматизированная система обеспечивает значительно большую экономическую эффективность за счет снижения операционных расходов и увеличения выгод.

На основе анализа результатов сформулированы ключевые факторы успеха внедрения АСРК:

1. *Качество алгоритмов обнаружения дефектов.* Точность обнаружения должна быть не менее 90 % ($TPP \geq 90\%$; $FPP \leq 5\%$) для обеспечения заявленного снижения брака.

Капитальные затраты на внедрение АСРК

Table 3. Capital costs for ASRK implementation

Статья затрат	Значение	
	млн руб.	%
Рентгеновское оборудование (две установки)	24,0	48,0
Вычислительные ресурсы (GPU-сервер)	8,5	17,0
Лицензии на ПО	6,0	12,0
Монтаж и пусконаладка	5,5	11,0
Калибровочное оборудование	2,5	5,0
Резерв на интеграцию (30 %)	3,5	7,0
Итого CAPEX	50,0	100,0

Годовые операционные затраты

Table 4. Annual operating costs

Статья затрат	Значение, млн руб./год
Электроэнергия	1,2
Техническое обслуживание	2,5
Дообучение моделей ИИ (2 раза/год)	1,5
Заработная плата операторов (3 человека)	3,6
Амортизация оборудования (20 %)	10,0
Итого ОРЕХ	18,8

2. *Применение метода трекинга.* Использование многовидовой геометрии позволяет снизить FPP до 0 % при сохранении $TPP = 100$ %, что существенно сокращает затраты на ручную верификацию.

3. *Интеграция с производственными системами.* Бесшовная интеграция с MES/ERP-системами предприятия критически важна для реализации выгод от повышения производительности.

4. *Обучение персонала.* Операторы должны быть подготовлены к работе с AI-системой, включая понимание ограничений алгоритмов.

5. *План дообучения моделей.* Регулярное дообучение (не реже двух раз в год) необходимо для компенсации концептуального дрейфа.

Риски и меры их минимизации

Реализация проекта внедрения автоматизированных интеллектуальных систем неразрушающего контроля, несмотря на высокую расчетную экономическую эффективность, сопряжена с комплексом рисков, требующих обязательного учета при планировании инвестиций. Наиболее

критичными являются технические риски, связанные с вероятностью снижения точности обнаружения дефектов (TPP) ниже пороговых значений и ростом доли ложных срабатываний (FPP), что может нивелировать экономию от сокращения брака за счет увеличения затрат на повторную экспертную верификацию. Организационные риски включают возможное сопротивление персонала внедрению новых технологий и сложности бесшовной интеграции алгоритмов компьютерного зрения с действующими производственными системами уровня MES/ERP. Долгосрочную устойчивость проекта определяют стратегические риски, такие как концептуальный дрейф моделей машинного обучения при изменении параметров литейного процесса и зависимость от конкретного вендора программного обеспечения. Дополнительно следует учитывать риски информационной безопасности, требующие выделения ресурсов на защиту промышленных данных. Эффективное управление перечисленными рисками посредством проведения пилотных испытаний, регла-

Прямые экономические выгоды

Table 5. Direct economic benefits

Источник выгоды	Расчет	Сумма, млн руб./год
Снижение брака ($TPP = 100$ %)	$500\,000 \times (0,042 - 0,021) \times 8\,000$	84,0
Повышение производительности	$500\,000 \times (240 - 4) \times (5\,000/3600)$	163,9
Сокращение трудозатрат экспертов	$12 \times 0,75 \times 1,2$	10,8
Снижение затрат на верификацию ($FPP\ 98 \rightarrow 0$ %)	$500\,000 \times 0,042 \times 0,98 \times 2/60 \times 600$	0,41
Итого прямые выгоды	—	259,1

Косвенные экономические выгоды*Table 6. Indirect economic benefits*

Источник выгоды	Расчет	Значение, млн руб./год
Снижение рисков рекламаций	$8 \times 0,7 \times 2,5$	14,0
Улучшение репутации (оценка)	Экспертная оценка	5,0
Снижение производственных рисков	Экспертная оценка	3,0
Итого косвенные выгоды	–	22,0

ментации процесса регулярного дообучения моделей и разработки планов минимизации является необходимым условием для достижения запланированных показателей срока окупаемости и чистого дисконтированного дохода.

Основные риски и меры их минимизации приведены в табл. 10.

Ограничения методики заключаются в следующем:

1. Зависимость от исходных данных. Точность расчетов определяется достоверностью входных данных об уровне брака, производительности и затратах.

2. Оценочный характер косвенных выгод. Косвенные выгоды (репутация, риски) определяются экспертными методами и могут варьироваться.

3. Отраслевая специфика. Методика разработана для литейного производства и требует адаптации для других отраслей.

4. Динамика рынка. Изменение цен на продукцию, сырье и энергию может существенно повлиять на экономические показатели.

Выводы

Разработана комплексная методика оценка экономической эффективности внедрения авто-

матизированных систем рентгеновского контроля, включающая расчет прямых и косвенных выгод, капитальных и операционных затрат, а также стандартных показателей инвестиционного анализа (*NPV*, *IRR*, срок окупаемости). Предложенная методика учитывает специфику *AI*-решений: концептуальный дрейф моделей, затраты на разметку данных, интеграционные риски и требования кибербезопасности.

В методику интегрированы технические метрики качества обнаружения дефектов (*TPP*, *FPP*) и модель трекинга потенциальных дефектов, что позволяет количественно связать точность алгоритма с экономическими показателями и обосновать выбор метода обнаружения.

Теоретическое моделирование на основе данных набора «Отливки» показало следующие результаты: срок окупаемости 14 месяцев, *NPV* за 5 лет 291,2 млн руб., *IRR* = 68 %, что значительно превышает нормативные значения для промышленных инвестиций.

Анализ чувствительности показал, что наибольшее влияние на *NPV* оказывает уровень брака после внедрения системы (ранг влияния 1), за которым следуют производительность контроля (ранг 2) и вероятность истинного обнаружения дефектов *TPP* (ранг 3). Это указывает

Денежные потоки по годам*Table 7. Cash flows by year*

Год	CAPEX, млн. руб.	OPEX, млн. руб.	Выгода, млн. руб.	Денежный поток, млн руб.	Дисконтированный поток ($r = 15\%$), млн. руб.
0	50,0	0	0	–50,0	–50,0
1	0	18,8	281,1	262,3	228,1
2	0	19,4	289,5	270,1	204,2
3	0	20,0	298,2	278,2	182,9
4	0	20,6	307,1	286,5	163,8
5	0	21,2	316,3	295,1	146,7

П р и м е ч а н и е. Выгода по годам индексирована на 3 % ежегодного роста производительности и объемов.

Экономические показатели эффективности внедрения АСРК

Table 8. Economic efficiency indicators of ASRK implementation

Показатель	Значение показателя	Нормативное значение
<i>NPV</i> (5 лет, $r=15\%$), млн руб.	875,7	>0
<i>IRR</i> , %	Более 200	Более 15
Срок окупаемости, месяц	2,5	Менее 36
Индекс рентабельности (<i>PI</i>)	17,5	Более 1,5
<i>ROI</i> (5 лет), %	1750	Более 100

на необходимость комплексного подхода к внедрению: высокое качество алгоритмов должно сочетаться с эффективной интеграцией в производственную линию и организационными изменениями.

Разработанная методика может быть использована металлургическими предприятиями для обоснования инвестиций в системы автоматизированного неразрушающего контроля и принятия управленческих решений о модернизации производственных процессов.

Для широкого внедрения методики рекомендуется разработка отраслевого стандарта или руководства по оценке экономической эффективности *AI*-решений в области неразрушающего контроля с учетом специфики машинного обучения и металлургического производства.

СПИСОК ЛИТЕРАТУР

1. Campbell J. *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2015:832.
2. Stefanescu D.M. *Science and Engineering of Casting Solidification*. 3rd ed. Cham: Springer; 2015:530.
3. Прусов Ю. С. Применение компьютерной томографии для контроля качества литых

материалов. *Металлургия машиностроения*. 2015;(6):38–40. EDN: VBDGIP.

4. ISO 17636-1:2013. Non-destructive testing of welds. Radiographic testing. Part 1: X- and gamma-ray techniques with film. Geneva: International Organization for Standardization, 2013.
5. ASTM E94/E94M-21. Standard Guide for Radiographic Examination. West Conshohocken: ASTM International, 2021.
6. Wang P., Zhang H., Patel V.M. Deep learning for defect detection and classification in manufacturing: A review. *Journal of Manufacturing Systems*. 2022;63:1–18.
<https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2022.03.001>
7. Tabernik D., Šela S., Skvarč J., Skočaj D. Segmentation-based deep-learning approach for surface-defect detection. *Journal of Intelligent Manufacturing*. 2020;31(3):759–776.
<https://doi.org/10.1007/s10845-019-01476-x>
8. Князев С.В., Куценко А.И., Усольцев А.А. и др. Перспективы и направления цифровой трансформации в литейном производстве. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(2):140–147.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-140-147>

Анализ чувствительности NPV к изменению параметров

Table 9. NPV sensitivity analysis to parameter changes

Параметр	Изменение параметра, %	ΔNPV , %	Ранг влияния
Уровень брака после внедрения	+50 (2,10 → 3,15)	–35	1
Производительность контроля	–50	–28	2
ТРР (вероятность обнаружения дефектов)	–10 (100 → 90)	–22	3
Стоимость оборудования	+50	–18	4
Ставка дисконтирования	+5 (15 → 20)	–12	5
Затраты на дообучение моделей	+100	–8	6

Основные риски и меры их минимизации
Table 10. Main risks and mitigation measures

Риск	Вероятность	Влияние	Меры минимизации
Низкая точность алгоритмов ($TPP < 90\%$)	Средняя	Высокое	Пилотный проект, SLA с вендором
Высокий уровень ложных срабатываний ($FPP > 10\%$)	Средняя	Среднее	Применение метода трекинга [21]
Соппротивление персонала	Высокая	Среднее	Обучение, вовлечение в процесс
Изменение технологии литья	Средняя	Высокое	План дообучения, мониторинг дрейфа
Кибератаки	Низкая	Высокое	Защита периметра, шифрование данных

9. Stefanescu, D.M. Thermal Analysis – Theory and Applications in Metalcasting. *Inter. Metalcast.* 2015;9:7–22.
<https://doi.org/10.1007/BF03355598>
10. ФГАУ «ЦИТ». Реестр наборов данных. Набор данных «Отливки». Версия 1. URL: https://registry.cit.gov.ru/datasets/4ac572b3-5c6a-4059-9035-98eb237ef27a?spm=a2ty_o01.29997173.0.0.76755171wPddzo (дата обращения: 26.02.2026).
11. Хабибрахманова А.И. Управление проектами внедрения искусственного интеллекта на энергетических предприятиях. В кн.: Казань Digital Week – 2024. Сборник материалов Международного форума, Казань, 09–11 сентября 2024 г. Казань: Научный центр безопасности жизнедеятельности, 2024:470–478.
12. Виленский П.Л., Лившиц В.Н., Смоляк С.А. Оценка эффективности инвестиционных проектов: теория и практика. 5-е изд. Москва: Поли Принт Сервис, 2015:1300.
13. Brealey R.A., Myers S.C., Allen F. *Principles of Corporate Finance*. 13th ed. New York: McGraw-Hill Education, 2019:968.
14. Damodaran A. *Investment Valuation: Tools and Techniques for Determining the Value of Any Asset*. 4th ed. Hoboken: Wiley, 2021:1056.
15. Gama J., Žliobaitė I., Bifet A., Pechenizkiy M., Bouchachia A. A survey on concept drift adaptation. *ACM Computing Surveys*. 2014;46(4):44.
<https://doi.org/10.1145/2523813>
16. McKinsey Global Institute. *Technology Trends Outlook 2025*. URL: <https://www.mckinsey.com/capabilities/tech-and-ai/our-insights/the-top-trends-in-tech> (Accessed 02.26.2026).
17. ISO/IEC 27001:2022. Information security, cybersecurity and privacy protection — Information security management systems — Requirements. Geneva: International Organization for Standardization, 2022.
18. Porter M.E., Heppelmann J.E. How Smart, Connected Products Are Transforming Compe-

tion. *Harvard Business Review*. 2014;92(11):64–88.

19. Schwab K. *The Fourth Industrial Revolution*. Geneva: World Economic Forum; 2016:172.
20. EN 12681:2018. Founding – Radiographic examination. Brussels: European Committee for Standardization, 2018.
21. Mery D., Filbert D. Automated flaw detection in aluminum castings based on the tracking of potential defects in a radiosopic image sequence. *IEEE Transactions on Robotics and Automation*. 2002;18(6):890–901.
<https://doi.org/10.1109/TRA.2002.805646>

REFERENCES

1. Campbell J. *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2015:832.
2. Stefanescu D.M. *Science and Engineering of Casting Solidification*. 3rd ed. Cham: Springer; 2015:530.
3. Prusov YU. S. Application of computed tomography for quality control of cast materials. *Metallurgiya mashinostroeniya*. 2015;(6):38–40. (In Russ.). EDN: VBDGIP.
4. ISO 17636-1:2013. Non-destructive testing of welds. Radiographic testing. Part 1: X- and gamma-ray techniques with film. Geneva: International Organization for Standardization, 2013.
5. ASTM E94/E94M-21. Standard Guide for Radiographic Examination. West Conshohocken: ASTM International, 2021.
6. Wang P., Zhang H., Patel V.M. Deep learning for defect detection and classification in manufacturing: A review. *Journal of Manufacturing Systems*. 2022;63:1–18.
<https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2022.03.001>
7. Tabernik D., Šela S., Skvarč J., Skočaj D. Segmentation-based deep-learning approach for surface-defect detection. *Journal of Intelligent Manufacturing*. 2020;31(3):759–776.
<https://doi.org/10.1007/s10845-019-01476-x>

8. Knyazev S.V., Kutsenko A.I., Usoltsev A.A. et al. Prospects and directions of digital transformation in foundry production. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2023;66(2):140–147. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-140-147>
9. Stefanescu, D.M. Thermal Analysis – Theory and Applications in Metalcasting. *Inter. Metalcast*. 2015;9:7–22. <https://doi.org/10.1007/BF03355598>
10. FSAU "CIT". The registry of data sets. The "Castings" dataset. Version 1. URL: https://registry.cit.gov.ru/datasets/4ac572b3-5c6a-4059-9035-98eb237ef27a?spm=a2ty_o01.29997173.0.0.76755171wPddzo (Accessed 26.02.2026). (In Russ.).
11. Khabibrakhmanova A.I. Project management for the implementation of artificial intelligence at energy enterprises. In: *Kazan Digital Week – 2024. Collection of materials of the International Forum*, Kazan, September 09-11, 2024. Kazan': Nauchnyi tsentr bezopasnosti zhiznedeystel'nosti, 2024:470–478. (In Russ.).
12. Vilenskii P.L., Livshits V.N., Smolyak S.A. *Evaluation of the effectiveness of investment projects: theory and practice*. 5th ed. Moscow: Poli Print Servis, 2015:1300. (In Russ.).
13. Brealey R.A., Myers S.C., Allen F. *Principles of Corporate Finance*. 13th ed. New York: McGraw-Hill Education, 2019:968.
14. Damodaran A. *Investment Valuation: Tools and Techniques for Determining the Value of Any Asset*. 4th ed. Hoboken: Wiley, 2021:1056.
15. Gama J., Žliobaitė I., Bifet A., Pechenizkiy M., Bouchachia A. A survey on concept drift adaptation. *ACM Computing Surveys*. 2014;46(4):44. <https://doi.org/10.1145/2523813>
16. McKinsey Global Institute. *Technology Trends Outlook 2025*. URL: <https://www.mckinsey.com/capabilities/tech-and-ai/our-insights/the-top-trends-in-tech> (Accessed 02.26.2026).
17. ISO/IEC 27001:2022. Information security, cybersecurity and privacy protection – Information security management systems – Requirements. Geneva: International Organization for Standardization, 2022.
18. Porter M.E., Heppelmann J.E. How Smart, Connected Products Are Transforming Competition. *Harvard Business Review*. 2014;92(11):64–88.
19. Schwab K. *The Fourth Industrial Revolution*. Geneva: World Economic Forum; 2016:172.
20. EN 12681:2018. Founding – Radiographic examination. Brussels: European Committee for Standardization, 2018.
21. Mery D., Filbert D. Automated flaw detection in aluminum castings based on the tracking of potential defects in a radioscopic image sequence. *IEEE Transactions on Robotics and Automation*. 2002;18(6):890–901. <https://doi.org/10.1109/TRA.2002.805646>

Сведения об авторах

Ренат Минзашарифович Хамитов, к.т.н., доцент кафедры «Информационные технологии и интеллектуальные системы», Казанский государственный энергетический университет
E-mail: hamitov@gmail.com
ORCID: 0000-0002-9949-4404
SPIN-код: 7401-9166

Information about the authors:

Renat M. Khamitov, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Information Technologies and Intelligent Systems, Kazan State Power Engineering University
E-mail: hamitov@gmail.com
ORCID: 0000-0002-9949-4404
SPIN-код: 7401-9166

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

Поступила в редакцию 06.04.2026
 После доработки 30.07.2026
 Принята к публикации 07.08.2026

Received 06.04.2026
 Revised 30.07.2026
 Accepted 07.08.2026

Оригинальная статья

УДК 338.43

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-3(57)-134-145

**ЭФФЕКТИВНОСТЬ ГОСУДАРСТВЕННОЙ ПОДДЕРЖКИ ДЛЯ РАЗВИТИЯ
СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОГО ЗЕМЛЕПОЛЬЗОВАНИЯ В КУЗБАССЕ**

© 2026 г. О. С. Самохвалова, Т. А. Финская, С. В. Коновалов

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

Аннотация. Рассмотрены инвестиционные механизмы и инструменты государственной поддержки, определяющие динамику расширения сельскохозяйственного землепользования в Кемеровской обл. – Кузбассе в 2023 – 2025 гг. Проведена экономическая оценка того, насколько льготное кредитование, субсидирование, региональные программы развития сельских территорий и меры поддержки инвестиционной активности связаны с вовлечением земель в оборот, изменением посевных площадей, урожайностью и финансовой устойчивостью агропроизводителей. Методологическая основа работы объединяет нормативный анализ институциональных условий, статистический анализ динамики производственных и финансовых показателей, а также экономический анализ предельной эффективности вложений на основе оценки окупаемости дополнительных земельных массивов. Показано, что в анализируемый период региональный аграрный сектор функционировал в условиях значительной зависимости от погодных факторов, стоимости заемного капитала, уровня технической оснащенности и состояния сельской инфраструктуры. Совокупный объем государственной поддержки АПК и сельских территорий Кузбасса увеличился с 1,0 млрд руб. в 2023 г. до 1,1 млрд руб. в 2024 г. и около 1,4 млрд руб. по итогам 2025 г. Урожайность зерновых культур возросла с 19,1 до 31,2 ц/га, валовой сбор зерна превысил 1,5 млн т. Обосновано, что экономическая эффективность расширения землепользования достигается лишь при комплексном сочетании доступного капитала, целевой поддержки приобретения техники и семян, агрохимического контроля качества почв и расчета окупаемости конкретных массивов. Наиболее результативной является модель проектного отбора участков с измеримыми показателями отдачи на гектар и контролем целевого использования бюджетных средств.

Ключевые слова: экономический анализ, экономическая эффективность, развитие сельскохозяйственной отрасли, инвестиционные механизмы, государственная поддержка, сельскохозяйственное землепользование, Кузбасс, льготное кредитование, субсидии, посевные площади

Для цитирования: Самохвалова О.С., Финская Т.А., Коновалов С.В. Эффективность государственной поддержки для развития сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;3(57):134–145. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-134-145](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-134-145)

Original article

**THE ECONOMIC MECHANISM OF STATE SUPPORT FOR THE EXPANSION OF
AGRICULTURAL LAND USE IN KUZBASS**

© 2026 O. S. Samokhvalova, T. A. Finskaya, S. V. Konovalov

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

Abstract. The investment mechanisms and instruments of state support that determine the dynamics of the expansion of agricultural land use in the Kemerovo Region – Kuzbass in 2023 – 2025 have been examined. An economic assessment has been carried out to determine how preferential lending, subsidies, regional programs for the development of rural areas, and measures to support investment activity are related to the

involvement of land in agricultural production, changes in sown areas, crop yields, and the financial stability of agricultural producers. The methodological basis of the work combines a normative analysis of institutional conditions, a statistical analysis of the dynamics of production and financial indicators, as well as an economic analysis of the marginal efficiency of investments based on an assessment of the payback period for additional land areas. It is shown that during the period under analysis, the regional agricultural sector operated under conditions of significant dependence on weather factors, the cost of borrowed capital, the level of technical equipment, and the state of rural infrastructure. The total amount of state support for the agro-industrial complex and rural areas in Kuzbass increased from 1.0 billion rubles in 2023 to 1.1 billion rubles in 2024 and to about 1.4 billion rubles by the end of 2025. The yield of grain crops increased from 19.1 to 31.2 centners per hectare, and the gross grain harvest exceeded 1.5 million tons. It has been substantiated that the economic efficiency of expanding land use is achieved only through a comprehensive combination of available capital, targeted support for the purchase of equipment and seeds, agrochemical monitoring of soil quality, and calculation of the payback period for specific land areas. The most effective model is the project-based selection of plots with measurable indicators of return per hectare and control over the targeted use of budget funds.

Keywords: economic analysis, economic efficiency, agricultural sector development, investment mechanisms, state support, agricultural land use, Kuzbass, concessional lending, subsidies, sown areas.

For citation: Samokhvalova O.S., Finskaya T.A., Konovalov S.V. The effectiveness of state support for the development of agricultural land use in Kuzbass. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;3(57):134–145. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3\(57\)-134-145](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-3(57)-134-145)

Введение

Расширение сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе имеет прикладное значение не только для аграрной отрасли, но и для региональной экономики в целом. Регион традиционно воспринимается как промышленная территория, где значительная часть инвестиционной активности связана с угольной, металлургической и транспортной инфраструктурами. На этом фоне сельское хозяйство выполняет задачу продовольственного обеспечения, поддержки занятости на сельских территориях и сохранения хозяйственного использования земель, которые при отсутствии обработки быстро теряют производственную ценность. Увеличение площади посевов не означает автоматического роста эффективности. В оборот могут включаться участки с разным качеством почв, удаленностью от элеваторов, потребностью в культуртехнических работах и сроком окупаемости.

Сельскохозяйственное землепользование понимается как хозяйственное использование земель сельскохозяйственного назначения для производства продукции растениеводства и связанного с ним животноводства. Расширение землепользования означает не только механическое увеличение площади посевов, но и вовлечение ранее неиспользуемых участков, восстановление продуктивности залежных земель, повышение интенсивности обработки, изменение структуры культур и формирование инфраструктуры, позволяющей сохранять устойчивую урожайность. Поэтому оценивать расширение необходимо по нескольким показателям (площади, валовому сбору, урожайности, объему

государственной поддержки, доступности заемного капитала, технико-технологическому обновлению и уровню рисков) одновременно.

Инвестиционный механизм в аграрной сфере представляет собой систему способов привлечения, распределения и возврата капитала, направленного на создание производственного результата. В землепользовании такой механизм включает покупку и модернизацию техники, приобретение семян, удобрений и средств защиты растений, мелиорацию, расчистку земель, строительство складских мощностей, обновление подъездных путей и цифровой учет полей. Инвестиции в сельском хозяйстве не дают мгновенного эффекта, поскольку результат зависит от биологического цикла, погодных условий и ценовой конъюнктуры. В этой связи государственная поддержка снижает часть финансовых ограничений и переводит часть проектов из зоны повышенного риска в зону допустимой окупаемости [1].

Государственная поддержка рассматривается как совокупность бюджетных и организационно-правовых мер, направленных на снижение затрат производителей, повышение доступности капитала, поддержание доходности и развитие сельской инфраструктуры. Для расширения сельскохозяйственного землепользования ключевыми являются льготное кредитование, субсидии на производство и реализацию продукции, поддержка элитного семеноводства, компенсация части затрат на технику, грантовые механизмы для малых форм хозяйствования, развитие кооперации и мероприятия комплексного развития сельских территорий [2]. Эконо-

мический смысл этих мер состоит в уменьшении разрыва между необходимыми первоначальными затратами и будущими доходами от использования земли.

Механизм льготного кредитования заключается в том, что аграрии получают заемные средства по сниженной ставке: разницу между рыночным и льготным процентом банкам возмещают из бюджетных средств. Такая конструкция снижает стоимость капитала для заемщика и позволяет финансировать работы, которые при рыночной процентной ставке могли бы быть отложены или сокращены. Для проектов расширения землепользования это особенно важно, так как затраты возникают до получения урожая, а эффект распределяется на несколько сезонов [3].

Федеральная государственная программа развития сельского хозяйства задает рамку для субсидий, инвестиционного стимулирования, поддержки отраслей растениеводства и развития малых форм хозяйствования. Ее значение для регионов состоит в том, что субъекты Российской Федерации получают возможность сочетать федеральные средства с собственными бюджетными решениями. В результате формируется смешанная модель финансирования, где часть риска остается у сельхозпроизводителя, часть – у банка и часть – у бюджета. Такая модель не отменяет необходимости коммерческого расчета, но делает его более устойчивым при высокой сезонности и волатильности цен [4].

Если земля вовлекается в оборот без подъездов, складов, кадров и социальной инфраструктуры, эффективность вложений снижается. Поэтому региональная программа комплексного развития сельских территорий рассматривает не только производственную, но и пространственную сторону аграрной политики. В программных показателях закреплены ориентиры по сохранению сельского населения, повышению располагаемых ресурсов и улучшению благоустройства жилья, что влияет на кадровую базу сельхозпредприятий и возможность закрепления работников [5; 6].

Актуальность темы усиливается тем, что в 2023 – 2025 гг. сельское хозяйство Кузбасса развивалось под влиянием разнонаправленных факторов. С одной стороны, спрос на зерно, технические культуры, картофель и продукцию животноводства сохранял экономическую мотивацию к расширению и повышению продуктивности. С другой стороны, рост стоимости техники, топлива, удобрений и заемных средств увеличивал порог входа для новых земельных проектов. При данных обстоятельствах оценивать результативность государственной поддержки стоит не по факту выделения субсидий, а по их реальному влиянию: способствуют ли они росту уро-

жайности с гектара, сокращению удельных затрат и ускорению окупаемости вложений.

Цель настоящей работы состоит в проведении экономического анализа эффективности инвестиционных механизмов и инструментов государственной поддержки расширения сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе. Рассмотрено экономическое содержание ключевых механизмов, обобщены показатели 2023 – 2025 гг., выполнена оценка взаимосвязи между бюджетной поддержкой, урожайностью и производственным результатом, а также выделены ограничения, которые снижают отдачу от вложений в земельные проекты.

В качестве основных показателей эффективности использованы три группы индикаторов. Первая группа отражает ресурсную базу: площадь посевов, площадь зерновых и зернобобовых культур, наличие неиспользуемых земель, потребность в техническом обновлении. Вторая группа отражает производственную отдачу: урожайность, валовой сбор, обеспеченность внутренней потребности зерном, рост технических культур и картофеля. Третья группа характеризует финансовую сторону: объем государственной поддержки, доля федерального и регионального финансирования, доступность льготных кредитов, снижение нагрузки на оборотный капитал.

Для сельскохозяйственного землепользования эффективным является не любое расширение площади, а только такое, при котором дополнительный гектар дает продукцию, покрывающую затраты на ввод, обработку, хранение и сбыт. Если новая площадь увеличивает валовой сбор, но требует чрезмерных затрат на восстановление, логистику и обслуживание, экономический эффект может быть слабым или отрицательным.

Методически оценка основана на логике предельного анализа. Ввод дополнительных земель в оборот создает эффект только тогда, когда предельная выручка от дополнительного урожая превышает предельные затраты на подготовку участка, семена, удобрения, топливо, труд, аренду или обслуживание техники. Государственная поддержка меняет это соотношение за счет уменьшения кредитной ставки, компенсации части затрат и снижения потребности в собственных средствах на старте проекта. Именно поэтому субсидии должны рассматриваться не как самостоятельный результат, а как фактор, изменяющий инвестиционное решение.

Динамика производственных показателей земельного контура (2023 – 2025 гг.)

В 2023 г. региональный аграрный сектор находился под влиянием последствий засушливых условий, что отразилось на урожайности

зерновых. Показатель урожайности зерновых культур 19,1 ц/га можно рассматривать как низкую базу для последующего сравнения. В 2024 г. урожайность выросла до 21,6 ц/га, несмотря на сложную уборочную кампанию. В 2025 г. отмечен более сильный результат (31,2 ц/га), что указывает на сочетание погодного фактора, производственной дисциплины и технологических решений. Однако сама по себе урожайность не раскрывает весь эффект поддержки: для экономического анализа важно сопоставлять ее с объемом затрат и площадью обработки.

Данные за 2025 г. рассматриваются как оперативные. Это ограничение не меняет общей логики оценки, поскольку ключевые итоговые показатели уже позволяют судить о направлении изменений: увеличение урожая зерна, рост фактически полученной поддержки и сохранение значительного посевного контура в регионе.

Экономика расширения сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе формируется на пересечении трех контуров: земельного, производственного и финансового. Земельный контур показывает, какие площади могут быть вовлечены в оборот и насколько они готовы к обработке. Производственный контур демонстрирует, какую урожайность и валовой сбор можно получить при имеющейся агротехнологии. Финансовый контур выявляет, насколько доступны заемные и бюджетные ресурсы, позволяющие провести работы до получения выручки. Если хотя бы один из контуров ослаблен, расширение земли становится формальным и не обеспечивает устойчивого результата.

Официальная статистика посевных площадей показывает, что Кузбасс сохраняет значительный земельный контур для растениеводства. В 2023 г. посевные площади в хозяйствах всех категорий составляли 976,6 тыс. га. В 2024 г. по региональным оценкам площадь была около 936 тыс. га. В 2025 г. по итогам посевной кампании были обозначены крупные массивы под зерновыми и зернобобовыми, техническими, кормовыми культурами, картофелем и овощами. Это

означает, что регион не ограничивается точечным производством, а сохраняет масштаб, при котором меры поддержки способны давать системный эффект (табл. 1).

Экономическая эффективность расширения землепользования в Кузбассе в 2023 – 2025 гг. проявилась не только через сохранение значительного посевного контура, но и через рост производственной отдачи с гектара. Наиболее важным является переход от уровня урожайности 19,1 ц/га в 2023 г. к 31,2 ц/га в 2025 г. Такой рост повышает смысл инвестиций в технику, семена, агрохимию и подготовку земель, поскольку каждый вложенный рубль получает большую натуральную базу возврата. При этом сокращение или колебание площади само по себе не означает ухудшения, если структура культур и урожайность обеспечивают более высокий валовой результат.

Валовой сбор зерна имеет прямое значение для инвестиционного анализа. Если регион собирает чуть более 1,0 млн т в неблагоприятном 2023 г., 1,12 млн т в 2024 г. и свыше 1,5 млн т в 2025 г., то расширение землепользования должно рассматриваться не как изолированное освоение дополнительных гектаров, а как часть производственного цикла, где площадь, урожайность и инфраструктура образуют единую систему. При урожайности 31,2 ц/га каждая дополнительная 1 тыс. га зерновых теоретически дает около 3,12 тыс. т зерна. При урожайности 19,1 ц/га тот же массив дает только около 1,91 тыс. т. Разница в 1,21 тыс. т показывает, что поддержка технологий может быть не менее важной, чем расширение посевных площадей.

Основная особенность сельскохозяйственного землепользования состоит в том, что земля как ресурс не является однородной. Для одного участка достаточно стандартной предпосевной подготовки, для другого требуется расчистка, выравнивание, восстановление плодородия, известкование, дренаж или защита от переувлажнения. Поэтому экономический анализ эффективности должен разделять два типа

Таблица 1

Производственные показатели, отражающие результат расширения и интенсивность сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе в 2023 – 2025 гг. [7 – 9]

Table 1. Production indicators reflecting the results of the expansion and intensity of agricultural land use in Kuzbass in 2023 – 2025 [7 – 9]

Показатель	Значение показателя по годам		
	2023	2024	2025
Посевной контур, тыс. га	976,6	936,0	918,9
Урожайность зерновых, ц/га	19,1	21,6	31,2
Валовой сбор зерна, млн т	примерно 1,0	1,12	более 1,5
Внутренняя потребность региона в зерне, млн т	около 1,0	около 1,0	около 1,0

расширения: за счет уже подготовленных или ранее использовавшихся земель, где затраты на ввод сравнительно умеренные; за счет проблемных участков, где первоначальные затраты высоки и без государственной поддержки проект может не окупиться в приемлемый срок.

Инструменты финансовой поддержки

Льготное кредитование в вышеописанных условиях влияет на срок окупаемости через уменьшение процентных платежей. Если производитель привлекает заемные средства на технику или сезонные работы по рыночной ставке, финансовые расходы могут поглотить значительную часть маржи. При снижении эффективной ставки до льготного уровня освобождается часть денежного потока, которую можно направить на семена, ремонт техники, топливо или дополнительные агротехнологические операции. Это особенно важно для малых и средних производителей, у которых собственных оборотных средств недостаточно для одновременного расширения площади и повышения качества обработки.

Вместе с тем льготный кредит не решает проблему сам по себе. Если заемные средства направляются только на покрытие текущего дефицита, но не меняют производственную базу, эффект будет краткосрочным. Для расширения сельскохозяйственного землепользования льготный кредит эффективен тогда, когда он связан с конкретным инвестиционным результатом: вводом массива в обработку, покупкой агрегата, строительством зернохранилища, приобретением семян более высокой репродукции, модернизацией сушильного комплекса. В этом случае субсидируемая ставка работает как механизм ускорения капитального обновления.

Субсидии на отдельные направления расходов имеют другую экономическую природу. Они уменьшают первоначальные вложения или компенсируют часть затрат после их совершения. В растениеводстве это может касаться элитных семян, производства и реализации зерна, агротехнологических работ, химической мелиорации, приобретения техники и поддержки кооперативов. Для землепользования важна точность направления субсидии: если слабым местом является техника, поддержка семян не устраним задержку посевной; если слабым местом является качество почвы, покупка техники без почвенного улучшения даст неполный эффект.

Региональный опыт показывает, что поддержка сельскохозяйственных кооперативов может снижать удельные затраты для производителей, которые не способны самостоятельно приобрести полный набор техники и логистического оборудования. Кооперация делает возможным сов-

местное использование машин, транспорта, складов и каналов сбыта. Для расширения землепользования это важно, так как новый участок требует своевременной обработки.

Государственная поддержка должна оцениваться не только по сумме выделенных средств, но и по освоению лимитов. В 2024 г. АПК и сельские территории Кузбасса получили 1,1 млрд руб. субсидий, в том числе значительную долю федерального финансирования. В 2025 г. плановый объем поддержки был обозначен на уровне 1,269 млрд руб., а по итогам года сельхозпроизводители получили около 1,4 млрд руб. Такая динамика важна для инвестиционного планирования, так как рост бюджетного контура снижает неопределенность для производителей, готовых запускать проекты с горизонтом больше одного сезона.

Для расширения землепользования государственная поддержка означает возможность планировать не только ежегодные агротехнические операции, но и вложения в более капиталоемкие элементы (технику, семена, производственные здания, мелиорацию и освоение брошенных земель). Наиболее существенным является факт, что в 2025 г. поддержка фактически приблизилась к 1,4 млрд руб., то есть превысила первоначально обозначенный плановый уровень. Это усиливает роль бюджетного финансирования как инструмента снижения инвестиционного риска. Отдача на рубль государственной поддержки в анализируемом периоде представлена в табл. 2.

Отдача на рубль государственной поддержки в анализируемом периоде возрастала: если в 2024 г. прирост валового сбора составлял около 120 тыс. т на 1 млрд руб. дополнительной поддержки, то в 2025 г. – уже порядка 357 тыс. т, а прирост урожайности на 1 млрд руб. увеличился с 2,5 до 8,7 ц/га. Это свидетельствует о том, что поддержка не просто компенсировала текущие затраты, а способствовала росту производственной отдачи с гектара. Вместе с тем часть прироста обусловлена благоприятными погодными условиями 2025 г., поэтому устойчивость выявленной зависимости должна проверяться в последующих сезонах. Приведенные оценки основаны на сопоставлении суммарного объема поддержки, валового сбора по всем категориям хозяйств и средней урожайности по региону; выборочное обследование получателей субсидий не проводилось.

На уровне механизма эффективности можно выделить несколько каналов влияния поддержки:

1. Процентный – льготное кредитование (снижает стоимость заемного капитала и увели-

Т а б л и ц а 2
**Отдача на рубль государственной поддержки
 в Кузбассе в 2023 – 2025 гг.**
*Table 2. Return on investment per ruble
 of state support in Kuzbass in 2023–2025*

Показатель	Значение показателя по годам		
	2023	2024	2025
Объем поддержки, млрд. руб.	1,0	1,1	1,4
Валовой сбор зерна, млн. т	1,0	1,12	1,5
Прирост валового сбора к базе, млн. т	–	0,12	0,5
Прирост сбора на 1 млрд. руб. поддержки, тыс. т	–	120	357
Урожайность, ц/га	19,1	21,6	31,2
Прирост урожайности на 1 млрд руб., ц/га	–	2,5	8,7

чивает число проектов, способных пройти расчет окупаемости);

2. Затратный – компенсации и субсидии (уменьшают фактическую нагрузку на производителя при покупке ресурсов и выполнении работ);

3. Инфраструктурный – мероприятия развития сельских территорий (улучшают условия для трудовых ресурсов, логистики и хранения);

4. Организационный – кооперация и консультационная поддержка (повышают доступ малых хозяйств к технике и рынкам).

Особое значение имеет качество бюджетного рубля. Если поддержка распределяется без учета конкретной отдачи, ее эффективность снижается. Для землепользования результативной является такая поддержка, которая связана с измеримыми показателями: гектары введенных земель, прирост урожайности, снижение затрат на гектар, увеличение валового сбора, повышение доли кондиционного зерна, сокращение потерь при хранении и транспортировке. Поэтому в региональной системе целесообразно усиливать проектный подход, при котором получатель поддержки показывает не только факт затрат, но и планируемый производственный результат.

Международная практика подтверждает, что субсидии на производственные инвестиции должны сопровождаться оценкой прибыльности и конкурентоспособности. Финский аудит субсидий на сельхозпроекты поднимает ключевой вопрос: действительно ли инвестиции способствуют росту прибыльности или сводятся лишь к формальному выделению средств на объекты. В контексте Кузбасса это требует рассматривать поддержку земельных ресурсов как полноценный инвестиционный проект – с оценкой отдачи

на гектар и сроком окупаемости, а не как обычную компенсацию затрат [11].

В глобальных оценках сельскохозяйственной политики подчеркивается, что субсидии производителей остаются крупным инструментом аграрного регулирования и требуют точного выбора целей [12]. Для региона с высокой зависимостью от природно-климатических условий это различие существенно. Если господдержка ограничивается возмещением текущих потерь, она лишь удерживает хозяйство на плаву, не создавая условий для долгосрочного роста. Инвестиции же в технику, мелиорацию, семена, системы хранения и цифровой учет трансформируют производственные процессы – это напрямую увеличивает производительность и делает использование земли экономически более эффективным [13].

Значимым внешним фактором остается климатическая и погодная изменчивость. Сельское хозяйство Кузбасса в 2023 – 2025 гг. демонстрировало, что неблагоприятные условия могут снижать урожайность, а благоприятное сочетание погодных и технологических условий резко увеличивает результат. Поэтому инвестиционные механизмы должны учитывать не один средний сезон, а диапазон возможных сценариев. При расчете эффективности ввода земель следует закладывать не только ожидаемую урожайность, но и стрессовый вариант, при котором часть затрат сохраняется, а валовой сбор снижается.

В настоящее время связь субсидий с климатической устойчивостью выходит на первый план. Грамотная поддержка становится инструментом адаптации: она подталкивает аграриев к внедрению влагосберегающих технологий, почвозащитных приемов, страхованию, использованию устойчивых сортов и снижению потерь. Но если субсидии работают как стимул «распахать побольше», они могут сыграть злую шутку: освоение земель с низкой продуктивностью или высоким риском деградации лишь умножает будущие проблемы. Для Кузбасса такой подход недопустим: расширять посевные площади нужно не потому, что земля «просто есть», а только после тщательного агрохимического обследования – чтобы не превратить потенциальный ресурс в источник долгосрочных убытков. [14].

Фактор инвестиционной эффективности особенно заметен при анализе технического обновления. Новый или модернизированный машинно-тракторный парк сокращает сроки посева и уборки, уменьшает потери, повышает качество обработки почвы и снижает зависимость от наемной техники. Для больших массивов это критично: даже несколько дней задержки в посевную или уборочную кампанию могут умень-

шить урожай и качество продукции. Следовательно, субсидирование техники и льготные кредиты на ее приобретение имеют прямую связь с отдачей земли.

Отдельным направлением является поддержка семеноводства. Открытие селекционно-семеноводческого центра и расширение площади под элитные и гибридные культуры повышают автономность региона в посадочном материале. Экономический эффект здесь проявляется не только в снижении закупочных расходов, но и в возможности быстрее подбирать сорта под местные условия. Для расширения землепользования это важно, поскольку новые участки часто имеют неодинаковые почвенные и микроклиматические характеристики. Подбор семян под конкретные условия повышает вероятность получения плановой урожайности.

При этом расширение земельного оборота не должно ухудшать структуру затрат. Если освоение брошенных земель требует значительного объема ручных работ, долгой расчистки и дорогой логистики, экономический эффект может быть ниже, чем от повышения урожайности на уже используемых площадях. Поэтому рациональная политика должна сочетать два направления: точечный ввод пригодных участков и интенсификацию существующих массивов. В условиях ограниченного бюджета приоритет должен получать тот проект, где отношение ожидаемого прироста продукции к объему поддержки выше.

Инвестиционный расчет может быть представлен через простую логику. Дополнительный гектар зерновых при урожайности 31,2 ц/га дает 3,12 т продукции. Если фактическая цена реализации покрывает прямые затраты, логистику, хранение и долю капитальных расходов, участок имеет экономический смысл. Если урожайность снижается до 19,1 ц/га, результат составляет 1,91 т, проект становится более чувствительным к цене топлива, удобрений и кредитной ставке. Поэтому поддержка, повышающая урожайность, одновременно снижает риск убыточности.

Не менее важна транспортная и складская инфраструктура. Валовой сбор зерна выше внутренней потребности региона создает потенциал для переработки и вывоза, но без достаточных мощностей хранения и сушки часть эффекта теряется. Зерно должно быть не только выращено, но и доведено до качества, позволяющего реализовать его по приемлемой цене. Следовательно, эффективность расширения землепользования зависит от элеваторов, сушильных комплексов, подъездных дорог и кооперационной логистики. Инвестиции в эти элементы мо-

гут давать больший эффект, чем расширение площади без инфраструктурного обеспечения.

Регулирование финансовой поддержки сельскохозяйственного сектора

Участок должен рассматриваться не только как источник продукции, но и как элемент территории, где важны почва, водный режим, биоразнообразие и соседство с другими видами землепользования. Для Кузбасса этот подход применим в части выбора земель около действующих сельхозкластеров и логистических коридоров. Расширение вокруг уже работающей инфраструктуры экономически сильнее, чем разрозненный ввод удаленных участков [15].

Земельный вопрос в Кузбассе связан и с промышленной спецификой региона. Конкуренция за территорию, влияние добывающих отраслей, необходимость рекультивации и неодинаковая экологическая нагрузка требуют аккуратной оценки каждого проекта. Сельскохозяйственное расширение должно учитывать правовой статус участка, фактическое состояние почвы, возможные ограничения по загрязнению и доступность воды. Без такой проверки инвестиции могут быть направлены в землю, которая формально относится к сельскохозяйственной, но фактически требует слишком больших восстановительных затрат.

Доклады о состоянии земель сельскохозяйственного назначения показывают, что проблема неиспользуемых земель имеет федеральный масштаб. Для регионов это означает наличие резерва, однако сам резерв неоднороден по качеству и потенциалу вовлечения. Часть участков может быть быстро возвращена в оборот, часть требует длительной подготовки, часть экономически целесообразнее оставить под иные функции. Поэтому государственная поддержка должна быть связана с кадастровой, агрохимической и производственной оценкой, чтобы бюджетные средства направлялись на участки с реальной отдачей [16].

Международные оценки полной стоимости агропродовольственных систем показывают, что узкая ориентация только на рост выпуска может скрывать экологические и социальные издержки. Для регионального землепользования это означает необходимость учитывать состояние почвы, водные риски, занятость, доходы сельских жителей и устойчивость поселений. Экономическая эффективность не должна сводиться только к тоннам зерна; она должна включать сохранение производственного потенциала земли на будущие сезоны [17].

Для малых форм хозяйствования главным ограничением остается доступ к капиталу и тех-

нике, что соответствует выводам исследований о практической роли региональной поддержки сельского хозяйства [18]. Крупное предприятие легче привлекает кредит, закупает комплекс машин и распределяет затраты по большой площади. Малый производитель при расширении даже на несколько десятков гектаров сталкивается с кассовым разрывом. Поэтому гранты, кооперационные субсидии и льготные кредиты должны рассматриваться как механизм выравнивания инвестиционных возможностей. Без таких мер расширение землепользования будет концентрироваться у ограниченного числа крупных хозяйств.

Однако поддержка малых форм должна быть связана с контролем результата. Если грант выделяется на технику, необходимо оценивать, используется ли она в производстве, сколько гектаров обрабатывается, сокращаются ли затраты на гектар, увеличивается ли валовой сбор.

Такой контроль не означает избыточного администрирования; он нужен для понимания, какие меры действительно работают. В противном случае бюджетный ресурс может давать слабый мультипликативный эффект.

Инвестиционная привлекательность земельных проектов в Кузбассе зависит и от ценовой конъюнктуры. Высокий урожай при низкой цене реализации может не дать ожидаемого финансового результата. Поэтому поддержка должна сочетаться с развитием хранения и переработки, позволяющих не продавать продукцию в период сезонного ценового давления. Чем больше у производителя возможностей управлять сроками реализации, тем выше экономическая устойчивость вложений в землю.

Сравнение 2023 – 2025 гг. позволяет выделить три практических вывода: урожайность является ключевым показателем эффективности расширения: при ее росте дополнительный гектар становится более ценным; объем поддержки важен, но его результат зависит от направления использования; расширение землепользования должно проводиться через инвестиционный отбор участков, а не только через административную задачу ввода брошенных земель. Эти выводы подтверждают необходимость проектного подхода в региональной аграрной политике.

Глобальные исследования влияния субсидий на производительность показывают неоднозначный результат: в одних случаях поддержка повышает эффективность, в других – снижает стимулы к самостоятельному повышению производительности. Для Кузбасса это означает, что государственная поддержка должна быть не постоянной заменой рыночной эффективности, а временным и адресным инструментом запуска

или ускорения проектов. Чем точнее субсидия связана с производительным активом, тем выше вероятность положительного результата [19].

Существенную роль играет долгосрочное технологическое развитие. Исследования общественных вложений в аграрные научные разработки показывают, что эффект от таких инвестиций возникает с временным лагом, но способен поддерживать производительность десятилетиями. Для Кузбасса это важно в части семеноводства, агрохимии, цифрового мониторинга полей и адаптации технологий к сибирским условиям. Поддержка текущего сезона должна дополняться вложениями в знания и технологии [20].

Для России в целом связь земельного управления и регионального развития остается сложной из-за неодинаковой инфраструктуры, различий в институтах собственности и исторических особенностей использования земель. В отношении Кузбасса это проявляется в необходимости соединять аграрную политику с промышленной, экологической и социальной политикой. Земля должна рассматриваться как ограниченный ресурс, где каждое решение о вовлечении в оборот должно иметь экономическое и территориальное обоснование [21; 22].

Государственная поддержка не подменяет хозяйственный расчет (см. рисунок). Она корректирует условия проекта и позволяет учесть общественную значимость сельского производства, занятости, продовольственного обеспечения и сохранения сельских территорий. Если проект убыточен даже после разумной поддержки, его запуск создает риск неэффективного использования бюджета. Если проект становится окупаемым только благодаря снижению ставки или компенсации части затрат, поддержка выполняет экономически оправданную функцию.

Результаты 2025 г. показывают, что аграрный сектор Кузбасса способен быстро наращивать производственный результат при сочетании благоприятных условий и поддержки. Свыше 1,5 млн т зерна и урожайность 31,2 ц/га формируют сильную базу для дальнейшего анализа. Но устойчивость этого результата должна проверяться в последующих сезонах. Главная задача состоит в том, чтобы не превратить удачный год в основание для нерасчетного расширения, а использовать его как аргумент в пользу точной настройки инвестиционных механизмов.

Экономический анализ эффективности показывает, что наиболее результативной является связка из трех элементов: доступный капитал, адресное финансирование производительных расходов и инфраструктурное сопровождение. Доступный капитал решает проблему времени между затратами и выручкой. Адресное финансирование по-

вышает качество обработки и урожайность. Инфраструктура обеспечивает хранение, сбыт и закрепление кадров. Отдельно каждый элемент полезен, но неполон; вместе они создают инвестиционную среду, в которой расширение землепользования становится устойчивым.

Практическая схема оценки проектов расширения землепользования

Важным критерием эффективности является снижение удельных затрат. Если после получения поддержки хозяйство не только увеличивает валовой сбор, но и уменьшает затраты на гектар или на тонну продукции, можно говорить о реальном экономическом эффекте. Если же поддержка компенсирует рост расходов без изменения производительности, эффект ограничен стабилизацией. Для периода 2023 – 2025 гг. в Кузбассе наиболее убедительным выглядит именно рост отдачи с гектара, но для окончательного вывода необходимы данные о себестоимости и структуре затрат по категориям хозяйств.

Отдельно следует учитывать, что расширение землепользования не всегда должно означать рост зерновой специализации. Технические культуры, картофель, овощи и кормовая база могут давать разный финансовый результат и по-разному влиять на устойчивость хозяйства.

Разумная структура посевов снижает зависимость от одной культуры и позволяет лучше использовать разные типы почв. Поэтому государственная поддержка должна сохранять баланс между продовольственной безопасностью, доходностью хозяйств и агроэкологическими ограничениями.

В конечном счете, эффективность инвестиционных механизмов определяется тем, насколько они меняют поведение производителей. Если поддержка стимулирует расчетливый ввод земель, обновление техники, повышение урожайности, развитие хранения и кооперации, она работает как фактор развития. Если поддержка воспринимается только как компенсация текущих трудностей, ее эффект слабее. По данным 2023 – 2025 гг. можно сделать вывод, что в Кузбассе сформирована рабочая финансовая и организационная основа для расширения землепользования, но дальнейшая отдача будет зависеть от качества отбора проектов и контроля результата.

Проведенный анализ показывает, что инвестиционные механизмы и инструменты государственной поддержки играют существенную роль в расширении сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе. Их экономический эффект проявляется через снижение стоимости капитала, компенсацию части затрат,



Практическая схема оценки проекта расширения землепользования
Practical framework for assessing a land use expansion project

обновление производственной базы, поддержку кооперации и развитие сельской инфраструктуры. Наиболее важным является то, что поддержка создает условия для превращения земли из формального ресурса в производительный актив.

В 2023 – 2025 гг. региональный аграрный сектор демонстрировал устойчивый рост производственных показателей. Отмечается заметное повышение урожайности зерновых и увеличение валового сбора. Одновременно наблюдался рост объемов государственной поддержки. В целом это свидетельствует об улучшении финансовых и производственных условий для расширения землепользования в регионе. При этом эффективность нельзя связывать только с ростом бюджетных расходов. Главный критерий – прирост результата на гектар и снижение инвестиционного риска. Поддержка эффективна тогда, когда она направлена на конкретные производственные элементы (технику, семена, мелиорацию, восстановление участков, хранение, логистику и кооперационные мощности). Поддержка менее эффективна, если она только закрывает текущие кассовые разрывы без изменения производственной базы.

Для дальнейшего развития сельскохозяйственного землепользования в Кузбассе целесообразно применять проектный отбор земельных массивов, оценивать срок окупаемости с учетом льготного кредита и без него, фиксировать планируемую урожайность, затраты на гектар и ожидаемый валовой сбор. Дополнительно необходимо усиливать агрохимическое обследование, цифровой учет полей, поддержку семеноводства и кооперационную логистику. Такой подход позволит направлять бюджетные средства не на формальное увеличение площадей, а на экономически оправданное расширение сельскохозяйственного производства.

Выводы

Государственная поддержка выступает ключевым фактором вовлечения земель в оборот. Наибольшая результативность достигается при проектном подходе, где бюджетные средства увязываются с конкретными окупаемыми инвестиционными проектами и измеримыми производственными индикаторами.

За 2023 – 2025 гг. региональный АПК продемонстрировал устойчивый рост эффективности: урожайность зерновых выросла с 19,1 до 31,2 ц/га, валовой сбор – с 1,0 до 1,5 млн т, объем поддержки – с 1,0 до 1,4 млрд руб. При этом именно повышение отдачи с гектара оказалось более значимым для экономического результата, чем простое наращивание посевных площадей.

Эффективность расширения землепользования неоднородна и определяется качеством почв, удаленностью от инфраструктуры и объемом необходимых мелиоративных работ. Поддержка оправдана лишь тогда, когда предельная выручка от дополнительного участка превышает предельные затраты на его подготовку и обработку; субсидии и льготные кредиты смещают эту границу, но не отменяют коммерческого расчета.

Практические рекомендации включают пяти-этапную схему оценки проектов (правовой статус, затраты на ввод, ожидаемая урожайность, выбор механизма поддержки, расчет срока окупаемости), а также усиление агрохимического обследования, цифрового мониторинга полей, поддержки семеноводства и кооперационной логистики.

Действующая система поддержки в Кузбассе обладает положительным потенциалом, однако ее реальная эффективность зависит от адресности, проектной дисциплины и контроля результата. Наиболее перспективна модель, объединяющая льготное кредитование, субсидии и инфраструктурные программы вокруг конкретных инвестиционных проектов с расчетом отдачи на гектар и учетом долгосрочного качества земель, что позволит превратить земельный ресурс в устойчивый драйвер регионального развития.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Богапова М.Р. Инвестиционная деятельность как ключевой механизм обеспечения воспроизводства ресурсного потенциала в сельском хозяйстве. *Современные технологии управления*. 2025;1(109):10903.
2. Бурса И.А., Петерсонс А. Д., Янкина И. А. Государственная поддержка инвестиционной деятельности в сельскохозяйственном производстве. *Естественно-гуманитарные исследования*. 2025;2(58):65–70.
3. Постановление Правительства Российской Федерации от 29 декабря 2016 г. № 1528 «Об утверждении Правил предоставления из федерального бюджета субсидий российским кредитным организациям по кредитам, выданным сельскохозяйственным товаропроизводителям, организациям и индивидуальным предпринимателям, осуществляющим производство, первичную и (или) последующую переработку сельскохозяйственной продукции и ее реализацию, по льготной ставке». URL: <https://publication.pravo.gov.ru/Document/View/0001201612300086> (дата обращения: 02.07.2026).
4. Постановление Правительства Российской Федерации от 14 июля 2012 г. № 717 «О

- Государственной программе развития сельского хозяйства и регулирования рынков сельскохозяйственной продукции, сырья и продовольствия» (в действующей редакции). URL: https://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_219305/ (дата обращения: 02.07.2026).
5. Постановление Правительства Кемеровской области - Кузбасса от 27 октября 2023 г. № 703 «Об утверждении государственной программы Кемеровской области - Кузбасса “Комплексное развитие сельских территорий Кузбасса”» (ред. от 2025 г.). URL: <https://kemer-gov.ru/doc/115177> (дата обращения: 02.07.2026).
 6. Liu F., et al. An analysis of the effect of agriculture subsidies on technical efficiency: Evidence from rapeseed production in China // *Heliyon*. 2024;10(13):e33819. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e33819>
 7. Кемеровостат. Посевные площади сельскохозяйственных культур по категориям хозяйств под урожай 2025 года. Кемерово, 2025. URL: [https://42.rosstat.gov.ru/storage/mediabank/Посевная%20для%20сайта%202025\(1\).pdf](https://42.rosstat.gov.ru/storage/mediabank/Посевная%20для%20сайта%202025(1).pdf) (дата обращения: 02.07.2026).
 8. Кемеровский филиал ФГБУ «Центр Агроаналитики». Итоги 2024 года в АПК Кузбасса. 2025. URL: <https://specagro.ru/news/202501/itogi-2024-goda-v-apk-kuzbassa> (дата обращения: 02.07.2026).
 9. ТАСС. Сельхозпроизводители Кузбасса получили 1,4 млрд рублей господдержки в 2025 году. 2025. URL: <https://tass.ru/obschestvo/26043271> (дата обращения: 02.07.2026).
 10. Коммерсантъ. На поддержку АПК Кузбасса в 2025 году власти направят 1,26 млрд рублей. 2025. URL: <https://www.kommersant.ru/doc/7640142> (дата обращения: 02.07.2026).
 11. National Audit Office of Finland. Subsidies for agricultural investments - Improving profitability and competitiveness: Conclusions and recommendations 7/2024. Helsinki, 2024. URL: <https://vtv.fi/wp-content/uploads/2025/08/NAOF-recommendations-7-2024-Subsidies-for-agricultural-investments-Improving-profitability-and-competitiveness.pdf> (accessed: 02.07.2026).
 12. Amaglobeli D., Benson T., Mogues T. Agricultural Producer Subsidies: Navigating Challenges and Policy Considerations. IMF Note 2024/002. Washington, DC: International Monetary Fund, 2024. URL: <https://www.imf.org/-/media/files/publications/imf-notes/2024/english/insea2024002.pdf> (accessed: 02.07.2026).
 13. OECD. Agricultural Policy Monitoring and Evaluation 2024. Paris: OECD Publishing, 2024. URL: https://www.oecd.org/en/publications/2024/11/agricultural-policy-monitoring-and-evaluation-2024_b4c72370.html (accessed: 02.07.2026).
 14. Afaq M., et al. The interplay between agricultural subsidies and climate adaptation and mitigation: a review. *Climate Policy*. 2025:2536901. <https://doi.org/10.1080/27658511.2025.2536901>
 15. Dsouza K. B., Watt G. A., Leonenko Y., Moreno-Cruz J. Bridging Farm Economics and Landscape Ecology for Global Sustainability through Hierarchical and Bayesian Optimization. 2025;2508.06386. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2508.06386>
 16. Министерство сельского хозяйства Российской Федерации. Доклад о состоянии и использовании земель сельскохозяйственного назначения Российской Федерации в 2023 г. URL: <https://mcx.gov.ru/upload/iblock/a49/3n7rogvhveochotyhamxgskmr7weovx.pdf> (дата обращения: 02.07.2026).
 17. FAO. The State of Food and Agriculture 2024: Value-driven transformation of agrifood systems. Rome: Food and Agriculture Organization of the United Nations, 2024: cd2616en. <https://doi.org/10.4060/cd2616en>.
 18. Эльдиева Т.М., Минин Д.Л. Государственная региональная поддержка сельского хозяйства: практика реализации. *Экономика. Информатика*. 2024;51(4):793–804. <https://doi.org/10.52575/2687-0932-2024-51-4-793-804>
 19. Mamun A., Martin W., Tokgoz S. Impact of farm subsidies on global agricultural productivity. *Agricultural Economics*. 2024: agec.12823. <https://doi.org/10.1111/agec.12823>
 20. Ortiz-Bobea A., Chambers R. G., He Y., Lobell D. B. Large increases in public R&D investment are needed to avoid declines of US agricultural productivity. *General Economics*. 2024:2405.08159. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2405.08159>
 21. OECD/FAO. OECD-FAO Agricultural Outlook 2025-2034. Paris: OECD Publishing; Rome: FAO, 2025. <https://doi.org/10.1787/601276cd-en>
 22. Strielkowski W., Mukhoryanova O., Kuznetsova O., Syrov Y. Sustainable regional economic development and land use: a case of Russia. *General Economics*. 2024. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2404.12477>

REFERENCES

1. Bogapova M.R. Investitsionnaya deyatelnost' kak klyuchevoi mekhanizm obespecheniya vosпроизводства resursnogo potentsiala v sel'skom khozyaistve. *Sovremennye tekhnologii upravleniya*. 2025;1(109):10903. (In Russ.)
2. Bursa I.A., Petersons A. D., Yankina I. A. State support for investment activity in agricultural production. *Estestvenno-gumanitarnye issledovaniya*. 2025;2(58):65–70. (In Russ.)
3. Decree of the Government of the Russian Federation No. 1528 dated December 29, 2016 "On Approval of the Rules for Granting Subsidies from the Federal Budget to Russian Credit Organizations for Loans Granted to Agricultural Producers, Organizations and Individual Entrepreneurs Engaged in Production, Primary and (or) Subsequent Processing agricultural products and their leasing, at a discounted rate." URL: <https://publication.pravo.gov.ru/Document/View/0001201612300086> (accessed: 02.07.2026). (In Russ.)
4. Resolution of the Government of the Russian Federation dated July 14, 2012, No. 717 "On the State Program for the Development of Agriculture and Regulation of Markets for Agricultural Products, Raw Materials, and Food" (as currently amended). URL: https://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_219305/ (accessed: 02.07.2026). (In Russ.)
5. Resolution of the Government of the Kemerovo Region – Kuzbass dated October 27, 2023, No. 703 "On the Approval of the State Program of the Kemerovo Region – Kuzbass 'Integrated Development of Rural Areas of Kuzbass'" (as amended in 2025). URL: <https://kemer-gov.ru/doc/115177> (accessed: 02.07.2026). (In Russ.)
6. Liu F., et al. An analysis of the effect of agriculture subsidies on technical efficiency: Evidence from rapeseed production in China // *Heliyon*. 2024;10(13):e33819. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e33819>
7. Kemerovostat. Sown areas of agricultural crops by category of farms for the 2025 harvest. Kemerovo, 2025. URL: [https://42.rosstat.gov.ru/storage/mediabank/Sowing%20for%20website%202025\(1\).pdf](https://42.rosstat.gov.ru/storage/mediabank/Sowing%20for%20website%202025(1).pdf) (accessed: 02.07.2026). (In Russ.)
8. Kemerovo branch of the Federal State Budgetary Institution "Center for Agroanalytics". Results of 2024 in the agro-industrial complex of Kuzbass. 2025. URL: <https://specagro.ru/news/202501/itogi-2024-goda-v-apk-kuzbassa> (accessed: 02.07.2026). (In Russ.)
9. TASS. Agricultural producers in Kuzbass received 1.4 billion rubles in state support in 2025. 2025. URL: <https://tass.ru/obschestvo/26043271> (accessed: 02.07.2026).
10. Kommersant. The authorities will allocate 1.26 billion rubles to support the agro-industrial complex of Kuzbass in 2025. 2025. URL: <https://www.kommersant.ru/doc/7640142> (accessed: 02.07.2026). (In Russ.)
11. National Audit Office of Finland. Subsidies for agricultural investments - Improving profitability and competitiveness: Conclusions and recommendations 7/2024. Helsinki, 2024. URL: <https://vtv.fi/wp-content/uploads/2025/08/NAOF-recommendations-7-2024-Subsidies-for-agricultural-investments-Improving-profitability-and-competitiveness.pdf> (accessed: 02.07.2026).
12. Amaglobeli D., Benson T., Mogues T. Agricultural Producer Subsidies: Navigating Challenges and Policy Considerations. IMF Note 2024/002. Washington, DC: International Monetary Fund, 2024. URL: <https://www.imf.org/-/media/files/publications/imf-notes/2024/english/in-sea2024002.pdf> (accessed: 02.07.2026).
13. OECD. Agricultural Policy Monitoring and Evaluation 2024. Paris: OECD Publishing, 2024. URL: https://www.oecd.org/en/publications/2024/11/agricultural-policy-monitoring-and-evaluation-2024_b4c72370.html (accessed: 02.07.2026).
14. Afaq M., et al. The interplay between agricultural subsidies and climate adaptation and mitigation: a review. *Climate Policy*. 2025;2536901. <https://doi.org/10.1080/27658511.2025.2536901>
15. Dsouza K. B., Watt G. A., Leonenko Y., Moreno-Cruz J. Bridging Farm Economics and Landscape Ecology for Global Sustainability through Hierarchical and Bayesian Optimization. 2025;2508.06386. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2508.06386>
16. Ministry of Agriculture of the Russian Federation. Report on the state and use of agricultural land in the Russian Federation in 2023. URL: <https://mcx.gov.ru/upload/iblock/a49/3n7rogvhevochotyhamxgskmr7weovx.pdf> (accessed: 02.07.2026). (In Russ.)
17. FAO. The State of Food and Agriculture 2024: Value-driven transformation of agrifood systems. Rome: Food and Agriculture Organization of the United Nations, 2024: cd2616en. <https://doi.org/10.4060/cd2616en>.
18. El'dieva T.M., Minin D.L. State and Regional Support for Agriculture: Implementation Practice. *Ekonomika. Informatika*. 2024;51(4):793–

804. (In Russ.) <https://doi.org/10.52575/2687-0932-2024-51-4-793-804>
19. Mamun A., Martin W., Tokgoz S. Impact of farm subsidies on global agricultural productivity. *Agricultural Economics*. 2024: agec.12823. <https://doi.org/10.1111/agec.12823>
20. Ortiz-Bobea A., Chambers R. G., He Y., Lobell D. B. Large increases in public R&D investment are needed to avoid declines of US agricultural productivity. *General Economics*. 2024:2405.08159. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2405.08159>
21. OECD/FAO. OECD-FAO Agricultural Outlook 2025-2034. Paris: OECD Publishing; Rome: FAO, 2025. <https://doi.org/10.1787/601276cd-en>
22. Strielkowski W., Mukhoryanova O., Kuznetsova O., Syrov Y. Sustainable regional economic development and land use: a case of Russia. *General Economics*. 2024. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2404.12477>

Сведения об авторах:

Ольга Сергеевна Самохвалова, преподаватель кафедры экономики и устойчивого развития бизнеса, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: samohvalova_os@sibsiu.ru

ORCID: 0009-0006-4199-9852

SPIN-код: 3339-9370

Таисия Андреевна Финская, студент кафедры экономики и устойчивого развития бизнеса Института технологий устойчивого развития, Сибирский государственный индустриальный университет

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

Information about the authors:

Ol'ga S. Samokhvalova, Lecturer at the Department of Economics and Sustainable Business Development at the Institute of Sustainable Development Technologies, Siberian State Industrial University

E-mail: samohvalova_os@sibsiu.ru

ORCID: 0009-0006-4199-9852

SPIN-код: 3339-9370

Taisiya A. Finskaya, student of the Department of Economics and Sustainable Business Development at the Institute of Sustainable Development Technologies, Siberian State Industrial University

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

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 14.07.2026

После доработки 25.08.2026

Принята к публикации 29.08.2026

Received 14.07.2026

Revised 25.08.2026

Accepted 29.08.2026

ИНФОРМАЦИЯ

В журнале «Вестник Сибирского государственного индустриального университета» № 2 (56) за 2026 г. обнаружено отсутствие ссылки на финансирование в статье Гурьянова Д.А., Осиповича К.С., Белослудцевой А.А., Панфилова А.О., Чумаевского А.В., Колубаева Е.А. Особенности формирования границ биметаллических образцов на основе сталей различного типа, полученных проволочным электронно-лучевым аддитивным производством. С. 38–49. [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2\(56\)-38-49](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2(56)-38-49). В связи с этим просим считать следующее: исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00578-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00578/>

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. 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. 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).

Н а 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